ALEXANDRE BUENO

**Estudo do comportamento de materiais e efeitos
de parâmetros de processo para aumento de vida
útil de turbinas hidráulicas tipo Francis**

São Paulo

2017

ALEXANDRE BUENO

**Estudo do comportamento de materiais e efeitos
de parâmetros de processo para aumento de vida
útil de turbinas hidráulicas tipo Francis**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Ciências

Área de concentração: Engenharia Química.

Professor: Dr. Jorge Alberto Soares Tenório

São Paulo

2017

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Bueno, Alexandre

Estudo do comportamento de materiais e efeitos de parâmetros de processo para aumento de vida útil de turbinas hidráulicas tipo Francis / A. Bueno -- versão corr. -- São Paulo, 2017.

137 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Química.

1.Materiais 2.Processos 3.Turbinas hidráulicas I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Química II.t.

DEDICATÓRIA

À minha esposa Soraia e minha filha Clarice, pois elas são a minha verdadeira
motivação para a realização deste trabalho.

Ao meu pai José pelo incentivo e apoio durante toda minha vida e em memória
a minha mãe Leonice cuja sólida base familiar moldou meu caráter, princípios e
valores.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por toda a saúde e força para superar as dificuldades dessa jornada.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Jorge Alberto Soares Tenório que me abriu as portas e oportunidades nessa universidade dando todo apoio e confiança.

Aos Profs. e amigos Manuel Saraiva e André Vicente pela incansável atenção e suporte durante a execução desse trabalho.

Ao Dr. Humberto Gissoni, por diversas sugestões importantes e por sua inesgotável disposição em apoiar esse trabalho nas horas decisivas.

À Voith Hydro, empresa na qual faço parte e seus gestores Marcos Blumer e Leonardo Nuzzi pelo suporte durante toda caminhada até a conclusão desse trabalho.

Aos colegas de trabalho Alerson Correa, Thiago Turra, Rafael Lacerda, Hans Poll, Camila Hashizume, Flavio Gonçalves, José Pestana, Ivan Cristiano, Bruno Scuracchio e Augusto Balcone por todo suporte e dedicação na execução dos testes.

RESUMO

A seleção adequada dos materiais e do processo de fabricação de rotores hidráulicos de turbinas Francis continua entre os maiores desafios enfrentados pelas empresas do setor desde sua criação no final do século XIX. A garantia de operação dessas máquinas está diretamente ligada à confiabilidade dos materiais, projetos e dos processos de fabricação, além da rigorosa observação de procedimentos e normas. Para que se consiga assegurar que ao final do processo de fabricação os procedimentos tenham sido respeitados, inúmeros testes são necessários. Alguns destes testes, porém podem afetar as próprias diretrizes para a execução do projeto ou fabricação. Um exemplo é o ensaio de propagação de trincas em diferentes arames de fabricação tipo GMAW e FCAW, que foi realizado com materiais cuja energia de absorção de impacto variava entre 30 e 100 J. Os resultados mostraram que o trabalho de impacto do material influencia consideravelmente a tenacidade e a velocidade de crescimento de falhas, o que consequentemente leva à conclusão de que esta propriedade define a margem de segurança do material contra propagação de trincas em aplicações como a construção de rotores hidráulicos soldados. Materiais com valores superiores de energia de impacto registraram um melhor comportamento com relação à propagação de falhas sendo mais adequados em regiões de altos esforços cíclicos, como as conexões de rotores Francis (pás x cubo x coroa). O trabalho mostra ainda quais os meios metalúrgicos e químicos necessários para se atingir um material com energia de impacto superior, demonstrando que os efeitos da ductilidade do material são mais significativos do que a resistência mecânica à tração. O que põe em xeque os padrões de dimensionamento dos componentes puramente baseados na comparação de tensões estáticas com a propriedade de resistência do material em seus limites de escoamento e ruptura.

ABSTRACT

The selection of materials and manufacturing process of hydraulic Francis Runners is one of the greatest challenges faced by sector companies since their establishment in the late 19th century. The guarantee of operation of these machines is directly linked to the reliability of the materials, designs and manufacturing processes, as well as the strict observation of procedures and standards. In order to ensure that procedures have been followed to at the end of the manufacturing process, numerous tests are required. Some of these tests, however, may affect some guidelines for project or manufacturing execution. An example is the crack propagation test on different types of manufacturing wires GMAW and FCAW, which were carried out with materials that energy of impact absorption varied from 30 to 100 J. The results showed that the impact work of the material influences considerably the tenacity and the crack growth rate, which consequently leads to the conclusion that this property defines the safety margin of the material against the cracks propagation in applications such as the construction by welding of hydraulic runners. Materials with higher values of impact energy showed a better behavior related to the failure propagation being more adequate in regions of high cyclic stresses such as the connections of Francis runners (blades x band x crown). The paper also shows the metallurgical and chemical requirements to obtain a material with higher impact energy, demonstrating that the effects of material ductility are more significant than the mechanical tensile strength. This fact challenges the current design standards of components based purely on the comparison of static tensions with the resistance property of the material at their resistance and rupture limits.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Roda d'água com pás de madeira (ALLIS-CHALMERS ELECTRICAL REVIEW, 1954 apud).....	20
Figura 2 – Tipos de turbinas de acordo com a direção do fluxo (VOITH HYDRO, 2015)	21
Figura 3 – Exemplo de corte transversal de uma usina hidrelétrica (Fonte Infoescola, 2017).....	22
Figura 4 – Diagrama para seleção dos tipos de turbinas (Arquivo Voith Hydro).....	24
Figura 5 – Arranjo básico de uma unidade geradora Francis (Arquivo Voith Hydro).....	25
Figura 6 – Vista explodida de um rotor tipo Francis (Arquivo Voith Hydro)	25
Figura 7 – Arranjo básico de uma unidade geradora Pelton (Arquivo Voith Hydro).....	26
Figura 8 – Arranjo básico de uma unidade geradora Kaplan (Arquivo Voith Hydro).....	27
Figura 9 – Influência da porcentagem de cromo na resistência à corrosão	30
Figura 10 – Diagrama Ferro-Cromo	33
Figura 11 – Diagrama de Schaeffler para aços inoxidáveis.....	35
Figura 12 – Ciclo de tratamento térmico do aço inoxidável martensítico CA6NM padrão VOITH.....	37
Figura 13 – Ciclo de tratamento térmico do aço inoxidável martensítico CA6NM padrão VOITH.....	39
Figura 14 – Ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões padrão Voith	40
Figura 15 – Processo de soldagem ao arco com eletrodos revestidos [Arquivo Voith]	44
Figura 16 – Processo de soldagem ao arco com eletrodo de tungstênio [Arquivo Voith]	45
Figura 17 – Esquema básico de equipamentos para soldagem MIG-MAG (Arquivo Voith).....	46
Figura 18 – Esquema básico de para soldagem MIG-MAG (Arquivo Voith).....	47

Figura 19 – Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares [Arquivo Voith].....	48
Figura 20 – Exemplos de entalhes e requisitos mínimos de pré trinca para teste de fadiga	50
Figura 21 – Aspecto comum da curva $\log (da/dN) \times \log (\Delta K)$	52
Figura 22 – Trinca do modelo de Wells	54
Figura 23 – Modelo de trinca desenvolvido por Dugdale, Burdekin e Stone	55
Figura 24 – Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova tipo SE	55
Figura 25 – Representação esquemática do equipamento para teste de impacto	57
Figura 26 – Representação esquemática do posicionamento do corpo de prova para o teste de impacto e medição inicial.....	57
Figura 27 – Representação esquemática da sequência do ensaio de impacto com os parâmetros de medição para definição do resultado.....	58
Figura 28 – Tipos de corpos de prova para ensaio de impacto conforme ASTM E23 / todas as dimensões em mm.....	59
Figura 29 – Corpos de prova para ensaio de impacto tipo Schnadt (mm)	59
Figura 30 – Tensões variantes no tempo.....	60
Figura 31 – Tensões variantes no tempo - Alternadas.....	62
Figura 32 – Diagrama S-N ou Curva de Wöhler, resistência à fadiga x vida esperada.....	64
Figura 33 – Navio tanque da II Guerra Mundial partido em dois enquanto estava atracado antes de ser colocado em serviço, Portland, Oregon, 16 de janeiro de 1943.....	66
Figura 34 – Estágios de nucleação e propagação da trinca por fadiga.....	68
Figura 35 – Vista das superfícies de fratura lado a lado mostrando as marcas radiais que indicam propagação. [Arquivo Voith Hydro, 2009].....	69
Figura 36 – Duas peças que falharam sob fadiga.....	69

Figura 37 – Representações esquemáticas das superfícies de fratura de fadiga de diversas seções transversais, com e sem entalhes, submetidas a várias condições de carregamento e níveis de tensão.....	71
Figura 38 – Fratura com 18 blocos de carregamento definidos por 17 marcas de praia (<i>beach marks</i>) conforme indicado na foto acima. As marcas amarelas foram feitas para orientar o exame microscópico. [Arquivo Voith Hydro, 2007]	72
Figura 39 – Fratura depois de polida mostra que a seção da pá está formada por metal base inoxidável martensítico (mais escuro) recuperado com solda austenítica (mais claro). [Arquivo Voith Hydro, 2009]	73
Figura 40 – Exemplo de fratura que teve início em um defeito de fundição sub-superficial, as setas indicam a direção e sentido da propagação da trinca. Esta é uma fratura típica de fadiga [Arquivo Voith Hydro, 2006].....	73
Figura 41 – Exemplo de Fractografia. [Arquivo Voith Hydro, 2009]	74
Figura 42 – Exemplo de fratura com múltiplas causas e processos de propagação. As setas indicam o sentido de propagação [Arquivo Voith Hydro, 2005]	74
Figura 43 – Configuração usada para o corpo de prova de CTOD (dimensões em -mm).....	77
Figura 44 – Exemplo de equipamento utilizado em ensaios de fadiga	78
Figura 45 – Configuração usada na fabricação do corpo de prova.....	81
Figura 46 – Configuração usada na distribuição dos corpos de prova de CTOD e impacto	81
Figura 47 – Configuração para teste de CTOD.....	82
Figura 48 – Configuração final para execução de soldagem do corpo de prova de CTOD, detalhe de usinagem	82
Figura 49 – Configuração final para execução de soldagem do corpo de prova de CTOD e Impacto, vista frontal	83
Figura 50 – Simulação de posicionamento dos termopares.....	90
Figura 51 – Equipamento de interface para controle de temperatura	90
Figura 52 – Determinação dos cortes para separar os corpos de prova	91

Figura 53 – Esquema de tratamento térmico para alívio de tensões.....	92
Figura 54 – Esquema de tratamento térmico para duplo revenimento.....	92
Figura 55 – Definição de nomenclatura dos corpos de prova de 1 a 3.....	93
Figura 56 – Definição de nomenclatura dos corpos de prova de 4 a 6.....	93
Figura 57 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3	94
Figura 58 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3	94
Figura 59 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3	95
Figura 60 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6	95
Figura 61 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6	96
Figura 62 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6	96
Figura 63 – Fluxograma da execução dos corpos de prova de impacto conforme ASTME E23	97
Figura 64 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 1, CPs i 1.1 até i 1.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	98
Figura 65 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 2, CPs i 2.1 até i 2.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	98
Figura 66 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 3, CPs i 3.1 até i 3.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	99
Figura 67 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 4, CPs i 4.1 até i 4.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	99
Figura 68 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 5, CPs i 5.1 até i 5.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	100
Figura 69 – Corpos de prova de impacto da Solda tipo 6, CPs i 6.1 até i 6.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	100
Figura 70 – Comparativo dos resultados de ensaio de impacto das soldas tipo 1, 2,4 e 6 conforme ASTM E23 Charpy V-notch	106
Figura 71 – Corpos de prova de CTOD 1.2, 1.3, 2.2 e 2.4	108
Figura 72 – Corpos de prova de CTOD 4.1, 4.3, 6.3 e 6.4	108
Figura 73 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 1.2 e 1.3	109

Figura 74 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 2.2 e 2.4	109
Figura 75 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 4.1 e 4.3	110
Figura 76 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 6.3 e 6.4	110
Figura 77 – Corpos de prova de CTOD 1.2, 1.3, 2.2 e 2.4	111
Figura 78 – Corpos de prova de CTOD 4.1, 4.3, 6.3 e 6.4	111
Figura 79 – Comportamento do crescimento de trinca por fadiga dos corpos de prova selecionados, usando como metal base aço CA6NM	112
Figura 80 – Comportamento do crescimento de trinca por fadiga dos corpos de prova selecionados, excluindo amostras 2.2 e 4.3	115
Figura 81 – Taxa de crescimento da trinca no teste de CTOD final	115
Figura 82 – <i>Fitted Line Plot</i> para velocidade de propagação de trinca por fadiga para ΔK 80 MPa $\sqrt{m}$ versus a resistência ao impacto do material.....	116
Figura 83 – Exemplo de página do software de monitoramento de dados de soldagem.....	118
Figura 84 – Exemplo de página do software de monitoramento de dados de soldagem.....	118
Figura 85 – Registro da variação de temperatura de interpasse.....	121
Figura 86 – Registro de medição de temperatura de interpasse.....	122
Figura 87 – Resultado de valores de impacto médio dos 6 experimentos	126
Figura 88 – Resultado de valores de impacto médio de 4 experimentos.....	126

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das turbinas hidráulicas segundo a velocidade específica.....	23
Tabela 2 – Composição básica dos aços de alta liga	29
Tabela 3 – Propriedades mecânicas dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743M.....	32
Tabela 4 – Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743M	32
Tabela 5 – Cronologia das principais realizações e eventos de pesquisa sobre falha por fadiga.....	63
Tabela 6 – Combinação de materiais/processos/tratamento térmico	83
Tabela 7 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 1	84
Tabela 8 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 4	85
Tabela 9 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 6	86
Tabela 10 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 3	87
Tabela 11 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 2	88
Tabela 12 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 5	89
Tabela 13 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 1.....	101
Tabela 14 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 2.....	102
Tabela 15 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 3.....	102

Tabela 16 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 4.....	103
Tabela 17 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 5.....	103
Tabela 18 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 6.....	104
Tabela 19 – Resumo dos resultados (média) de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 1 a 6	104
Tabela 20 – Tipos de corpos de prova selecionados para execução dos ensaios de CTOD.....	105
Tabela 21 – Corpos de prova selecionados para execução dos ensaios de CTOD	107
Tabela 22 – Correlação de propriedades mecânicas.....	107
Tabela 23 – Valores de ΔK inicial e final utilizados no cálculo das constantes C e m do material	113
Tabela 24 – Constantes C e m da Lei de Paris do aço CA6NM.....	114
Tabela 25 – Avaliação de parâmetros de soldagem.....	119
Tabela 26 – Tabela de medição de temperatura de interpasse	120
Tabela 27 – Tabela de valores de temperatura de interpasse	121
Tabela 28 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 1) ...	123
Tabela 29 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 2) ...	123
Tabela 30 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 3) ...	124
Tabela 31 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 4) ...	125
Tabela 32 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 5) ...	125
Tabela 33 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 6) ...	125

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

AWS:	American Welding Society
ASME:	American Society of Mechanical Engineers
ZAC:	Zona Afetada pelo Calor
ASTM:	American Society For Testing And Materials
ABS:	Associação Brasileira de Soldagem
ANB:	Authorized Nacional Body
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding
GMAW:	Gas Metal Arc Welding
FCAW:	Flux Cored Arc Welding
SMAW:	Shield Metal Arc Welding
CAE:	Computer Aided Engineering
CAD:	Computer Aided Design
CAM:	Computer Aided Manufacturing
CTOD:	Crack Tip Opening Displacement
CREQV:	Cromo Equivalente
NIEQV:	Níquel Equivalente
EPS:	Especificação do Procedimento de Soldagem
TTAT:	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
RQPS:	Registro da Qualificação do Procedimento de Soldagem

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	i
AGRADECIMENTOS	ii
RESUMO	iii
ABSTRACT	iv
LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xii
SUMÁRIO.....	xiii
1. INTRODUÇÃO	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1 Conceitos básicos sobre turbinas hidráulicas	19
2.1.1 Turbinas Francis	24
2.1.2 Turbinas Pelton.....	26
2.1.3 Turbinas Kaplan	27
2.2 Aços inoxidáveis martensíticos tipo CA6NM.....	28
2.2.1 Produtos fundidos	28
2.2.2 Aços inoxidáveis martensíticos	28
2.3 Tratamentos térmicos.....	36
2.3.1 Têmpera.....	36
2.3.2 Revenimento	38
2.3.3 Alívio de Tensões	39
2.3.3.1 Parâmetros para definição do TTAT	41
2.4 Processos de Soldagem	42
2.4.1 Definição de Soldagem	42
2.4.2 Principais Processos de Soldagem	43
2.4.3 Processo de Soldagem ao Arco com Eletrodo Revestido (SMAW)....	44
2.4.4 Processo de Soldagem ao Arco com Eletrodo de Tungstênio (GTAW)	
.....	45
2.4.5 Processo de Soldagem Semi Automática (GMAW).....	46
2.4.6 Arames Tubulares	47

2.4.7 Arames <i>Metal Cored</i>	48
2.4.8 Arames Sólidos ou Maciços	48
2.5 Ensaio de CTOD.....	49
2.6 Ensaio de Impacto	56
2.7 Fadiga.....	60
2.7.1 Definição e Generalidades.....	60
2.7.2 Histórico.....	61
2.7.3 Processo de Fadiga	64
2.7.4 Desenvolvimento de Trincas, I - Nucleação da trinca.....	66
2.7.5 Desenvolvimento de Trincas, II - Crescimento da trinca.....	67
2.7.6 Desenvolvimento de Trincas, III - Ruptura da trinca.....	68
2.7.7 Desenvolvimento de trincas, exemplos práticos de fraturas.....	72
3. OBJETIVOS	75
4. MATERIAIS E MÉTODOS	77
4.1 Metodologia utilizada na definição dos corpos de prova CTOD	77
4.2 Definição, confecção e soldagem dos corpos de prova.....	80
4.3 Sequência de tratamentos térmicos executados	91
4.4 Caracterização dos corpos de prova	93
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	101
5.1 Resultados dos corpos de prova de Impacto Charpy V-notch	101
5.2 Resultados dos corpos de prova de CTOD	106
5.2.1 Estudo simplificado de resultados e comprovação das correlações (resistência ao impacto x resistência à propagação de trincas)	114
5.3 Discussões dos Resultados	117
5.3.1 Procedimento de Soldagem e monitoramento de dados.....	117
5.3.2 Análise das temperaturas de interpasse.....	120
5.3.3 Resultado de impacto entre corpos de prova	122
5.3.4 Análise de resultados de CTOD, avaliação do comportamento da junta soldada para baixos e médios ΔK	127
5.3.5 Análise de resultados de CTOD, crescimento de trinca para valores elevados de ΔK	127

5.3.6	Análise de resultados de CTOD, correlação entre resistência mecânica e as constantes C e m	128
6.	CONCLUSÕES.....	129
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	131

1. INTRODUÇÃO

Através dos séculos o desenvolvimento para que a energia elétrica se tornasse uma realidade no cotidiano humano passou a ser um dos grandes desafios da engenharia. Dentro desse contexto destacam-se as turbinas hidráulicas, cujo objetivo é transformar a energia mecânica (pressão e cinética) de um fluxo de água em energia elétrica por meio do acoplamento a um gerador elétrico.

Segundo a Eletrobras, o Brasil possui uma das maiores matrizes energéticas hidráulicas do mundo. A contribuição da energia hidráulica na matriz energética nacional, segundo a Resenha Energética Brasileira (2014), é da ordem de 65%, participando com quase 88% de toda a energia elétrica renovável gerada no País.

Apesar da tendência de aumento de outras fontes renováveis, movimento esse causado principalmente pelas restrições ambientais de projetos hidrelétricos e também pelos avanços tecnológicos no aproveitamento de fontes alternativas, todos os indicadores demonstram que a energia hidráulica continuará sendo, por muitos anos, a principal fonte geradora de energia elétrica do Brasil. Embora os maiores potenciais remanescentes estejam localizados em regiões com fortes restrições ambientais e distantes dos principais centros consumidores, estima-se que nos próximos anos, o país continuará expandindo sua capacidade de geração por meio de fontes hídricas.

É fundamental, portanto, continuar a busca por turbinas hidráulicas com a máxima eficiência e sem falhas.

O processo de projeto, modelagem e fabricação de turbinas é basicamente composto por três requisitos igualmente importantes. O primeiro requisito é o comumente conhecido como projeto hidráulico, e que se busca que a turbina tenha uma distribuição adequada da velocidade relativa do fluido em ambos os lados (pressão e sucção) da superfície das pás para minimizar a possibilidade de separação de fluxo e a consequente redução de desempenho. O segundo requisito se caracteriza pelo comportamento dinâmico do rotor

hidráulico, esse se refere à seleção do tipo de perfil da pá, pois o mesmo deve oferecer condições geométricas favoráveis para fabricação, garantindo a resistência mecânica que é detalhada no terceiro requisito.

O aspecto final está relacionado a um projeto mecânico otimizado, mantendo os níveis de tensão dentro de limites seguros, eliminando a possibilidade de deformações excessivas ou fraturas durante a operação. Ponderando todas estas solicitações, a utilização dos sistemas de CAE, CAD e CAM (*Computer Aided Engineering*, *Computer Aided Design* e *Computer Aided Manufacturing*, respectivamente) é o que há de melhor em tecnologia para garantir todos estes requisitos.

No decorrer das últimas décadas muito se evoluiu no rendimento hidráulico das turbinas, fazendo com que essas máquinas e mais especificamente, seus rotores, passassem a ser cada vez mais solicitados sob a ótica de esforços mecânicos. Isto levou à ocorrência de falhas em equipamentos e necessidade de novos estudos para aumentar sua vida útil e mitigar riscos de paradas indesejadas.

Os primeiros desenvolvimentos focaram em falhas ocorridas em componentes fundidos como pás do tipo Kaplan ou rotores Pelton, e neste caso foi possível aumentar a resistência à fadiga, medida por meio de ensaios de resistência à propagação de trincas (CTOD), com o incremento da resistência ao impacto do material de base. Estes estudos permitiram atingir valores de resistência ao impacto nos materiais de base significativamente superiores aos requeridos nas especificações técnicas à época.

Essa mesma demanda surgiu também para os rotores tipo Francis, só que neste caso em particular, a região de maior solicitação mecânica e sob maior influência de esforços cíclicos, se encontra na região da solda e não no material de base.

Todos esses aspectos são decisivos no dimensionamento de uma turbina hidráulica, mas nenhum deles é efetivo se, no caso de rotores Francis, os processos de soldagem não forem monitorados e controlados de maneira rigorosa, em vista das condições severas de operação do equipamento e as muitas variáveis envolvidas.

O presente trabalho tem como objetivo mostrar uma nova oportunidade de fabricação de rotores Francis, aplicando materiais de soldagem com alta tenacidade visando criar uma margem de segurança adicional para este tipo de turbina hidráulica.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conceitos básicos sobre turbinas hidráulicas

A observação e o estudo do comportamento da água e seus fenômenos têm sido foco da atenção do homem há milênios. Há indícios de que muito antes da era cristã o homem já construía instalações para uso da água voltadas à irrigação e ao armazenamento da própria água. Historicamente foram os gregos os pioneiros no desenvolvimento de máquinas hidráulicas para bombeamento de água de seus navios na antiguidade **[1]**, relatos dessas máquinas datam de 250 a.C., Arquimedes propôs o primeiro projeto de bomba hidráulica **[2]**. As rodas d'água, cujos romanos já tinham conhecimento e domínio, começaram a fazer parte do dia a dia apenas no século XIV, por outro lado a criação e desenvolvimento da primeira turbina dita "moderna" é creditado a Benoit Fourneyron em 1833 **[3]**.

Turbinas hidráulicas tiveram uma alavancagem tecnológica na Europa, mais especificamente na França durante o século XIX, o motivo que levou a França a se dedicar e desenvolver estes equipamentos foi principalmente a corrida da revolução industrial, já que o país não possuía as reservas de carvão natural necessárias para utilização como fonte de energia para mover as máquinas durante a 1ª revolução industrial. Por conta disso, ao final do século XIX, a geração de energia elétrica a partir de fontes hídricas se tornou personagem de desenvolvimento estratégico além de um próspero investimento e fonte de estudos **[4]**.

Na América do Norte a aplicação mais remota data de 1605, com uma roda d'água fornecendo energia mecânica para um moinho em Port Royal **[2]**. As primeiras rodas d'água eram fabricadas em madeira, conforme Figura 1, e consistiam de cinco partes principais: o eixo, as travessas, os flanges externos, o flange interno de fechamento além, claro das pás ou conchas.

Figura 1 – Roda d'água com pás de madeira (ALLIS-CHALMERS ELECTRICAL REVIEW, 1954 apud) **[3]**

Ao final do século XIX, com o objetivo de aumentar o rendimento, as máquinas hidráulicas passaram a ter as rodas ou rotores enclausurados, dessa forma se mantinha a água confinada. Neste período também foram introduzidos novos mecanismos utilizados para a regulação do fluxo de água e consequentemente da potência desejada. Com o advento da luz elétrica, proporcionado pelo trabalho de Thomas Edison, os investimentos e a necessidade de se converter energia mecânica em elétrica tornaram-se muito mais profundos resultando em patentes de diversos tipos de turbinas **[4]**.

Durante a segunda metade do século XIX alguns tipos de turbinas passaram a ser desenvolvidos de forma mais intensa, dentre eles a turbina tipo Francis concebido por James B. Francis em 1847 com uma evolução da turbina Howd (1837) que foi o aprimoramento da turbina de Fourneyron. Outro tipo de turbina que evoluiu nesse período foi a turbina tipo Pelton que recebeu seu nome em homenagem a seu criador Lester A. Pelton em 1877. Por último, em 1913, Viktor Kaplan aprimorou a turbina tipo Propeller passando a ter variação no passo das pás e a patenteou como um novo tipo de turbina, surgindo então, a máquina Kaplan, cujo nome também homenageia seu criador **[4]**.

As turbinas podem ser classificadas de acordo com a direção do fluxo de água no rotor como:

- Radiais
- Axiais
- Mistas

Nas turbinas radiais o fluxo é perpendicular ao eixo de rotação. A turbina Francis (figura 2 – 2.1a) é um exemplo de turbina radial. Nas turbinas axiais, o fluxo da água é paralelo ao eixo de rotação e as turbinas mistas são aquelas que possuem um fluxo inclinado (componente axial e radial) ao eixo de rotação. As turbinas Kaplan (figura 2 – 2.1b) e Bulbo (figura 2 – 2.1c) são exemplos de turbinas classificadas como fluxo axial [5].

2.1a – Turbina Francis

2.1b – Turbina Kaplan

2.1c – Turbina Bulbo

Figura 2 – Tipos de turbinas de acordo com a direção do fluxo
(VOITH HYDRO, 2015)

É importante ressaltar que em função dos estudos e desenvolvimentos efetuados no decorrer de várias décadas, as turbinas hidráulicas têm como característica uma excelente eficiência. Entretanto, devido ao enorme volume de energia gerado durante sua operação, mínimas perdas de rendimento são extremamente significativas. Dessa forma os estudos em busca de maiores eficiências durante a operação continuam [5].

Em toda turbina hidráulica a tomada d'água é proveniente de um reservatório ou canal em uma elevação acima do nível da turbina (maior pressão), e tem sua saída após ser turbinada para um canal de elevação inferior (menor pressão), chamado comumente de jusante.

A água de montante é levada ao longo de um duto fechado, chamado de conduto forçado até o rotor onde se encontram as pás com o perfil hidráulico (lâminas curvas), as quais são fixas para os rotores Francis e podem ser ajustáveis para os rotores do tipo Kaplan e Bulbo, para controlar o fluxo e a potência gerada, conforme figura 3.

Figura 3 – Exemplo de corte transversal de uma usina hidrelétrica
(Fonte Infoescola, 2017)

A potência P que uma turbina pode extrair do fluxo de água será proporcional ao produto da vazão volumétrica (Q) e da queda d'água disponível (H), segundo a equação 1:

$$P = \rho \cdot Q \cdot H \cdot g \cdot \eta \quad (1)$$

Onde:

ρ = Densidade da água;

g = Aceleração da gravidade;

η = Eficiência da turbina

Turbinas que operam em campos de velocidade adjacentes e são geometricamente semelhantes, têm a mesma rotação específica em função da vazão (Nq). Este dado é fundamental, pois é através do Nq que se determina a turbina mais adequada para cada aproveitamento hidráulico. Este parâmetro é calculado em função da potência como se apresenta na equação 2:

$$Nq = N \frac{Q^{0,5}}{H^{0,75}} \quad (2)$$

Onde:

Nq = Rotação específica;

N = Rotação da Turbina (rpm);

Q = Vazão (m^3/s)

H = Queda do aproveitamento hidráulico (m)

Os principais tipos de turbinas hidráulicas podem ser classificados conforme tabela 1.

Tabela 1 – Classificação das turbinas hidráulicas segundo a velocidade específica [6]

Tipos de Turbinas	Característica	Nq
Pelton	1 jato	9
	2 jatos	4 - 13
	3 jatos ou mais	5 - 22
Francis	Lenta	18 - 35
	Normal	35 - 68
	Rápida	68 - 135
Kaplan/Bulbo	Vertical ou horizontal	105 - 450

A figura 4 apresenta os limites aproximados para seleção das turbinas com base na relação entre queda (H) e vazão (Q).

Figura 4 – Diagrama para seleção dos tipos de turbinas (Arquivo Voith Hydro)

2.1.1 Turbinas Francis

Turbinas Francis (figura 5) são projetadas de forma a operarem normalmente entre quedas de 40 e 400 metros. Bons exemplos são as usinas hidrelétricas de Itaipu, Tucuruí e Belo Monte que operam com turbinas tipo Francis em uma queda de cerca de 100 metros de coluna d'água [5].

Rotores de turbinas tipo Francis são construídos em 3 partes, sendo a primeira uma virola chamada de coroa ou cinta, a segunda parte é caracterizada pela forma de um cone ou cubo e a terceira são as pás hidráulicas cuja quantidade varia dependendo do projeto hidráulico, conforme figura 6.

Os processos abordados nesse trabalho têm como foco a soldagem das pás hidráulicas no cubo e coroa de rotores tipo Francis.

Figura 5 – Arranjo básico de uma unidade geradora Francis (Arquivo Voith Hydro)

Figura 6 – Vista explodida de um rotor tipo Francis (Arquivo Voith Hydro)

2.1.2 Turbinas Pelton

Nas turbinas Pelton (figura 7) não há palhetas e sim um conjunto de bocais ou injetores, cada qual com uma agulha móvel (semelhante a uma válvula) para controlar a vazão. Nessas turbinas, a pressão da água é transformada em energia cinética pelo bocal, que acelera a água até uma alta velocidade e o jato d'água é dirigido para uma série de conchas curvas montadas em torno do rotor.

Figura 7 – Arranjo básico de uma unidade geradora Pelton (Arquivo Voith Hydro)

2.1.3 Turbinas Kaplan

Turbinas Kaplan (figura 8) são projetadas para operar em quedas de até 60 metros. O Brasil tem exemplos de turbinas Kaplan instaladas nas usinas hidrelétricas de Estreito, Aimorés e Lajeado. Grandes usinas tipo Kaplan estão presentes ao redor do mundo como na usina de Yacyretá na Argentina e Saratov na Rússia.

Uma significativa diferença entre as turbinas Kaplan (figura 8) e Francis (figura 5) é que no caso do rotor Kaplan, a turbina se assemelha a um propulsor de navio. Nas turbinas Kaplan, o ângulo de inclinação das pás pode ser controlado hidraulicamente durante a operação por meio de um sistema denominado cabeçote Kaplan.

Figura 8 – Arranjo básico de uma unidade geradora Kaplan (Arquivo Voith Hydro)

2.2 Aços inoxidáveis martensíticos tipo CA6NM

2.2.1 Produtos fundidos

O processo de fundição é um dos mais versáteis processos de fabricação. Sua capacidade de produzir componentes das mais variadas formas, tamanhos e de quase qualquer tipo de material metálico o torna um processo único e com ampla utilização no meio industrial.

No caso de fabricação de produtos para usinas hidrelétricas, mais especificamente rotores de turbinas hidráulicas, calcula-se que aproximadamente 90% sejam produzidos a partir do processo de fundição.

O material de base utilizado na fabricação da maioria dos rotores hidráulicos modernos e referência para os estudos de soldagem desse trabalho é o aço inoxidável martensítico ASTM A 743 CA6NM.

2.2.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Conforme norma ASTM, a denominação aço inoxidável como é usualmente conhecido, traz o conceito de um material cuja propriedade principal é a resistência à corrosão. Quando confrontado com outras combinações ou tipos de aço, é claro que os aços inoxidáveis apresentam maior resistência à corrosão quando submetidos a um determinado meio ou agente agressivo, essa comparação também é válida para resistência à corrosão a altas temperaturas [7].

A resistência à corrosão é concedida ao aço inoxidável por conta da adição de elementos de liga como cromo e níquel. O cromo, quando em contato com o ar atmosférico, em específico o oxigênio, cria um filme de óxido praticamente impenetrável, conferindo assim a característica de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.

Uma classificação tradicional para os aços resistentes à corrosão é com base em sua microestrutura. Basicamente esses aços com alta porcentagem de elementos de liga, quando ligados com alto teor de cromo são classificados como martensíticos ou ferríticos, os ligados ao cromo-níquel são duplex ou

austeníticos e os níquel-cromo são inteiramente austeníticos, conforme a tabela 2 [8]:

Tabela 2 – Composição básica dos aços de alta liga [9]

Liga	Micro Estrutura	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Si	%Mn	%P	%S
CB-30	Ferrita+carb.	0.30	18.0-21.0	2.00	...	1.50	1.00	0.04	0.04
CC-50	Ferrita+carb.	0.30	26.0-30.0	4.00	...	1.50	1.00	0.04	0.04
CA-15	Martensita	0.15	11.5-14.0	1.00	0.50	1.50	1.00	0.04	0.04
CA-15M	Martensita	0.15	11.5-14.0	1.00	0.15-1.0	0.65	1.00	0.04	0.04
CA-40	Martensita	0.2-0.4	11.5-14.0	1.00	0.5	1.50	1.00	0.04	0.04
CA-6NM	Martensita	0.06	11.5-14.0	3.5-4.5	0.40-1.0	1.00	1.00	0.04	0.03
CB-7Cu	Martensita	0.07	15.5-17.0	3.6-4.6	...	1.50	1.00	0.04	0.04
CH-20	Austenita	0.20	22.0-26.0	12.0-15.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CK-20	Austenita	0.20	23.0-27.0	19.0-22.0	...	1.75	1.50	0.04	0.04
CN-7M	Austenita	0.07	19.0-22.0	27.5-30.5	2.0-3.0	1.50	1.50	0.04	0.04
CD-4MCu	Ferrita+austenita	0.04	25.0-26.5	4.75-6.0	1.7-2.2	1.00	1.00	0.04	0.04
CE-30	Ferrita+austenita	0.30	26.0-30.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-3	Ferrita+austenita	0.03	17.0-21.0	8.00-12.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-8	Ferrita+austenita	0.08	18.0-21.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-20	Ferrita+austenita	0.20	18.0-21.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-3M	Ferrita+austenita	0.03	17.0-21.0	9.0-13.0	2.0-3.0	1.50	1.50	0.04	0.04
CF-8M	Ferrita+austenita	0.08	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0	1.50	1.50	0.04	0.04
CF-12M	Ferrita+austenita	0.12	18.0-21.0	9.00-12.0	2.0-3.0	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-8C	Ferrita+austenita	0.08	18.0-21.0	9.00-12.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04
CF-16F	Ferrita+austenita	0.16	18.0-21.0	9.00-12.0	1.50	2.00	1.50	0.17	0.04
CG-8M	Ferrita+austenita	0.08	18.0-21.0	9.00-13.0	3.0-4.0	1.50	1.50	0.04	0.04

Conforme já descrito, o cromo tem papel fundamental na característica de resistência à corrosão. A figura 9 demonstra a influência da porcentagem de cromo na resistência à corrosão utilizando a unidade mpy (milli-inch per year, onde: 1 mpy = 0,0254 mm/ano), que representa a penetração da corrosão comparada com a porcentagem de cromo do material.

Figura 9 – Influência da porcentagem de cromo na resistência à corrosão [10]

As aplicações para os aços inoxidáveis são as mais variadas possíveis, podendo citar-se entre elas, turbinas a vapor, motores a jato, turbinas a gás e, claro, os equipamentos para usinas hidrelétricas.

O foco de estudo desse trabalho é o material mais comum no uso de turbinas hidráulicas, o aço inoxidável martensítico da série CA6NM, que possui uma proporção de carbono/cromo superior à do grupo ferrítico (vide tabela 2), e quando submetidos ao resfriamento forçado, partindo de temperaturas elevadas (têmpera), consegue atingir valores de resistência à tração superiores a 1.300 MPa. Em consequência disto, um aumento da dureza também é observado, podendo chegar a valores de aproximadamente 400HB, fazendo assim com que essas características aumentem de forma significativa sua resistência ao desgaste, o que nesse caso é uma característica extremamente relevante para uma pá de turbina hidrelétrica. Os aços martensíticos da série CA6NM resistem à corrosão em ambientes menos agressivos como atmosfera, água doce e ácidos fracos, pois possuem uma excelente ductilidade e sua composição química é favorável a estes meios.

O aço inoxidável martensítico tipo CA6NM é uma liga Ferro-Carbono que leva em sua composição elementos como cromo, níquel e molibdênio, tendo

assim uma resistência à corrosão e à tração muito próximas a do aço inoxidável martensítico tipo CA15. Contudo, é importante reforçar que a adição de níquel e molibdênio à composição do CA6NM melhora sua resistência ao impacto, que chega a ser mais que duas vezes a resistência ao impacto do CA15, além de conferir ao CA6NM resistência ao desgaste por cavitação superior quando comparado com o CA15.

Conforme já mencionado, uma das grandes aplicações dessa liga (aço inoxidável martensítico tipo CA6NM) tem sido em rotores para turbinas hidráulicas de geração de energia. Sobre sua nomenclatura (CA6NM) a primeira letra refere-se à sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel e de cromo. Com o correspondente aumento do teor do Ni, a designação se altera de A a Z. Os números que seguem as duas primeiras letras se referem à porcentagem de carbono ($\% \times 100$). No final da nomenclatura as letras subsequentes, correspondem à primeira letra dos elementos de liga presentes no material, que nesse caso são o níquel (N) e molibdênio (M).

Assim sendo, o aço CA6NM pode ser considerado e classificado como um aço resistente à corrosão com aproximadamente 13% de cromo, ligado ainda ao níquel e molibdênio, contendo no máximo 0,06% de carbono. É importante assinalar que apesar da especificação técnica permitir até 0,06% de carbono, para o uso na fabricação em turbinas hidrelétricas é recomendada uma porcentagem máxima de 0,03% de carbono, pois com essa redução ou limitação da porcentagem de carbono um existe um aumento significativo da tenacidade da liga e além disso uma melhora expressiva na soldabilidade. Por esta razão, a liga usada nesse trabalho atende a esta recomendação.

Um tema ainda a ser abordado são os tipos de tratamento térmico, mas é possível antecipar que em função das propriedades mecânicas requeridas, como resistência a tração ou escoamento, é definida a temperatura de revenimento a ser executada. Essa liga pode ser revenida a várias temperaturas, mas para o uso em turbinas hidráulicas é mais comum encontrar especificações técnicas em que o tratamento térmico de revenimento é solicitado na faixa de 593°C a 621°C. Com o resfriamento, abaixo da

temperatura onde ocorre a transformação final da martensita (220°C) observam-se resultados de propriedades mecânicas conforme tabela 3. A composição química mais comum aparece na tabela 4.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743M [7]

Grau	Tipo	YS MPa min.	TS MPa min.	A % min.	Z % min.	HB * máx.	Impacto Charpy V * J min.
CA6NM	12 Cromo 4 Níquel	550	755	15	35	285	50

Onde YS é o limite de escoamento, TS limite de resistência à tração (ambos em MPa), "A" o alongamento, "Z" a estricção (ambos em %) e HB a dureza com o resultado em Brinell.

Tabela 4 – Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743M [7]

Elemento Químico	C (máx)	Mn (máx)	Si(máx)	Cr	Ni	Mo	P(máx)	S (máx)
Percentual	0,06	1,00	1,00	11,5-14,0	3,5-4,5	0,4-1,0	0,04	0,03

Os aços inoxidáveis martensíticos fundidos CA6NM foram concebidos na Suíça, tendo como um dos principais objetivos possuir característica de soldabilidade superior a dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, como o até então usado CA15, cuja soldabilidade é extremamente baixa, ocasionando defeitos e trincas durante a soldagem. Até hoje os aços CA6NM continuam evoluindo para atender o mercado que necessita de aços que sejam mais simples de fabricar, soldar, usar e com propriedades mecânicas superiores.

Por intermédio dos diagramas de equilíbrio Ferro-Cromo (figura 10) evidencia-se que a presença do carbono tem o efeito de estender ou dilatar a extensão austenítica no diagrama, graças a capacidade de austenitização do carbono. Com isto, é possível que o elemento ferritizante, nesse caso o cromo,

possa ser adicionado em maior proporção na liga. Como dados de comparação, em uma parcela de 0,1% de carbono o cromo não pode ultrapassar os 13% para que o aço resultante dessa combinação seja temperável. Nesse mesmo exemplo, se adicionarmos 0,4% de carbono na liga, o aço da fase gama é dilatado, e nesta condição a liga passar a absorver até 18% de cromo e mesmo assim ainda é possível ocorrer a transformação martensítica, por meio da têmpera da liga com essa combinação de elementos.

Figura 10 – Diagrama Ferro-Cromo [10]

Por outro lado, no caso das ligas CA6NM utilizadas na fabricação de turbinas hidráulicas, busca-se a redução do teor de carbono o que junto com a presença de cromo resulta no estreitamento do campo austenítico tornando a ferrita δ estável em temperaturas mais baixas; a consequência dessa relação é a redução da tenacidade. Para contrabalancear essa consequência no caso dos aços CA6NM é feita a incorporação de níquel, dessa forma ocorre novamente a expansão do campo austenítico. Portanto, essa combinação da redução de carbono na liga com cromo e a consequente adição de níquel gera o potencial necessário para que seja possível a completa austenitização da liga e assim a

possibilidade de temperar o material gerando uma estrutura rica em martensita **[11]**.

Diversos métodos, equações e diagramas foram desenvolvidos no decorrer das décadas com o objetivo de avaliar e quantificar o efeito de cada elemento de liga na formação de um determinado material. No caso dos aços inoxidáveis, foram desenvolvidas expressões que se classificam em função dos efeitos ferritizante e austenitizante. São chamadas de cromo equivalente (Creqv) que tem o efeito ferritizante e níquel equivalente (Nieqv) com propriedade austenitizante. Vários diagramas foram concebidos baseados nessas expressões e dentre eles o mais renomado é o diagrama de Schaeffler (figura 11). O diagrama de Schaeffler se caracteriza por agrupar diferentes tipos de aços ligados ao cromo e níquel por intermédio das expressões de Creqv e Nieqv, elencando-os com a formação das principais fases após soldagem **[12]**.

Independentemente de este diagrama ter sido concebido com o objetivo de ser utilizado em soldagem, ou seja, considerando altas velocidades de solidificação, o diagrama de Schaeffler também pode ser utilizado no caso de velocidades de resfriamento lentas, como, por exemplo, o caso de fundição de metais, porém é importante considerar que por conta dessa mudança de conceito, no caso a velocidade de resfriamento, as fronteiras onde ocorrem as transformações de fase podem estar deslocadas.

Figura 11 – Diagrama de Schaeffler para aços inoxidáveis [12]

Utilizando como base o diagrama de Schaeffler é possível determinar que o aço inoxidável martensítico tipo CA6NM ocupa uma posição no campo bifásico (martensita + ferrita) estando nesse caso na fronteira de uma estrutura 100% martensítica. Entretanto mesmo com essa estrutura, é possível identificar traços de austenita retida na estrutura do material. Hipoteticamente esses traços de austenita residual encontrados no material de base têm sua causa na lenta velocidade de resfriamento do material fundido quando comparada à velocidade de resfriamento do material de solda, causando dessa forma tensões térmicas de menor intensidade e com isso propiciando a oportunidade de segregação dos elementos estabilizadores dessa austenita, como níquel ou carbono, o resultado disso é uma sensível redução da temperatura de início da transformação da martensita. Nesse estado o material fundido tem uma estrutura frágil e de baixíssima ductilidade, condições essas que são contornáveis após a aplicação de determinados tipos de tratamentos térmicos.

Alguns tipos de tratamentos térmicos são aplicados com o objetivo de corrigir ou melhorar as propriedades mecânicas do aço inoxidável martensítico, seja após seu processo de fundição no caso do material de base ou após

processos de soldagem para construção ou reparos do produto. Alguns tipos e detalhes de tratamentos térmicos estão descritos no próximo tópico.

2.3 Tratamentos térmicos

2.3.1 Têmpera

A têmpera é um dos processos de tratamento térmico cujo objetivo é reestabelecer a estrutura do material para uma condição de uso na indústria, já que o material inoxidável martensítico tipo CA6NM no estado fundido é praticamente impossível de ser processado ou trabalhado.

O processo de têmpera nesses aços tem como princípio básico seu aquecimento até que ocorra sua total austenitização, logo é necessária a manutenção da temperatura de têmpera por um determinado período que depende basicamente de fatores como espessura e composição química, após esse período o tratamento consiste em proceder com um rápido resfriamento até uma temperatura abaixo da temperatura de formação da martensita, aproximadamente 265°C. A velocidade de resfriamento é fundamental e deve ser rápida o bastante para obtenção da martensita **[13-14]**.

A temperatura de austenitização dos aços tipo CA6NM está normalmente na faixa de 950°C a 1050°C. Durante o tempo de manutenção, além da austenitização outro fenômeno também ocorre, nesse ciclo ou temperatura de encharque ocorre a equalização de elementos segregados, a dissociação de carbonetos e principalmente a decomposição da ferrita δ oriunda do material bruto de fundição.

É importante salientar que apesar da necessidade de se obter uma velocidade de resfriamento eficiente e rápida o suficiente para que ocorra a formação de uma estrutura martensítica, esse resfriamento forçado e quase que violento, gera altas tensões no material tratado e pode gerar descontinuidades como fissuras e trincas além de deformações e distorções prejudiciais para o componente fabricado.

Na figura 12 tem se um exemplo do ciclo térmico utilizado pela empresa Voith para têmpera e revenimento, que segue as recomendações da norma ASTM A743M. O primeiro patamar indicado na figura 11 corresponde ao tratamento de têmpera.

Figura 12 – Ciclo de tratamento térmico do aço inoxidável martensítico CA6NM padrão VOITH

Para os aços inoxidáveis martensíticos tipo CA6NM o processo de têmpera, sem um tratamento posterior, além da geração de tensões internas no material resulta, quando se analisa a microestrutura produto desse processo, em formações de martensita frágil com baixa tenacidade, logo uma alta resistência mecânica, mas com baixíssimo alongamento. Para reverter essa condição um segundo tratamento térmico é aplicado logo na sequência à têmpera: o revenimento.

2.3.2 Revenimento

Conforme já destacado no item anterior, o tratamento térmico de revenimento tem como principal objetivo, no caso dos aços inoxidáveis martensíticos tipo CA6NM, melhorar as condições de tenacidade e adequar as propriedades de resistência como limite de escoamento ou de resistência máxima à tração.

Com o tratamento de revenimento aparecem alguns fenômenos fundamentais para que ocorra o aumento da tenacidade e adequação do limite de escoamento. Dentre esses fenômenos podem-se mencionar a formação de carbonetos para contornos de grão ou para defeitos pré-existentes na estrutura e o refino da estrutura martensítica que com a têmpera se caracteriza como martensita branca e após o revenimento como martensita revenida com maior ductilidade. O processo proporciona ao material tratado melhores resultados de resistência ao impacto e alongamentos superiores ao da condição puramente temperada.

Para aços inoxidáveis tipo CA6NM, as temperaturas de revenimento dependem de sua composição química e de qual foi a temperatura da têmpera realizada, porém sua premissa é que seja sempre abaixo da temperatura de têmpera, de forma que as propriedades obtidas no processo de têmpera sejam mantidas. Além disso o revenimento pode ser simples ou múltiplo, nesse último caso é comumente conhecido como duplo revenimento, que só é levado em frente nos casos em que o primeiro revenimento não consegue, por diversos motivos, atingir as propriedades almejadas ou definidas para o material tratado. Nesse caso uma faixa de segurança entre o primeiro e o segundo tratamento de revenimento é sempre mantida de forma que o segundo revenimento afete positivamente a estrutura do material, normalmente 10°C abaixo da temperatura do primeiro revenimento é uma margem suficiente dependendo de características físicas do produto, como tamanho, forma e espessuras envolvidas.

A utilização do tratamento de revenimento para o aço inoxidável tipo CA6NM traz ao material uma redução da dureza; transforma a martensita

branca em martensita revenida o que aumenta de forma substancial a tenacidade e os resultados de impacto do material tratado; pode ocorrer também uma pequena redução dos limites de escoamento, mas normalmente dentro de especificações técnicas padronizadas. A figura 13 demonstra, como exemplo, a faixa de aplicação do revenimento.

Figura 13 – Ciclo de tratamento térmico do aço inoxidável martensítico CA6NM padrão VOITH

2.3.3 Alívio de Tensões

Durante a operação de soldagem, tensões residuais surgem na peça soldada em virtude da dilatação térmica, causada pelo calor gerado durante o processo. Como se sabe, a dilatação térmica é diretamente proporcional à variação de temperatura.

Portanto, em uma junta soldada, a região mais próxima ao arco elétrico é fundida e, na medida em que a distância aumenta, ou seja, que o ponto está mais afastado da zona fundida, a temperatura máxima, também chamada de temperatura de pico, diminui.

Essa variação de temperatura provoca um aquecimento heterogêneo, causando tensões de contração e expansão na peça, visto que o metal, a uma

alta temperatura, tende a expandir, e suas adjacências resistem a essa expansão. Da mesma forma, quando a poça de fusão começa a resfriar, o metal que estava aquecido se contrai, levando ao aparecimento de tensões de tração nas regiões de interface **[15]**.

Se a resultante dessas forças de tração e compressão não é nula, surgem, assim, tensões residuais. Como resultado dessas tensões, podem ser geradas distorções e falhas prematuras na peça.

Uma das maneiras de se minimizar essas tensões, ou seja, aliviá-las, é pela utilização do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) que, como o próprio nome já sugere, consiste na operação de aquecimento da peça de trabalho após a operação de soldagem **[15]**.

A peça soldada deve ser aquecida a uma temperatura inferior à temperatura crítica de transformação do material, ou seja, antes que ocorra alguma mudança de fase. Depois de atingida essa temperatura, a peça é mantida aquecida durante um determinado tempo, denominado tempo de patamar ou de encharque.

Segue-se então o resfriamento uniforme e controlado da peça, geralmente a uma taxa pequena, não superior a 150°C/h. A figura 14 contempla as principais etapas operacionais do alívio de tensões.

Figura 14 – Ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões padrão Voith

Os principais objetivos do TTAT são:

- Aumento da ductilidade;
- Diminuição da dureza tanto da zona fundida quanto da zona termicamente afetada;
- Redução de empenamento;
- Aumento da resistência à fadiga;

- Aumento da resistência à corrosão sob tensão.

O tratamento térmico de alívio de tensões para os aços é o mais empregado e envolve aquecimento abaixo da temperatura crítica de transformação, permanência do material nesse nível por um período de tempo, geralmente proporcional à espessura do material, e resfriamento lento posterior; este tratamento permite reduzir a um limite mínimo e aceitável as tensões prejudiciais provocadas pelas operações de soldagem, ou mesmo por conformação **[15]**.

Não se deve confundir a operação de alívio de tensões com tratamentos de recozimento, em que as temperaturas são bem mais elevadas, acima da temperatura crítica de transformação do material.

O alívio de tensões depende fundamentalmente da temperatura e do tempo de permanência nessa temperatura; também se devem levar em consideração a resistência mecânica e a composição química do material.

2.3.3.1 Parâmetros para definição do TTAT

Os principais parâmetros para se definir um Tratamento Térmico de Alívio de Tensões são a taxa de aquecimento (TA), o tempo e a temperatura de patamar e a taxa de resfriamento (TR). Esses são definidos com o auxílio de códigos internacionais, como a ASME seção VIII divisão 1, e baseados nas dimensões da peça que sofrerá o tratamento e na composição química do material. Por exemplo, aços carbono são tipicamente aquecidos entre 600 e 675°C, por uma hora para cada polegada de espessura (25 mm) **[15]**.

Outro exemplo pode ser dado para o aço ASTM A335 P1. O código ASME seção VIII divisão 1 determina que, para espessuras até 50 mm, a temperatura e o tempo de patamar devem ser de 595°C e 1h para cada 25 mm (mín. 15min), respectivamente.

Já para espessuras superiores a 50 mm, a temperatura e o tempo de patamar devem ser de 595°C e 2h + 15 min para cada 25 mm adicionais de espessura.

Já o código ASME Seção II Part C define tratamentos térmicos pós-soldagem em função da classificação AWS do consumível de soldagem. As propriedades mecânicas do metal depositado com o consumível em questão após tratamento térmico podem ser consideravelmente diferentes das propriedades do metal depositado como soldado, do inglês *as welded*.

Por exemplo, o metal depositado com um eletrodo revestido de classificação E7018 pode apresentar um limite de resistência de 500 MPa na condição como soldado.

Contudo, após a aplicação de um alívio de tensões, esse limite de resistência pode diminuir para 450 MPa. Dessa forma, as propriedades mecânicas do metal de solda, assim como as do metal de base, devem ser avaliadas.

Eletrodos revestidos contendo cromo e molibdênio, tais como o E8018-B2 e E9018-B3, são classificados pela norma AWS A5.5 na condição após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.

O eletrodo E8018-B2, por exemplo, tem um requisito de limite de resistência mínimo de 550 MPa após alívio de tensões a 690°C por uma hora. Contudo, na condição como soldado, o limite de resistência pode chegar até 825 MPa.

2.4 Processos de Soldagem

Os processos de soldagem progrediram de maneira exponencial nas últimas décadas dado o reconhecimento às vantagens deste modo de união permanente em vista dos empregados antes de seu surgimento. Hoje, componentes soldados representam uma larga fatia da produção mundial de máquinas e equipamentos.

2.4.1 Definição de Soldagem

Existem várias definições para o termo soldagem. Dentre elas a que mostra com mais clareza e simplicidade é:

Soldagem é a união permanente de componentes metálicos ou não, por ação de calor e pressão ou mesmo de ambos, assegurando a resistência necessária de acordo com a finalidade destes componentes. Técnicas operatórias de soldagem também são empregadas na recuperação de peças durante os processos de produção e até mesmo na manutenção de componentes já em operação. Cada uma destas técnicas possui suas vantagens e limitações, devendo ser analisadas previamente ao seu emprego. A soldagem não ocorre tão facilmente, pois a aproximação das superfícies a distâncias suficientes para a criação de ligações químicas entre os seus átomos é dificultada pela rugosidade microscópica e camadas de óxido, umidade, óleos, impurezas em geral como pós resultantes do ambiente e outros contaminantes existentes em toda superfície metálica **[16]**.

Conclui-se assim que independentemente da explicação ou definição utilizada, é necessário reconhecer que a soldagem é um dos processos de fabricação mais importantes sendo ainda reconhecido como processo especial pois depende do controle constante das variáveis embutidas em suas etapas, como metais de base, metais de adição, gases, consumíveis de processo, parâmetros elétricos e de velocidades de aplicação assim como do desempenho e capacitação dos soldadores e/ou operadores de soldagem.

O soldador e/ou operador é a peça chave no processo de soldagem. É ele e sua determinação que definem o êxito da soldagem. É claro que existe uma série de fatores que influenciam na soldagem como, por exemplo, o material a soldar, o consumível escolhido, o equipamento selecionado, o treinamento que soldador recebeu e uma infinidade de outros fatores. Porém dentre todos, a determinação, o empenho e o orgulho de obter êxito no trabalho são os fatores que mais têm influência sobre a solda executada.

2.4.2 Principais Processos de Soldagem

No decorrer dos dois últimos séculos vários processos de soldagem foram desenvolvidos com o objetivo de atender às mais variadas demandas das empresas, instituições educacionais, da própria ciência e de governos, nesse

último caso seja por desenvolvimento espacial, bélico ou de evolução natural da própria soldagem. Neste capítulo, os principais processos de soldagem serão introduzidos.

2.4.3 Processo de Soldagem ao Arco com Eletrodo Revestido (SMAW)

O processo de soldagem manual ao arco com eletrodos revestidos (SMAW) consiste em fundir um eletrodo consumível revestido com um metal base por meio de arco elétrico, conforme ilustrado na figura 15.

Figura 15 – Processo de soldagem ao arco com eletrodos revestidos [Arquivo Voith]

O eletrodo revestido é constituído de uma alma metálica, envolto em uma camada de fluxo, composta por vários tipos de materiais, que compõem o seu revestimento. Pode ser rutílico, celulósico ou básico. Este revestimento tem diversas características, tais como: prover elementos de liga ao metal soldado, estabilizar o arco, proteção gasosa contra a atmosfera à poça de fusão, polaridade e posição de soldagem.

O equipamento utilizado em SMAW é relativamente simples e barato, composto por uma fonte de soldagem (retificadora ou inversora), cabo terra e cabo com porta-eletrodo.

Algumas vantagens do processo são a simplicidade e baixo custo do equipamento, além da facilidade de operação. Porém, algumas desvantagens do processo são a baixa produtividade e a necessidade de armazenamento especial dos consumíveis. Em função da característica de absorção de umidade

de alguns tipos de eletrodos revestidos, eles necessitam de ressecagem depois de retirados da embalagem e também do armazenamento em estufas com temperatura controlada, conforme orientações do fabricante.

2.4.4 Processo de Soldagem ao Arco com Eletrodo de Tungstênio (GTAW)

O processo de soldagem manual com eletrodo de tungstênio (GTAW), também conhecido como soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo largamente utilizado em soldagem de raiz e reparos dos mais diversos tipos de componentes. Através do arco elétrico estabelecido entre um eletrodo não consumível de Tungstênio (e outros elementos ligantes) em meio gasoso (Argônio), ocorre a fusão do metal base. A soldagem pode ser autógena (sem material de adição) ou com o emprego de material de adição em forma de vareta, conforme figura 16.

Figura 16 – Processo de soldagem ao arco com eletrodo de tungstênio [Arquivo Voith]

Este processo é indicado para a soldagem de todos os tipos de materiais nas mais diferentes formas e composições químicas. É um processo de baixa produtividade, que exige especial habilidade do soldador.

2.4.5 Processo de Soldagem Semi Automática (GMAW)

No processo GMAW, também conhecido como MIG-MAG, o arame eletrodo é alimentado continuamente por um cabeçote-alimentador até o bico de contato, de modo a estabelecer um arco elétrico entre peça e consumível para realizar o depósito de material, enquanto o soldador manipula a tocha. Por esta razão, é considerado um processo semiautomático, demonstrado nas figuras 17 e 18.

Figura 17 – Esquema básico de equipamentos para soldagem MIG-MAG
(Arquivo Voith)

Figura 18 – Esquema básico de para soldagem MIG-MAG (Arquivo Voith)

2.4.6 Arames Tubulares

Este consumível é empregado em uma variante do processo GMAW, o FCAW. Neste, valem os mesmo conceitos do anterior, porém o consumível empregado contém um fluxo formador de escória e demanda a limpeza entre passes. Além disto, requer alguma habilidade inicial do soldador no manuseio da tocha, uma vez que se a poça de fusão não é conduzida corretamente (puxando e não empurrando) pode ocorrer inclusão de escória.

O arame tubular é fornecido em bobinas cujo início do processo é por meio de uma fita metálica que após uma sequência de conformações mecânicas se transforma em um tubo que é preenchido por uma combinação de compostos químicos, tais como estabilizantes de arco, formadores de escória e elementos de liga formando dessa forma o fluxo interno do arame tubular **[16-17]**.

Este consumível apresenta maiores taxas de deposição uma vez que para uma mesma intensidade de corrente, a densidade da corrente é superior em relação ao consumível maciço porque sua seção transversal é menor. O que por consequência, permite o emprego de parâmetros de soldagem mais altos.

Quando comparado com os demais tipos de consumíveis como o arame maciço, a fabricação dos arames tipo tubulares é mais custosa e mais

complicada. Os principais tipos de seções transversais estão representadas na figura 19.

Figura 19 – Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares

[Arquivo Voith]

Assim como os eletrodos revestidos, o fluxo presente nos arames tubulares tende a absorver umidade, necessitando de cuidados especiais quanto ao seu armazenamento. A geometria do arame, em decorrência de seu processo de fabricação, influi diretamente na possibilidade de absorção de umidade do ambiente pelo fluxo.

2.4.7 Arames *Metal Cored*

Os consumíveis *Metal Cored* são similares aos arames tubulares, porém em seu núcleo possuem fluxo metálico. Por esta razão, oferecem maiores taxas de deposição pois seu fluxo ao fundir-se não sobe à superfície em forma de escória. Além disto, não demanda tanta limpeza. São empregados nos mais diversos materiais, como inoxidáveis, aços carbono e baixa liga. A proteção da poça de fusão é feita por misturas gasosas ricas em argônio. Apresentam custo elevado e também requerem cuidados em seu armazenamento.

2.4.8 Arames Sólidos ou Maciços

Os arames tipo sólidos têm como base sua fabricação a partir do material de origem denominado fio máquina e seu diâmetro é reduzido pelo processo de trefila. Os demais parâmetros de soldagem bem como as variáveis são similares aos descritos nos itens anteriores.

A grande vantagem do arame sólido, diante das várias desvantagens quando comparado aos arames MC ou FC como a produtividade, possibilidade de inclusão de elementos de liga ao seu fluxo ou pó metálico e flexibilidade

para diversos tipos de materiais, é a possibilidade de se ter um material de solda final que é representativo em sua origem ao metal de base, sem a necessidade de interação com o fluxo ou pós-metálicos dos demais tipos de consumíveis citados anteriormente.

2.5 Ensaio de CTOD

O termo CTOD é a abreviatura em inglês para *crack tip opening displacement* e foi desenvolvido com o objetivo de relacionar os materiais com sua capacidade de absorver a propagação de trincas e, baseia-se na medição do crescimento da trinca como parâmetro fundamental de princípio do processo de fratura. Este método de teste trabalha com a medição da taxa de crescimento de trincas para determinar a resistência à fadiga quase-limite para K_{max} dentro de uma instabilidade controlada. Os resultados são expressos em "*crack-tip-stress-intensity*" em uma faixa de tensão-intensidade (ΔK), definida pela teoria da elasticidade linear [18]. São diversos os procedimentos de ensaio, e sua escolha deve ser feita levando-se em conta a taxa esperada de crescimento da falha por fadiga.

O método não tem limitações quanto aos materiais ensaiados, espessura ou força. Porém, o dimensionamento dos corpos de prova deve ser tal que a ocorrência de flambagem seja evitada, optando-se por comprimentos de região plana longos o suficiente para que as propriedades elásticas se mantenham durante os testes [19].

A norma ASTM E 647 indica os detalhes das amostras bem como suas configurações. Os tipos de entalhes estão exemplificados na figura 20.

Figura 20 – Exemplos de entalhes e requisitos mínimos de pré trinca para teste de fadiga [18]

Inicialmente, os corpos de prova para o ensaio de CTOD eram apenas entalhados, sem abertura da pré-trinca de fadiga. Contudo, a presença da pré-trinca de fadiga mostrou-se importante porque simula uma condição mais crítica de trinca real na peça e também por manter uma continuidade com o ensaio de K_{Ic} .

Com a introdução da pré-trinca de fadiga, foi desenvolvida uma equação que calcula o valor de CTOD a partir das medições da abertura da boca de trinca por relações geométricas de semelhança de triângulos [19].

Muitas vezes, trincas encontradas em equipamentos já colapsados, são decorrentes de falhas ou desvios do próprio processo de fabricação do equipamento. Durante a fabricação os materiais são submetidos a etapas como conformação, ciclos térmicos e solicitações mecânicas que podem gerar tais

descontinuidades, como as trincas por hidrogênio ou falhas por fadiga, que ocorrem em regiões de elevada concentração de tensões, como inclusões não metálicas que são comuns em componentes soldados quando mal fabricados. Os ensaios de propagação de trincas têm por objetivo determinar as taxas com que tal descontinuidade progride diante de carregamento cíclico até alcançar o comprimento crítico de ruptura do material.

A taxa de crescimento de trinca por fadiga, derivada da/dN , que é o coeficiente angular da reta versus ΔK , é dada em função do acréscimo de Δa no comprimento da trinca devido à aplicação de uma carga cíclica ΔN [20].

Uma vez que a carga cíclica tem valores $P_{m\acute{a}x}$ e $P_{m\acute{i}n}$ constantes, as tensões nominais $S_{m\acute{a}x}$ e $S_{m\acute{i}n}$ também são constantes. No caso de crescimento de trinca por fadiga utiliza-se a variação ΔS ($\Delta S = S_{m\acute{a}x} - S_{m\acute{i}n}$) e a razão entre as tensões R ($R = S_{m\acute{i}n}/S_{m\acute{a}x}$) [20].

O equipamento que opera sob fadiga tem seu ciclo de vida determinado não apenas pela tensão máxima que é imposta ao material, mas também pela tensão mínima durante o carregamento no caso da tensão cíclica. Tal concentração de tensão tem fator teórico chamado de K . A equação 3 abaixo define esta relação:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} = Y \Delta S \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

Onde Y depende da geometria do corpo, S é a tensão aplicada e a é o comprimento da trinca.

Em boa parte dos materiais comumente utilizados na indústria, um diagrama do $\log (da/dN)$ versus $\log (\Delta K)$, apresenta função sigmoidal e três estágios de propagação, designados como estágios I, II e III, como mostra a figura 21.

Figura 21 – Aspecto comum da curva $\log (da/dN) \times \log (\Delta K)$ [21]

A região II do diagrama, "chamada de mecanismo de estrias", é linear e pode ser descrita pela função conhecida como lei de Paris, equação 4:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (4)$$

Onde C e m são constantes do material determinadas experimentalmente.

Há casos de materiais de elevada resistência mecânica, como os baixa liga temperados e revenidos, que não apresentam estrias, mas sim fraturas de clivagem.

A mecânica da fratura estuda as condições do equipamento em uma dada situação com o propósito de identificar se uma falha irá ocorrer a partir de uma trinca ou defeito existente. Isto possibilita determinar o grau de segurança efetivo do componente [22]. Igualmente importante, o teste de CTOD tem por objetivo, estabelecer padrões para as taxas de crescimento de diferentes tipos

de materiais, com isso é possível definir qual a velocidade de propagação de uma trinca.

Principalmente em equipamentos utilizados no mercado de óleo e gás, uma vez estabelecidos o tamanho crítico da trinca e sua taxa de propagação, podem ser programadas intervenções durante a operação, para execução de ensaios não destrutivos, em que é possível observar na prática se o tamanho real da trinca não está próximo do tamanho crítico e com isso manter a operação ou condenar um equipamento ou produto.

A mecânica da fratura divide-se em linear-elástica (MFLE) e elasto-plástica (MFEP).

A Mecânica da Fratura Linear Elástica surgiu em função das limitações na aplicação dos conceitos tradicionais para prever o comportamento dos materiais quanto à presença de descontinuidades internas e superficiais. Aplica-se para ligas de moderada e elevada resistência mecânica.

Por sua vez, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica busca lidar com as limitações na aplicação do critério de K_{IC} da Mecânica da Fratura Linear Elástica em materiais dúcteis, já que a existência de uma zona plástica de tamanho significativo em relação à espessura invalida as considerações de tensões elásticas na ponta da trinca controlando o processo de fratura. A tendência, portanto, dos materiais que se encaixam dentro do grupo MFEP é ter como característica uma boa ductilidade.

Os métodos padronizados para a determinação da tenacidade à fratura sob condições de deformação plana, chamados K_{IC} , são válidos quando o tamanho da zona plástica à frente da ponta da trinca é pequeno e o material não apresenta plasticidade significativa antes do crescimento estável da trinca **[19]**.

Conforme já descrito, se de maneira adequada for estabelecida uma análise com o uso de recursos da mecânica da fratura e um cronograma de inspeções não destrutivas apropriado torna-se viável o uso de componentes com trincas de forma segura e previsível, sem que se coloque em risco o equipamento, ambiente ou pessoas no processo.

O ensaio CTOD é indicado para materiais que operam em condições adversas de temperatura, e que tendem a apresentar grandes mudanças de comportamento por esta razão (transição dúctil frágil).

Conforme o conceito estudado e desenvolvido por Wells, a intensificação das tensões no caso de regime elasto-plástico, que é o deslocamento de abertura entre os planos da trinca, permitiu estabelecer a existência de um único campo de tensões e deformações ao redor da ponta da trinca e com base nisto foi desenvolvido o teste de CTOD. O seu experimento considerou uma chapa plana infinita contendo uma trinca plana vazante (figura 22) [23].

Figura 22 – Trinca do modelo de Wells [23]

O conceito de chapa infinita de comprimento de trinca $2a$, onde foi desenvolvida por meio de tensão decorrente da carga aplicada uma zona plástica de comprimento P na ponta da trinca, foi concebido por Burdekin e Stone (figura 23) [24].

Figura 23 – Modelo de trinca desenvolvido por Dugdale, Burdekin e Stone [19-25]

A partir do modelo de Burdekin e Stone, quase uma década depois Dawes propôs uma nova expressão para cálculo do CTOD com base em um instrumento denominado extensômetro de fratura ("*clip-gage*") que permite um monitoramento da abertura das faces da trinca durante o ensaio, obtendo a medida de deslocamento V_p . Este deslocamento V_g tem seu correspondente em CTOD no ensaio SE(B) com base na determinação de um centro de rotação aparente do corpo de prova, situado abaixo da trinca, ilustrado pela figura 24 [24].

Figura 24 – Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova tipo SE [22]

2.6 Ensaio de Impacto

Ensaio de impacto é utilizado quando se deseja conhecer as propriedades de absorção de energia (tenacidade) de um dado material. O comportamento deste material ao sofrer o impacto de uma carga dinâmica, poderá caracterizá-lo como dúctil ou frágil para uma dada condição de temperatura e entalhe, como o entalhe em “V” adotado neste trabalho. É um ensaio essencial para garantir a segurança, confiabilidade e qualidade dos mais diversos materiais.

Alguns atributos são fundamentais para a execução do ensaio de impacto: corpo de prova adequado (conforme norma aplicável), um suporte no qual o corpo de prova é colocado, um martelo com energia cinética conhecida e um dispositivo de medição da energia absorvida na quebra do corpo de prova.

O teste de Charpy tem como benefícios sua facilidade de execução e o custo relativamente baixo quando comparado a outros métodos de ensaio, além de seu tamanho que também é considerado pequeno. O corpo de prova é adequado para medir as diferenças de comportamento para materiais de baixa resistência ao impacto como os aços estruturais. Também é, com frequência, usado para fins de controle de qualidade e de aprovação de materiais.

O ensaio é realizado por um pêndulo de impacto, cujo martelo, se choca com o corpo de prova a partir de uma altura conhecida. A relação entre a altura inicial do martelo e a final (após o impacto com o corpo de prova) indica a energia absorvida (J) pelo corpo de prova, conforme demonstrado nas figuras 25 a 27.

O teste pode ser executado em várias temperaturas, normalmente a baixas temperaturas (inferiores à temperatura ambiente de 20°C) e nos caso de ensaios com temperatura controlada, é importante respeitar o tempo entre a retirada do corpo de prova do banho e a sua fratura, este não pode ser superior a 5 segundos. Outro ponto a se observar é o tempo de encharque da amostra ou corpo de prova à temperatura de ensaio que deve ser de, no mínimo, 10 minutos para meios líquidos **[19-26]**.

Figura 25 – Representação esquemática do equipamento para teste de impacto
[26]

O corpo de prova é posicionado no centro da bigorna da máquina. Após a liberação e choque do martelo do pêndulo com o corpo de prova, na face oposta ao entalhe, o cursor do martelo aponta a energia absorvida pelo material.

Figura 26 – Representação esquemática do posicionamento do corpo de prova para o teste de impacto e medição inicial [26]

Figura 27 – Representação esquemática da sequência do ensaio de impacto com os parâmetros de medição para definição do resultado **[26]**

Os corpos de prova Charpy podem ser de diferentes tipos e dimensões de entalhes, conforme norma ASTM E23. Basicamente existem três grupos denominados A, B e C. Todos possuem as mesmas dimensões com a seção transversal quadrada com 10 mm de lado e comprimento de 55 mm. Os entalhes podem ter 3 diferentes formas: em V, em forma de fechadura e em U invertido, que correspondem aos grupos A, B e C respectivamente. O corpo de prova típico de ferro fundido não possui entalhe, como mostra a figura 28 **[19-26]**.

Figura 28 – Tipos de corpos de prova para ensaio de impacto conforme ASTM E23 / todas as dimensões em mm [26]

Além dos tipos de entalhe propostos na figura 27, outros métodos de ensaio são aplicados com diferentes configurações como o corpo de prova de Schnadt ilustrado na figura 29.

Figura 29 – Corpos de prova para ensaio de impacto tipo Schnadt (mm) [26]

Devido às variações na microestrutura, decorrentes dos processos de fabricação, conformação e até mesmo união (no caso de componentes soldados), é comum que durante o ensaio de impacto, valores extremos sejam observados. Por esta razão, mais de um corpo de prova é comumente ensaiado para se obter valores satisfatórios. Normalmente são necessários entre três e cinco corpos de prova para a realização do ensaio.

2.7 Fadiga

2.7.1 Definição e Generalidades

Existem inúmeras referências bibliográficas disponíveis que tratam o tema “Fadiga” para estudo e consulta, cada uma com outro volume de referências o que gera um número exponencial de linhas de estudo e pesquisas para definir, limitar e desencadear tópicos para tal tema. Consultando alguns destes materiais é possível elencar as seguintes linhas de pensamento e de definições:

Fadiga é um processo de degradação permanente das propriedades mecânicas de um material que se caracteriza pelo crescimento lento de uma ou mais trincas sob a ação de carregamento dinâmico, ou seja, durante seu ciclo de operação, acarretando seu colapso em um dado momento. O carregamento dinâmico pode ser alternado, pulsante ou repetida **[27-28-29]**, conforme a figura 30.

Figura 30 – Tensões variantes no tempo **[30]**

Miller define a resistência à fadiga como sendo a resistência que o material oferece à nucleação e propagação de trinca, por meio das intensidades e espaçamentos das barreiras micro estruturais **[30]**.

Fadiga é apontada como a causa mais frequente de fratura em materiais aplicados a equipamentos de trabalhos cíclicos. A amplitude desses carregamentos pode ser constante ou variável. São considerados carregamentos de amplitudes e cargas constantes as aplicações em máquinas com movimentos rotativos, por exemplo. Já o carregamento variável, se aplica a equipamentos como os navios, que sofrem o efeito das ondas, com amplitude

e frequência variadas. Por estas razões, o estudo do mecanismo de fadiga é importante para se conhecer e garantir a vida útil do equipamento.

O cálculo para estimativa da vida em fadiga do material é baseado nas curvas de Wöhler. A regra de Miner é utilizada para prever a vida em carregamentos com amplitudes variáveis **[31-32]**.

De acordo com a regra de Miner, o dano que a peça sofreu sob a ação de uma dada amplitude de tensão cíclica é diretamente proporcional ao número de ciclos atuantes com aquela amplitude de tensão. Então, segundo esta regra o dano provocado por essa solicitação cíclica é dado pela equação 5:

$$D_i = n_i/N_i \quad (5)$$

Sendo n_i o número de ciclos atuantes, para certa amplitude de tensão e N_i a vida que o material teria quando submetido ao carregamento desta amplitude, atuando isoladamente.

Neste caso, como o acúmulo de dano indica $D = 1$ (carregamento em um só nível), a falha ocorre quando $n_i = N_i$ **[33]**.

2.7.2 Histórico

Apesar do termo “fadiga” ter surgido por Jean Victor Poncelet em 1839, o primeiro caso conhecido do fenômeno da fadiga foi relatado em 1800, quando os eixos de um vagão ferroviário começaram a falhar após um pequeno período em operação. Os eixos eram fixos às rodas e giravam em conjunto com elas, portanto, a tensão de flexão em qualquer ponto da superfície do eixo variava ciclicamente entre valores positivos e negativos, o que contrariava as experiências de engenharia daquele tempo, que eram baseadas em componentes de carregamentos estáticos. Como mostra a figura 31, esse carregamento é denominado alternado **[34-35]**.

Figura 31 – Tensões variantes no tempo - Alternadas **[35]**

Desde seu primeiro caso conhecido em 1800, os estudos no campo das falhas por fadiga vem progredindo. Durante a Segunda Guerra Mundial, os investimentos em pesquisa e desenvolvimento de materiais de engenharia só fizeram aumentar o desenvolvimento neste campo e o resultado é um aumento da compreensão do fenômeno da fadiga e os benefícios que tal conhecimento pode proporcionar na vida útil dos equipamentos. A Tabela 5 mostra a cronologia dos eventos mais significativos na história das pesquisas da falha por fadiga **[35]**.

Tabela 5 – Cronologia das principais realizações e eventos de pesquisa sobre falha por fadiga [35]

Ano	Pesquisador	Evento ou realização
1829	Albert	Primeiro a documentar uma falha devido a cargas repetidas.
1839	Poncelet	Primeiro a utilizar o termo fadiga.
1837	Rankine	Discutiu a teoria da cristalização da fadiga.
1849	Stephenson	Discutiu a responsabilidade do produto associada às falhas por fadiga em eixos ferroviários.
1850	Braithwaite	Primeiro a utilizar o termo fadiga em publicação de língua inglesa e também discutiu a teoria da cristalização da fadiga.
1864	Fairbairn	Relatou os primeiros experimentos com cargas repetidas.
1871	Wöhler	Publicou os resultados de 20 anos de pesquisas sobre falhas em eixos, desenvolveu os ensaios de flexão rotativa e o diagrama <i>S-N</i> e definiu o limite de fadiga.
1871	Bauschinger	Desenvolveu um extensômetro com espelho com uma sensibilidade igual a 10^{-6} e estudou a tensão-deformação inelástica.
1886	Bauschinger	Propôs um “limite elástico natural” cíclico abaixo do qual nunca iria ocorrer fadiga.
1903	Ewing/Humfrey	Descobriram linhas de deslizamento, trincas de fadiga e o crescimento da trinca até a falha, mostrando os erros da teoria da cristalização da fadiga.
1910	Bairstow	Verificou a teoria do limite elástico natural de Bauschinger e o limite de fadiga de Wöhler.
1910	Basquin	Desenvolveu a lei exponencial para testes de fadiga (a equação de Basquin).
1915	Smith/Wedgewood	Separaram a componente cíclica de deformação plástica da deformação plástica total.
1921	Griffith	Desenvolveu um critério de falha e relacionou a fadiga ao crescimento da trinca.
1927	Moore/Kommers	Quantificaram os dados de fadiga de alto-ciclo para diversos materiais em “A Fadiga dos Metais”.
1930	Goodman/Soderberg	Determinaram, de forma independente, a influência das tensões médias na fadiga.
1937	Neuber	Publicou a equação de Neuber sobre concentração de tensão em entalhes (tradução inglesa em 1946).
1953	Peterson	Publicou “Fatores da Concentração de Tensão para Projeto”, fornecendo uma abordagem para considerar os entalhes.
1955	Coffin/Manson	Publicaram, de forma independente, a lei de fadiga de baixo-ciclo baseada na deformação específica (lei de Coffin-Manson).
1961	Paris	Publicou a lei da mecânica da fratura de Paris para o crescimento de trincas na fadiga.

Em 1860, A. Wöhler propôs três leis que são empregadas nos estudos sobre fadiga ainda hoje:

I – Um material pode ser induzido a falhar pela múltipla repetição de tensões, que isoladamente são menores que a da resistência estática (ou seja, dos limites de escoamento e de resistência).

II – A amplitude de tensão é decisiva para a destruição da coesão do metal.

III – A tensão máxima influencia apenas no sentido de que quanto maior ela for menores serão as amplitudes de tensão que levarão à falha (ou seja, um

aumento da tensão média reduz a resistência à fadiga do material para uma dada amplitude de tensão).

Com seus estudos Wöhler desenvolveu o diagrama S-N ou Curva de Wöhler (figura 32), que passou a ser utilizada na caracterização do comportamento dos materiais quando submetidos a solicitações alternadas, sendo ainda hoje utilizada [35].

Figura 32 – Diagrama S-N ou Curva de Wöhler, resistência à fadiga x vida esperada [35]

2.7.3 Processo de Fadiga

A literatura classifica os métodos de estudo em três linhas de pensamento:

Clássico: leva em conta principalmente as tensões médias na região de interesse da análise. Este método faz ajustes para efeitos de concentradores de tensão, como furos, ranhuras, chanfros e rasgos de chaveta. Esta é a chamada abordagem baseada em tensões que contempla tensões ou deformações que atuam no regime elástico do material. São normalmente baixas cargas e altos números de ciclos, >50.000 ciclos, sendo o fenômeno usualmente chamado de Fadiga de Alto Ciclo ou Fadiga Controlada por Tensão [36].

Teoria das Deformações: envolve análise detalhada de deformações plásticas ocorridas nos concentradores de tensão durante o carregamento cíclico no qual estas atingem valores significativos dentro de cada ciclo. São normalmente altas cargas e baixo número de ciclos, valor inferior a 10.000 ciclos, sendo o fenômeno chamado de Fadiga de Baixo Ciclo ou Fadiga Controlada por Deformação **[36]**.

Teoria de mecânica da fratura: trata especificamente da propagação de trincas. Tensões normais de tração contribuem de forma positiva para a degradação por fadiga por agirem no processo de abertura de micro trincas; quase a totalidade dos modelos de fadiga multiaxial considera a tensão hidrostática como medida das tensões normais atuantes na sollicitação à fadiga. Entende-se que esta é basicamente uma média das tensões normais e deve se considerar a máxima tensão principal como a que fornece uma melhor previsão de resistência à fadiga **[37]**.

Como já foi mencionado, durante o processo de manufatura, pequenas trincas podem surgir e estas podem ser responsáveis pelas falhas por fadiga do material, por se crescerem durante os ciclos de trabalho. Além disto, concentradores de tensões, como cantos vivos, são facilitadores para a propagação de tais descontinuidades. A figura 33 mostra um navio-tanque da Segunda Guerra mundial que se partiu pelo que foi identificado mais tarde, por decorrência de trincas que surgiram de um golpe de arco voltaico deixado durante o processo de fabricação.

Figura 33 – Navio tanque da II Guerra Mundial partido em dois enquanto estava atracado antes de ser colocado em serviço, Portland, Oregon, 16 de janeiro de 1943 [35]

Pode-se então dividir o processo de fadiga em 3 estágios distintos segundo Hertzberg [38]:

I – corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada e o seu crescimento inicial, ao longo dos planos de escorregamento, sob a influência de tensões de cisalhamento;

II – correspondente ao crescimento da trinca em um plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. A transição do estágio I para II se dá pela formação de numerosos degraus;

III – corresponde à fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável.

2.7.4 Desenvolvimento de Trincas, I - Nucleação da trinca

É comum observar pequenas inclusões, particulados estranhos à microestrutura, e vazios nos mais diversos materiais. Tais defeitos alinhados em escala microscópica, associados a geometrias concentradoras de tensão, como entalhes, em regiões que sofrem esforços cíclicos constantes ou variáveis,

podem ocasionar escoamento local em função das tensões envolvidas. A deformação plástica localizada que ocorre e causa distorções, cria ainda bandas de deslizamento ao longo dos contornos dos cristais do material. À medida que os ciclos de tensão ocorrem, bandas de deslizamento adicionais aparecem e agrupam-se em trincas microscópicas **[35]**. A ausência de entalhe não impossibilita a ocorrência deste fenômeno. Materiais dúcteis são menos suscetíveis se comparados aos mais frágeis, já que nestes as trincas podem avançar diretamente para o estágio de propagação.

2.7.5 Desenvolvimento de Trincas, II - Crescimento da trinca

Os mecanismos de propagação da trinca entram em ação uma vez que esta passa a existir no equipamento. Trincas com perfis pontiagudos possuem maior tensão em suas extremidades e, por decorrência do trabalho (tensão de tração), a zona plástica desenvolvida nesta região alonga a trinca. Quando o valor de tensão se torna nulo, a trinca fecha, o escoamento momentaneamente cessa e a trinca torna-se novamente pontiaguda, agora com um comprimento maior **[35]**.

Esse processo continua enquanto a tensão local está variando de valores abaixo da tensão de escoamento para outros acima da tensão de escoamento, na ponta da trinca. Assim, o crescimento da trinca se deve a tensões de tração e a trinca propaga-se ao longo de planos normais aos de tensão máxima de tração. É por essa razão que as falhas por fadiga são consideradas falhas associadas a tensões de tração, mesmo que tensões de cisalhamento iniciem o processo em materiais dúcteis. Tensões cíclicas que são sempre de compressão não irão contribuir para o crescimento da trinca, visto que elas tendem a fechá-la. A taxa de crescimento ou propagação da trinca é muito pequena, da ordem de 10^{-8} até 10^{-4} in por ciclo [D. Broek, 1988], mas após um grande número de ciclos torna-se significativa **[35]**.

A figura 34 ilustra o processo de fadiga nos dois primeiros estágios segundo Hertzberg **[38]**:

Figura 34 – Estágios de nucleação e propagação da trinca por fadiga [39]

2.7.6 Desenvolvimento de Trincas, III - Ruptura da trinca

Por fim ocorre a ruptura da trinca que é utilizada como base de análise e estudos das causas e razões da ocorrência da falha.

A trinca progride enquanto tensões de tração cíclicas e/ou fatores de corrosão de severidade suficiente estiverem presentes no componente até que o tamanho da trinca torna-se grande o bastante para aumentar o fator de intensidade de tensão K na extremidade da trinca, até o nível da tenacidade à fratura do material K_c , quando ocorre, de maneira instantânea, uma falha repentina no próximo ciclo de tensão de tração. Esse mecanismo de falha é o mesmo tanto se a condição $K = K_c$ for alcançada pelo fator comprimento de trinca quanto se a tensão nominal aumentar o suficiente [35].

Fazendo-se uma inspeção visual em componentes que fraturaram por meio de um processo de fadiga, em geral todos possuem um modelo de fratura similar ao apresentado na figura 35.

Figura 35 – Vista das superfícies de fratura lado a lado mostrando as marcas radiais que indicam propagação. [Arquivo Voith Hydro, 2009]

Visivelmente é possível constatar a existência de uma área de aparência lisa e outra porção que tem semelhança a uma fratura frágil. A região de aparência lisa em torno da trinca normalmente é caracterizada por marcas de praia, assim chamadas porque se assemelham às ondulações deixadas na areia pelo movimento das ondas na orla. Essas marcas surgem devidas aos ciclos de início e parada do crescimento da trinca e contornam o ponto inicial da trinca, geralmente em um defeito ou em outro fator que potencializa a tensão interna. A região de fratura com característica frágil representa a área cuja ruptura ocorreu de forma repentina quando a fratura chegou ao seu limite, causando colapso do componente ou produto [35], demonstrado na figura 36.

Figura 36 – Duas peças que falharam sob fadiga.

Observando as marcas de praia: (a) Eixo com rasgo de chaveta de aço 1040 que falhou sob flexão rotativa. A trinca teve início no rasgo de chaveta. (b) Eixo de manivela de um motor diesel que falhou sob torção e flexão combinadas. A trinca teve início no ponto indicado pela seta. [35]

A figura 37 mostra desenhos representativos das superfícies de falha de uma variedade de peças (diversas geometrias), carregadas de várias maneiras e em diferentes níveis de tensão. As marcas de praia podem ser vistas nas zonas de fratura. A zona de fratura frágil pode estar representada por uma pequena área que restou da seção transversal original da peça.

Figura 37 – Representações esquemáticas das superfícies de fratura de fadiga de diversas seções transversais, com e sem entalhes, submetidas a várias condições de carregamento e níveis de tensão [35]

Uma análise detalhada pode comprovar a origem da trinca, as causas básicas e possíveis soluções para que se possa corrigir ou evitar novas falhas, que podem significar desde um reforço do equipamento ou ajuste na operação, até mesmo reengenharia e execução de um novo componente.

2.7.7 Desenvolvimento de trincas, exemplos práticos de fraturas

As imagens a seguir (figuras 38 a 42) mostram uma série de exemplos de fraturas ocorridas em componentes, cuja origem e proprietários são preservados, mas que são a motivação desse trabalho de desenvolvimento de materiais de soldagem e processos.

Figura 38 – Fratura com 18 blocos de carregamento definidos por 17 marcas de praia (*beach marks*) conforme indicado na foto acima. As marcas amarelas foram feitas para orientar o exame microscópico. [Arquivo Voith Hydro, 2007]

Figura 39 – Fratura depois de polida mostra que a seção da pá está formada por metal base inoxidável martensítico (mais escuro) recuperado com solda austenítica (mais claro). [Arquivo Voith Hydro, 2009]

Figura 40 – Exemplo de fratura que teve início em um defeito de fundição sub-superficial, as setas indicam a direção e sentido da propagação da trinca. Esta é uma fratura típica de fadiga [Arquivo Voith Hydro, 2006]

Figura 41 – Exemplo de Fractografia. [Arquivo Voith Hydro, 2009]

Figura 42 – Exemplo de fratura com múltiplas causas e processos de propagação. As setas indicam o sentido de propagação [Arquivo Voith Hydro, 2005]

3. OBJETIVOS

A necessidade de garantir a operação das turbinas hidráulicas com a máxima eficiência e sem falhas é um desafio para projetistas de todo o mundo.

Baseado nessa necessidade real o objetivo deste trabalho é mostrar uma nova oportunidade de fabricação e projeto de rotores de turbinas hidráulicas, aplicando materiais de soldagem com alta tenacidade visando criar uma margem de segurança adicional para o projeto, fabricação, manutenção e operação de turbinas hidráulicas.

Com isso pode-se pontuar que os principais tópicos a serem abordados são:

- Demonstrar se é possível obter por meio do controle de parâmetros de soldagem e temperaturas, além de alterações possíveis no tratamento térmico em arames de soldagem convencionais, uma variação significativa da resistência ao impacto (de 30 a 100 J);
- Comprovar por meio do ensaio de propagação de trinca (CTOD) que nas soldagens de aços inoxidáveis martensíticos tipo CA6NM, a velocidade de propagação de trinca está relacionada à característica de tenacidade da solda aplicada;
- Demonstrar que com técnicas e tecnologias corretas é possível implementar em linhas de produção de grandes componentes sob encomenda, procedimentos rígidos e restritos de soldagem capazes de exceder as propriedades mecânicas convencionais de mercado;
- Dessa forma, determinar que com base na variação e aplicação de processos diferentes de soldagem bem como materiais de

soldagem desenvolvidos especialmente para as aplicações em turbinas hidráulicas, é possível controlar uma variável usualmente não considerada nos cálculos estruturais, mas que é fundamental na operação segura destes equipamentos;

- Promover uma proposta de mudança de conceito para se considerar, além da resistência à tração e escoamento, a resistência ao impacto como um critério fundamental na especificação técnica de rotores Francis.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Metodologia utilizada na definição dos corpos de prova CTOD

No presente capítulo será avaliado o comportamento à propagação de trinca por fadiga de uma união soldada do aço ASTM A743 CA6NM com diferentes metais de adição. Foram testados 8 corpos de prova, sendo quatro diferentes condições e uma repetição de cada condição.

Importante destacar que conforme definido na norma ASTM E647 em seu capítulo 8 (Procedimento) item 8.1 (Número de amostras), em estudos cuja taxa de crescimento for superior a 10^{-8} m/ciclo, duas amostras são suficientes para avaliar a variação dentro do mesmo lote (espécies vizinhas) da relação da/dN dentro de um determinado ΔK (não definido na norma).

O material foi caracterizado com base na curva da/dN x ΔK seguindo a norma ASTM E647-00 em corpos de prova do tipo CT, com entalhes laterais (*side grooves*) para garantir a propagação da trinca em um único plano.

Os corpos de prova foram confeccionados a partir do processo de eletroerosão a fio, tendo em vista a necessidade de grande precisão geométrica, seguido da retificação de suas faces.

A figura 43 ilustra as dimensões dos corpos de prova.

Figura 43 – Configuração usada para o corpo de prova de CTOD (dimensões em -mm)

Realizou-se esta caracterização com a finalidade de comparar os diferentes metais da junta soldada, possibilitando determinar as constantes C e m, de cada metal de adição, referentes ao estágio II da propagação de trincas por fadiga.

Os ensaios foram executados em uma máquina de ensaio dinâmico MTS Landmark Servohydraulic Test System com capacidade de carga de 250 kN, equipada com fixações exclusivas para o ensaio realizado.

A figura 44 mostra a vista geral do equipamento de ensaio (esquerda) e, em detalhe, os dispositivos de fixação da amostra (direita):

Figura 44 – Exemplo de equipamento utilizado em ensaios de fadiga

A caracterização do material ao crescimento de trinca por fadiga a ΔP tem por objetivo determinar as taxas com que tal descontinuidade progride diante de carregamento cíclico até alcançar o comprimento crítico de ruptura do material.

O valor do ΔK constante utilizado para a realização da pré-trinca para um comprimento de pré-trinca de 3,0 mm com um ΔK de 18 MPa $\sqrt{m}$, para um R igual a 0,1 e para as dimensões dos corpos de prova ensaiados e o valor do ΔK inicial dos ensaios com ΔP constante é de 22 MPa $\sqrt{m}$.

Este procedimento foi realizado para assegurar que não ocorresse nenhuma influência em virtude do entalhe usinado do corpo de prova e prover uma trinca por fadiga aguda com comprimento adequado e que eliminasse os efeitos da carga aplicada durante a pré-trinca nos resultados obtidos.

O valor do ΔK foi calculado a partir da relação para corpos de prova CT descrita na norma ASTM E647-00, conforme equações 6 a 9.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{\sqrt{B B_N W}} f(a/W) \quad (6)$$

Onde:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}}\right) \left[0,886 + 4,64\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,60\left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \quad (7)$$

sendo:

B: espessura do corpo de prova,

B_N : espessura do corpo de prova com entalhes laterais,

W : distância entre a linha de carga e a extremidade do corpo de prova,

ΔK : variação do fator inicial de intensidade de tensões desejado,

Equação válida para valores de:

$$\frac{a}{W} \geq 0,2 \quad (8)$$

Para assegurar a condição elástica na amostra e a validade dos pontos obtidos para o cálculo das constantes C e m da Lei de Paris, foi utilizada uma relação de comprimento mínimo de ligamento para corpos de prova CT:

$$(W - a) \geq \frac{4\pi}{\left(\frac{K_{max}}{\sigma_{ys}}\right)^2} \quad (9)$$

sendo:

(W-a): o comprimento do ligamento da amostra

Kmax: o fator de intensidade de tensão máximo encontrado durante o ensaio

Para os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram utilizadas cargas cíclicas senoidais com frequência de 20 Hz à temperatura controlada de 25°C, com uma razão de tensão demonstrada na equação 10:

$$R = \frac{P_{min}}{P_{max}} \text{ de } 0,1 \quad (10)$$

O comprimento de trinca foi monitorado com o uso de extensômetro COD usando o método de *compliance*.

4.2 Definição, confecção e soldagem dos corpos de prova

Tendo sido estipulado o tipo de corpo de prova de CTOD a ser usado nos testes, foi possível definir quais as dimensões e características necessárias para a execução de todas as variáveis a serem aplicadas no experimento.

Foi adotada uma peça teste com as seguintes dimensões:

Largura = 300 mm

Espessura = 170 mm

Comprimento = 550 mm

Massa = 220 kg

Com essas dimensões definiu-se a seguinte configuração de corpos de prova, conforme figuras 45 e 46, totalizando 04 corpos de prova para CTOD e 05 corpos de prova para teste de impacto Charpy V-notch para cada tipo de configuração de arame, processo e tratamento térmico:

Figura 45 – Configuração usada na fabricação do corpo de prova

Figura 46 – Configuração usada na distribuição dos corpos de prova de CTOD e impacto

Conforme demonstrado nas figuras 45 e 46, observa-se que o corpo de prova foi dimensionado de modo que tenha metal de solda por completo nas provas de impacto e CTOD com o objetivo de analisar efetivamente a solda e não o material de base, dessa forma exemplificado na figura 47.

Figura 47 – Configuração para teste de CTOD

A determinação e a usinagem dos corpos de prova tiveram como objetivo principal garantir que fossem executados testes de impacto entre cada corpo de prova de CTOD de forma a garantir que os mesmos fossem relacionados e mensurados nessa propriedade de impacto.

Os corpos de prova, após usinados ficaram com a configuração de acordo com a figura 48.

Figura 48 – Configuração final para execução de soldagem do corpo de prova de CTOD, detalhe de usinagem

A configuração final do bloco ficou com 6 rasgos a serem distribuídos a cada tipo de configuração de arame, processo e tratamento térmico, conforme figura 49.

Figura 49 – Configuração final para execução de soldagem do corpo de prova de CTOD e Impacto, vista frontal

Como sequência do experimento, os canais 1 a 6 foram soldados seguindo as combinações conforme tabela 6 e parâmetros conforme tabelas 7 a 12.

Tabela 6 – Combinação de materiais/processos/tratamento térmico

Rasgo	Variável Consolidada	Variável 1	Variável 2	Variável 3
1	GMAW (Arame Maciço) Alívio de Tensões Duplo Revenimento	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões	Duplo Revenimento
2	FCAW (Arame Tubular) Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões	Fornecedor A
3	GMAW (Arame Metal Cored) Alívio de Tensões	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões	-
4	GMAW (Arame Maciço) Alívio de Tensões	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões	-
5	FCAW (Arame Tubular) Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões	Fornecedor B
6	GMAW (Arame Metal Cored) Alívio de Tensões Duplo Revenimento	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões	Duplo Revenimento

Tabela 7 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 1

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
GMAW (sólido) RASGO 1						
3/15/2011 10:58:24 AM	95,20	271,40	29,30	13,16	0,1837	1
3/15/2011 11:03:32 AM	90,50	260,60	29,60	13,31	0,1766	2
3/15/2011 11:07:59 AM	134,50	273,40	29,70	13,31	0,2625	3
3/15/2011 11:28:59 AM	112,70	283,00	29,70	13,31	0,2200	4
3/15/2011 11:31:08 AM	103,00	271,10	29,60	13,31	0,2010	5
3/15/2011 11:38:09 AM	100,10	269,80	29,60	13,31	0,1954	6
3/15/2011 12:07:51 PM	103,40	278,60	29,70	13,31	0,2018	7
3/15/2011 12:09:49 PM	102,70	271,60	29,60	13,31	0,2004	8
3/15/2011 12:14:01 PM	103,20	282,70	29,70	13,31	0,2014	9
3/15/2011 1:21:21 PM	103,60	276,00	29,70	13,31	0,2022	10
3/15/2011 1:23:15 PM	90,50	270,70	29,60	13,31	0,1766	11
3/15/2011 1:26:56 PM	103,00	272,60	29,70	13,31	0,2010	12
3/15/2011 1:33:19 PM	102,60	269,30	29,60	13,31	0,2003	13
3/15/2011 1:35:49 PM	89,20	270,10	29,70	13,31	0,1741	14
3/15/2011 1:40:09 PM	103,80	269,50	29,60	13,31	0,2026	15
3/15/2011 2:03:54 PM	80,50	231,10	27,60	9,98	0,1178	A1
3/15/2011 2:05:25 PM	85,80	221,90	27,60	9,98	0,1256	A2
3/15/2011 2:09:58 PM	114,60	236,30	28,20	9,98	0,1678	A3
3/15/2011 2:15:24 PM	88,30	239,70	28,20	9,98	0,1293	A4
<div> <div>(A) (V) (kg)</div> <div> <div>272,69 29,63 2,9996</div> <div>± ±</div> <div>5,64 0,10</div> </div> </div>						
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
<div> <div> <div>- 1º rasgo:</div> <div> </div> </div> <div> <div>Processo:</div> <div>Arame:</div> <div>Corrida:</div> <div>Corrente:</div> <div>Tensão:</div> <div>Gás:</div> <div>Pré-aquecimento:</div> <div>Interpasse:</div> </div> <div> <div>GMAW (arame sólido)</div> <div>AWS ER410NiMo Ø 1,2 mm</div> <div>56250 (Weld Inox)</div> <div>272,69 A (± 5,64 A)</div> <div>29,63 V (± 0,10 V)</div> <div>96% Ar / 4% CO₂ / Vazão = 18 L/min</div> <div>80 °C</div> <div>180 °C</div> </div> </div>						

Tabela 8 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 4

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
GMAW (sólido) RASGO 4						
3/15/2011 2:56:23 PM	93,2	266,6	29,6	13,31	0,1819	1
3/15/2011 2:58:09 PM	87,6	255	29,7	13,31	0,1710	2
3/15/2011 3:02:23 PM	115,3	265,3	29,7	13,31	0,2251	3
3/15/2011 3:29:35 PM	108,8	264,8	28,8	13,31	0,2124	4
3/15/2011 3:31:43 PM	108,5	252,1	28,8	13,31	0,2118	5
3/15/2011 3:35:50 PM	109,9	264,3	28,8	13,31	0,2145	6
3/15/2011 4:04:57 PM	99,9	275	28,8	13,31	0,1950	7
3/15/2011 4:06:45 PM	111,1	267,6	28,7	13,31	0,2169	8
3/15/2011 4:11:34 PM	105,1	278,3	28,7	13,31	0,2052	9
3/15/2011 4:49:13 PM	109,2	289,8	28,8	13,31	0,2131	10
3/15/2011 5:07:48 PM	98,5	281,3	28,7	13,31	0,1923	11
3/15/2011 5:11:22 PM	90	287,4	28,7	13,31	0,1757	12
3/15/2011 5:14:26 PM	77,2	269,8	28,7	13,31	0,1507	13
3/15/2011 5:15:57 PM	74,3	267,4	28,8	13,31	0,1450	14
3/15/2011 5:18:26 PM	118,3	277,6	28,7	13,31	0,2309	15
3/15/2011 5:26:51 PM	57,3	238,2	28,1	9,98	0,0839	A1
3/15/2011 5:28:22 PM	55,2	241,3	28	9,98	0,0808	A2
3/15/2011 6:37:24 PM	121,2	237,9	28,1	9,98	0,1774	A3
3/15/2011 6:40:57 PM	95,8	239,8	28,1	9,98	0,1403	A4
<div> <div>(A) (V) (kg)</div> <div> <div>270,82 28,93 2,9415</div> <div>± ±</div> <div>10,74 0,38</div> </div> </div>						
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
<div> <div>- 4º rasgo:</div> <div> </div> </div>						
<div> <div>Processo:</div> <div>GMAW (arame sólido)</div> </div>						
<div> <div>Arame:</div> <div>AWS ER410NiMo Ø 1,2 mm</div> </div>						
<div> <div>Corrida:</div> <div>56250 (Weld Inox)</div> </div>						
<div> <div>Corrente:</div> <div>270,82 A (± 10,74 A)</div> </div>						
<div> <div>Tensão:</div> <div>28,93 V (± 0,38 V)</div> </div>						
<div> <div>Gás:</div> <div>96% Ar / 4% CO₂ / Vazão = 18 L/min</div> </div>						
<div> <div>Pré-aquecimento:</div> <div>80 °C</div> </div>						
<div> <div>Interpasse:</div> <div>180 °C</div> </div>						

Tabela 9 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 6

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
GMAW (metal cored) RASGO 6						
3/16/2011 8:20:42 AM	86,2	249	30,3	13,31	0,1682	1
3/16/2011 8:23:01 AM	74,8	241,2	30,3	13,31	0,146	2
3/16/2011 8:28:38 AM	97,7	254,4	30,8	13,31	0,1907	3
3/16/2011 8:33:23 AM	83,3	252,8	30,8	13,31	0,1626	4
3/16/2011 8:35:57 AM	77,1	245,6	30,8	13,31	0,1505	5
3/16/2011 8:39:03 AM	99,3	247,8	30,9	13,31	0,1938	6
3/16/2011 8:46:47 AM	87,3	255,3	30,8	13,31	0,1704	7
3/16/2011 8:48:54 AM	73,3	241,7	30,8	13,31	0,1431	8
3/16/2011 8:54:43 AM	32	257,3	30,7	13,31	0,0625	9
3/16/2011 8:57:28 AM	67,6	263,6	30,8	13,31	0,132	10
3/16/2011 9:20:33 AM	78,3	263,3	30,9	13,31	0,1528	11
3/16/2011 9:22:21 AM	83,3	251,9	30,8	13,31	0,1626	12
3/16/2011 9:25:02 AM	74,5	258,7	30,8	13,31	0,1454	13
3/16/2011 9:59:45 AM	84	281,6	30,8	13,31	0,164	14
3/16/2011 10:01:19 AM	84,1	256,3	30,8	13,31	0,1642	15
3/16/2011 10:04:19 AM	84,2	280,9	30,8	13,31	0,1643	16
3/16/2011 10:20:13 AM	104,6	256,9	30,9	13,31	0,2042	17
3/16/2011 10:22:38 AM	80	243,1	30,8	13,31	0,1561	18
3/16/2011 10:27:09 AM	107,3	276,5	30,8	13,31	0,2094	19
3/16/2011 10:53:35 AM	67,7	226,5	29,4	10,97	0,109	A1
3/16/2011 10:55:05 AM	77,4	222,2	29,4	10,97	0,1246	A2
3/16/2011 10:58:28 AM	101,1	231,8	29,4	10,97	0,1627	A3
3/16/2011 11:03:21 AM	75,7	237,3	28,8	10,97	0,1218	A4
<div> <div>(A) (V) (kg)</div> <div> <div>256,73 30,76 3,0428</div> <div>± ±</div> <div>12,14 0,17</div> </div> </div>						
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
<div> <div> <div>- 6° rasgo:</div> </div> <div> <div>Processo:</div> <div>Arame:</div> <div>Corrida:</div> <div>Corrente:</div> <div>Tensão:</div> <div>Gás:</div> <div>Pré-aquecimento:</div> <div>Interpasse:</div> </div> <div> <div>GMAW MC (arame metal cored)</div> <div>AWS EC410NiMo Ø 1,2 mm</div> <div>JOE22311614 (Kobelco)</div> <div>256,73 A (± 12,14 A)</div> <div>30,76 V (± 0,17 V)</div> <div>96% Ar / 4% CO₂ / Vazão = 18 L/min</div> <div>80 °C</div> <div>180 °C</div> </div> </div>						

Tabela 10 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 3

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
GMAW (metal cored) RASGO 3						
3/16/2011 11:32:11 AM	77,4	260,5	30,9	13,31	0,1511	1
3/16/2011 11:34:05 AM	85,5	249,9	30,8	13,31	0,1669	2
3/16/2011 11:37:35 AM	107,5	251	30,8	13,31	0,2098	3
3/16/2011 11:51:09 AM	84	264	30,8	13,31	0,164	4
3/16/2011 11:52:58 AM	80,1	246,6	30,8	13,31	0,1564	5
3/16/2011 11:56:13 AM	82,6	259,5	30,8	13,31	0,1612	6
3/16/2011 12:21:38 PM	94,1	254,7	30,8	13,31	0,1837	7
3/16/2011 12:23:49 PM	71,7	246,5	30,8	13,31	0,1399	8
3/16/2011 12:26:41 PM	88,3	257,5	30,8	13,31	0,1724	9
3/16/2011 1:06:45 PM	98,9	257	30,8	13,31	0,193	10
3/16/2011 1:08:43 PM	91	246,9	30,8	13,31	0,1776	11
3/16/2011 1:12:02 PM	70,6	254,2	30,8	13,31	0,1378	12
3/16/2011 1:30:44 PM	75,1	273	30,8	13,31	0,1466	13
3/16/2011 1:32:08 PM	74,5	260,3	30,8	13,31	0,1454	14
3/16/2011 1:35:13 PM	81,3	268,1	30,8	13,31	0,1587	15
3/16/2011 1:48:01 PM	76,1	259,4	30,8	13,31	0,1486	16
3/16/2011 1:49:52 PM	76,1	257,3	30,9	13,31	0,1486	17
3/16/2011 1:53:50 PM	102,8	272,5	30,8	13,31	0,2007	18
3/16/2011 2:38:29 PM	71,4	220,9	28,9	10,97	0,1149	A1
3/16/2011 2:40:01 PM	64,5	218,2	28,9	10,97	0,1038	A2
3/16/2011 2:42:09 PM	86,9	221,1	28,9	10,97	0,1398	A3
3/16/2011 2:45:26 PM	82,6	236	28,9	10,97	0,1329	A4
	(A)	(V)			(kg)	
	257,72	30,81			2,9624	
	±	±				
	8,10	0,03				
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
<div> <div> - 3º rasgo: </div> <div> Processo: GMAW MC (arame metal cored) Arame: AWS EC410NiMo Ø 1,2 mm Corrida: JOE22311614 (Kobelco) Corrente: 257,72 A (± 8,10 A) Tensão: 30,81 V (± 0,03 V) Gás: 96% Ar / 4% CO₂ / Vazão = 18 L/min Pré-aquecimento: 80 °C Interpasse: 180 °C </div> </div>						

Tabela 11 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 2

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
FCAW (tubular) RASGO 2						
3/17/2011 8:29:25 AM	102,5	232,2	33,6	13,67	0,2054	1
3/17/2011 8:32:09 AM	81,9	224,6	33,6	13,67	0,1641	2
3/17/2011 8:37:52 AM	109,2	233,9	33,6	13,67	0,2189	3
3/17/2011 9:04:29 AM	95,2	223,2	33,2	13,67	0,1908	4
3/17/2011 9:09:50 AM	87,8	221,2	33,1	13,67	0,1759	5
3/17/2011 9:13:24 AM	92,5	233,9	33,7	13,67	0,1854	6
3/17/2011 9:17:33 AM	94,7	225,7	33,7	13,67	0,1898	7
3/17/2011 9:20:05 AM	86,2	219,3	33,7	13,67	0,1727	8
3/17/2011 9:22:36 AM	95,8	221,7	33,7	13,67	0,192	9
3/17/2011 9:54:54 AM	85	224,8	33,7	13,67	0,1703	10
3/17/2011 9:57:19 AM	95,1	226,9	33,7	13,67	0,1906	11
3/17/2011 9:59:43 AM	101,3	228,2	33,7	13,67	0,203	12
3/17/2011 10:09:59 AM	90,4	230,5	33,9	13,67	0,1812	13
3/17/2011 10:12:19 AM	84,3	224	33,7	13,67	0,1689	14
3/17/2011 10:16:13 AM	91,4	231,6	33,7	13,67	0,1832	15
3/17/2011 10:45:06 AM	93,7	236,7	33,7	13,67	0,1878	16
3/17/2011 10:48:42 AM	92,1	233,7	33,8	13,67	0,1846	17
3/17/2011 10:51:35 AM	81	226,2	33,8	13,67	0,1623	18
3/17/2011 10:56:59 AM	79,9	223,4	33,7	13,67	0,1601	19
3/17/2011 10:58:43 AM	69	226,5	33,7	13,67	0,1383	20
3/17/2011 11:01:09 AM	96,3	233,4	33,7	13,67	0,193	21
3/17/2011 11:12:40 AM	73,7	199,8	30,8	11,25	0,1216	A1
3/17/2011 11:14:10 AM	74,9	197,9	30,8	11,25	0,1236	A2
3/17/2011 11:16:25 AM	81,9	192,2	30,8	11,25	0,1351	A3
3/17/2011 11:19:20 AM	79,2	207,3	30,8	11,25	0,1307	A4
	(A)	(V)			(kg)	
	227,70	33,65			3,8183	
	±	±				
	4,99	0,18				
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
<div> <div> - 2º rasgo: </div> <div> Processo: FCAW (arame tubular) Arame: AWS E410NiMoT1-4 Ø 1,2 mm Corrida: 1490654 (Welding Alloys) Corrente: 227,70 A (± 4,99 A) Tensão: 33,65 V (± 0,18 V) Gás: 100% CO₂ / Vazão = 20 L/min Pré-aquecimento: 80 °C Interpasse: 180 °C </div> </div>						

Tabela 12 – Tabela de parâmetros de soldagem para teste do corpo de prova tipo 5

Início da Soldagem	s	A	V	m/min	kg	cordão
FCAW (tubular) RASGO 5						
3/17/2011 11:31:29 AM	87,1	213,5	33,6	13,26	0,1694	1
3/17/2011 11:33:54 AM	83,1	214,7	33,6	13,26	0,1616	2
3/17/2011 11:36:15 AM	97,1	215,6	33,6	13,26	0,1888	3
3/17/2011 11:40:29 AM	96	216,7	33,6	13,26	0,1867	4
3/17/2011 11:42:15 AM	91,1	207,2	33,6	13,26	0,1771	5
3/17/2011 11:44:47 AM	92,8	211,7	33,6	13,26	0,1804	6
3/17/2011 11:59:52 AM	100,9	217,3	33,6	13,26	0,1962	7
3/17/2011 12:02:59 PM	99,7	207,2	33,7	13,26	0,1939	8
3/17/2011 12:05:37 PM	119,8	208,2	34,1	13,26	0,2329	9
3/17/2011 12:15:08 PM	84,7	217,3	33,6	13,26	0,1647	10
3/17/2011 12:16:41 PM	101,7	211,7	33,6	13,26	0,1978	11
3/17/2011 12:19:08 PM	100	218,6	33,6	13,26	0,1945	12
3/17/2011 12:48:34 PM	89,5	222,1	33,6	13,26	0,174	13
3/17/2011 12:50:14 PM	90,1	211,6	33,6	13,26	0,1752	14
3/17/2011 12:52:34 PM	101,9	225,7	33,6	13,26	0,1981	15
3/17/2011 1:01:08 PM	67,1	222	33,6	13,26	0,1305	16
3/17/2011 1:02:22 PM	76,5	215,2	33,6	13,26	0,1487	17
3/17/2011 1:02:35 PM	76,6	220,8	33,6	13,26	0,149	18
3/17/2011 1:11:21 PM	74,9	224,2	33,6	13,26	0,1456	19
3/17/2011 1:12:46 PM	69,1	212,5	33,6	13,26	0,1344	20
3/17/2011 1:14:51 PM	76,6	224,3	33,6	13,26	0,149	21
3/17/2011 1:19:06 PM	77,4	218	33,6	13,26	0,1505	22
3/17/2011 1:20:39 PM	70,3	215	33,6	13,26	0,1367	23
3/17/2011 1:22:44 PM	73,8	228,5	33,6	13,26	0,1435	24
3/17/2011 1:31:35 PM	72,9	205,4	30,8	11,25	0,1203	A1
3/17/2011 1:32:58 PM	82	195,1	30,8	11,25	0,1353	A2
3/17/2011 1:36:49 PM	86,7	206,7	30,9	11,25	0,1431	A3
3/17/2011 1:40:17 PM	75,1	207,1	30,8	11,25	0,1239	A4
	(A)	(V)	(kg)			
	216,65	33,63	4,0792			
	±	±				
	5,83	0,10				
Para os cordões de acabamento, os parâmetros foram alterados. No entanto, estes cordões não estarão na área de onde os CPs serão retirados.						
- 5° rasgo:	<div> <div> <div>Processo:</div> <div>FCAW (arame tubular)</div> </div> <div> <div>Arame:</div> <div>AWS E410NiMoT1-4 Ø 1,2 mm</div> </div> <div> <div>Corrida:</div> <div>1490654 (Welding Alloys)</div> </div> <div> <div>Corrente:</div> <div>216,65 A (± 5,83 A)</div> </div> <div> <div>Tensão:</div> <div>33,63 V (± 0,10 V)</div> </div> <div> <div>Gás:</div> <div>100% CO₂ / Vazão = 20 L/min</div> </div> <div> <div>Pré-aquecimento:</div> <div>80 °C</div> </div> <div> <div>Interpasse:</div> <div>180 °C</div> </div> </div>

Durante a soldagem a medição e controle de temperatura foi um dos principais parâmetros a serem monitorados. Para isto, termopares foram instalados no corpo de prova de forma a garantir que existisse um padrão de ciclos térmicos a ser obedecido em todas as 6 combinações de materiais e processos, isso com o objetivo de minimizar o impacto de variações de temperatura nos resultados dos ensaios mecânicos, sempre respeitando a EPS estabelecida.

As figuras 50 e 51 exemplificam o processo de fixação dos termopares no início e final da junta soldada para coletar os dados na borda do chanfro de solda e a distâncias de 25 mm, 50 mm e 75 mm.

Figura 50 – Simulação de posicionamento dos termopares

Figura 51 – Equipamento de interface para controle de temperatura

Com o objetivo de simplificar e facilitar a execução dos testes bem como dos tratamentos térmicos após a soldagem, os corpos de prova foram cortados conforme a figura 52:

Figura 52 – Determinação dos cortes para separar os corpos de prova

Com os corpos de prova seccionados (1° corte) foram executados os ensaios de ultrassom e de radiografia, nos quais o critério de aceitação definido foi de 50% da classe 1 conforme código ASME VIII Divisão I. Após liberados os ensaios se executou o 2° corte para execução do tratamento térmico.

4.3 Sequência de tratamentos térmicos executados

Com os resultados dos ensaios não destrutivos aprovados, os corpos de prova foram submetidos a um tratamento térmico de alívio de tensões conforme código ASME VIII Divisão 1 utilizando-se das regras dispostas no tópico UCS 56, resultando no esquema de tratamento térmico, conforme figura 53.

Figura 53 – Esquema de tratamento térmico para alívio de tensões

Após o tratamento térmico de alívio de tensões, os corpos de prova tipo 1 e 6 foram submetidos a um novo ciclo de tratamento térmico conhecido como duplo revenimento, utilizando as temperaturas e detalhes conforme figura 54.

Figura 54 – Esquema de tratamento térmico para duplo revenimento

Concluída a etapa de tratamento térmico, os corpos de prova foram novamente submetidos aos ensaios de ultrassom e de radiografia, com o mesmo critério de aceitação de 50% da classe 1 conforme norma ASME VIII, tendo então sido considerados aprovados.

Os corpos de prova seguiram assim para a confecção das amostras para teste de impacto e posteriormente de CTOD. O detalhamento de cada corpo de prova e seu representante para a prova de impacto devem assegurar que seus resultados sejam homólogos à proposta do experimento.

4.4 Caracterização dos corpos de prova

As figuras 55 a 62 apresentam a nomenclatura utilizada. Uma simples sequência numérica caracteriza os testes de impacto e CTOD além da numeração que segue para os laboratórios. Propositadamente não há qualquer correlação com o tipo de arame de soldagem e processo utilizados ou com o tratamento térmico executado. O objetivo foi assegurar um processo de teste mais isento.

Figura 55 – Definição de nomenclatura dos corpos de prova de 1 a 3

Figura 56 – Definição de nomenclatura dos corpos de prova de 4 a 6

Figura 57 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3

Figura 58 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3

Figura 59 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 1 a 3

Figura 60 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6

Figura 61 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6

Figura 62 – Imagem com detalhes dos corpos de prova de 4 a 6

Todos os cortes foram executados com uso de serra tipo fita com refrigeração auxiliar com o objetivo de não submeter os corpos de prova a

nenhum tipo de aquecimento que pudesse influenciar nos resultados metalúrgicos e mecânicos do experimento.

Após seccionar os corpos de prova, estes foram preparados conforme ASTM E23 e executados os testes de impacto para avaliar quais corpos de prova poderiam seguir para execução e ensaios de CTOD.

A execução dos corpos de prova de impacto obedeceu à sequência de produção apresentada na figura 63.

Figura 63 – Fluxograma da execução dos corpos de prova de impacto conforme ASTM E23

Os corpos de prova de impacto resultantes desse processo foram registrados conforme imagens das figuras 64 a 69, antes de serem submetidos aos ensaios cujos resultados e detalhes são discutidos no próximo capítulo deste trabalho.

Figura 64 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 1, CPs i 1.1 até i 1.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

Figura 65 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 2, CPs i 2.1 até i 2.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

Figura 66 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 3, CPs i 3.1 até i 3.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

Figura 67 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 4, CPs i 4.1 até i 4.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

Figura 68 – Corpos de prova de impacto da solda tipo 5, CPs i 5.1 até i 5.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

Figura 69 – Corpos de prova de impacto da Solda tipo 6, CPs i 6.1 até i 6.5 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Resultados dos corpos de prova de Impacto Charpy V-notch

Para cada combinação de materiais, processos e tratamentos térmicos, foram realizados 05 ensaios de impacto conforme ASTM E 23, garantindo dessa forma que a resistência ao impacto de cada um dos testes de CTOD fosse similar e representativa dos resultados dos testes de impacto ensaiados.

As tabelas 13 a 20 apresentam os resultados atingidos nos corpos de prova de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch.

Tabela 13 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 1

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 1.1	69	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento
i 1.2	67		
i 1.3	69		
i 1.4	69		
i 1.5	71		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 1	69,0	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento

Tabela 14 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 2

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 2.1	28	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões
i 2.2	28		
i 2.3	26		
i 2.4	29		
i 2.5	29		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 2	28	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões

Tabela 15 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 3

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 3.1	45	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões
i 3.2	44		
i 3.3	43		
i 3.4	43		
i 3.5	45		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 3	44	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões

Tabela 16 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 4

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 4.1	52	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões
i 4.2	54		
i 4.3	52		
i 4.4	49		
i 4.5	53		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 4	52	GMAW (Arame Maciço)	Alívio de Tensões

Tabela 17 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 5

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 5.1	26	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões
i 5.2	29		
i 5.3	26		
i 5.4	31		
i 5.5	28		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 5	28	FCAW (Arame Tubular)	Alívio de Tensões

Tabela 18 – Resultado de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 6

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Processo de Soldagem	Tipo de Tratamento Térmico
i 6.1	102	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento
i 6.2	97		
i 6.3	98		
i 6.4	102		
i 6.5	96		
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 6	99	GMAW (Arame Metal Cored)	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento

Tabela 19 – Resumo dos resultados (média) de ensaio de impacto conforme ASTM E23 Charpy V-notch para os corpos de prova tipo 1 a 6

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Tipo de Tratamento Térmico	Processo de Soldagem
1	69	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Maciço)
2	28	Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)
3	44	Alívio de Tensões	GMAW (Arame Metal Cored)
4	52	Alívio de Tensões	GMAW (Arame Maciço)
5	28	Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)
6	99	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Metal Cored)

Tabela 20 – Tipos de corpos de prova selecionados para execução dos ensaios de CTOD

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Tipo de Tratamento Térmico	Processo de Soldagem
1	69	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Maciço)
2	28	Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)
4	52	Alívio de Tensões	GMAW (Arame Maciço)
6	99	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Metal Cored)

A figura 70 mostra a base de decisão para que os corpos de prova tipo 01, 02, 04 e 06 fossem escolhidos para a execução dos testes de CTOD.

Os resultados de impacto dos corpos de prova selecionados geraram uma curva ascendente com uma variação quase que constante, devendo então levar a uma curva similar para os testes de CTOD caso o experimento seja comprovado.

Figura 70 – Comparativo dos resultados de ensaio de impacto das soldas tipo 1, 2, 4 e 6 conforme ASTM E23 Charpy V-notch

5.2 Resultados dos corpos de prova de CTOD

Definidos então, os corpos de prova de solda que seriam submetidos aos testes de CTOD, dos segmentos cortados conforme definição no capítulo 4 foram selecionados aleatoriamente 2 corpos de prova para cada combinação (tratamento térmico x processo/arame) para que não houvesse influência do início, meio ou final do cordão de solda nos resultados dos testes. Os corpos de prova selecionados aparecem na tabela 21 e nas figuras 71 e 72 como usinados antes da execução do teste de CTOD.

Tabela 21 – Corpos de prova selecionados para execução dos ensaios de CTOD

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Tipo de Tratamento Térmico	Processo de Soldagem
1.2	67	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Maciço)
1.3	69	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Maciço)
2.2	28	Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)
2.4	29	Alívio de Tensões	FCAW (Arame Tubular)
4.1	52	Alívio de Tensões	GMAW (Arame Maciço)
4.3	52	Alívio de Tensões	GMAW (Arame Maciço)
6.3	98	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Metal Cored)
6.4	102	Alívio de Tensões + Duplo Revenimento	GMAW (Arame Metal Cored)

Para os testes de CTOD determinados anteriormente (1, 2, 4 e 6) a correlação com a resistência mecânica é determinada conforme tabela 22.

Tabela 22 – Correlação de propriedades mecânicas

Corpo de Prova	Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
1	672	848	18
2	759	896	16
4	790	904	16
6	634	855	19

As propriedades descritas na tabela 22 foram resultado de corpos de prova retirados do próprio corpo de prova utilizado no experimento (figura 52).

Figura 71 – Corpos de prova de CTOD 1.2, 1.3, 2.2 e 2.4

Figura 72 – Corpos de prova de CTOD 4.1, 4.3, 6.3 e 6.4

Os testes de CTOD foram então executados nos corpos de prova definidos no item 5.1 e o resultado de crescimento de trinca por fadiga de cada uma das quatro sequências está apresentado nas figuras 73 a 76, usando como base e padrão para o ensaio de CTOD o material CA6NM.

Figura 73 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 1.2 e 1.3

Figura 74 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 2.2 e 2.4

Figura 75 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 4.1 e 4.3

Figura 76 – Crescimento de trinca por fadiga do metal de solda, CP 6.3 e 6.4

As figuras 77 e 78 amostram os corpos de prova após a execução do ensaio de CTOD.

Figura 77 – Corpos de prova de CTOD 1.2, 1.3, 2.2 e 2.4

Figura 78 – Corpos de prova de CTOD 4.1, 4.3, 6.3 e 6.4

Pode-se observar nas figuras 73 a 76 uma melhor repetibilidade das séries das amostras 1 e 4, uma correlação razoável na série 6, e amostras com maior dispersão na série 2.

Em relação às amostras da série 6 pode ter ocorrido uma pequena variação de microestrutura, podendo ser decorrente de diferenças na diluição, tratamento térmico ou composição do metal de adição.

Para a série 2, entretanto, pode-se constatar uma variação elevada no comportamento das amostras, talvez em função da preparação do corpo de prova que inviabilizou uma melhor determinação das suas propriedades.

Observando-se todas as amostras ensaiadas pode-se afirmar que o corpo de prova 2.2 apresentou esta falha, enquanto que a amostra 2.4 mostrou um comportamento dentro do esperado, podendo assim ser utilizada como base para a avaliação com o contexto geral do experimento. Já a amostra 4.3 apesar de ter resultados com comportamento dentro do esperado e similar a amostra 4.1, apresentou uma falha visual após a abertura da fratura, podendo ser caracterizada como um defeito de soldagem.

Todos os resultados podem ser visualizados na imagem da figura 79.

Figura 79 – Comportamento do crescimento de trinca por fadiga dos corpos de prova selecionados, usando como metal base aço CA6NM

A figura anterior ilustra a variação na taxa de crescimento de trinca nos corpos de prova de CTOD por fadiga, da/dN , pela variação da intensidade de tensão na ponta da trinca, ΔK , para as quatro diferentes combinações.

Na tabela 23 são observados os valores de ΔK máximos encontrados durante os experimentos das amostras estudadas, obedecendo à equação 11,

$$(W - a) \geq \frac{4\pi}{(\frac{K_{max}}{\sigma_{ys}})^2} \quad (11)$$

de limite máximo dos pontos válidos para a Mecânica da Fratura Linear (LEFM).

Tabela 23 – Valores de ΔK inicial e final utilizados no cálculo das constantes C e m do material

Corpo de Prova	ΔK Inicial	ΔK Final
1.2	24	52
1.3	28	52
2.2	Não realizado	Não realizado
2.4	24	52
4.1	22	51
4.3	24	52
6.3	24	52
6.4	24	52

Os valores iniciais do regime linear de propagação de trinca foram determinados com base no comportamento das amostras estudadas e ficaram entre 22 e 28 MPa $\sqrt{m}$ para todas as amostras. Estes valores foram considerados como sendo próximos ao início da Região II e, portanto, início da região de comportamento linear do material.

Os resultados das constantes C e m, com ΔK em MPa $\sqrt{m}$ e da/dN em mm/ciclo, da Lei de Paris se encontram na tabela 24.

Tabela 24 – Constantes C e m da Lei de Paris do aço CA6NM

Corpo de Prova	C	m	Número de ciclos à ruptura	ΔK ruptura (MPa.m ^{1/2})
1.2	$1,955 \cdot 10^{-9}$	3,149	181914	76,03
1.3	$3,98 \cdot 10^{-10}$	3,522	205093	76,32
2.2*	Não realizado	Não realizado	30663	87,62
2.4	$1,727 \cdot 10^{-9}$	3,335	103488	74,41
4.1	$5,487 \cdot 10^{-9}$	2,989	101694	75,99
4.3	$1,736 \cdot 10^{-8}$	2,660	103453	76,10
6.3	$1,8244 \cdot 10^{-9}$	3,114	209380	65,02
6.4	$8,0192 \cdot 10^{-9}$	2,780	155893	76,05
CP 6.4 acima de 35MPa.m ^{1/2}	$3,03 \cdot 10^{-9}$	3,037		
ASTM A743 CA6NM	$1,224 \cdot 10^{-8}$	2,630		
4340 (σ_{TS} 786 MPa)	$1,210 \cdot 10^{-8}$	2,720		

*carga foi superior às demais amostras

5.2.1 Estudo simplificado de resultados e comprovação das correlações (resistência ao impacto x resistência à propagação de trincas)

Com o objetivo de avaliar os dados sem nenhuma interferência de variações como estrutura metalúrgica ou falhas de processo como defeitos ocasionados por soldagem, foram considerados na próxima análise os corpos de prova com resultados mais próximos da correlação objetivo do experimento.

Para isso os corpos de prova 22 e 43 foram retirados dos resultados e com isso consolidam-se os dados nas figuras 80 e 81, demonstrando de forma clara a velocidade de crescimento da trinca para cada tipo de material, processo e tratamento térmico escolhido.

Figura 80 – Comportamento do crescimento de trinca por fadiga dos corpos de prova selecionados, excluindo amostras 2.2 e 4.3

Figura 81 – Taxa de crescimento da trinca no teste de CTOD final

Para que se tenha uma comprovação desses resultados foi feita a análise estatística mostrando a correlação entre a resistência à propagação de trinca por fadiga e sua propriedade mecânica de resistência ao impacto.

Quanto maior a resistência ao impacto (28~99 J - 0°C - Charpy), menor a velocidade de propagação da trinca no material sob 80 MPa√ m, conforme demonstrado na figura 82.

Figura 82 – *Fitted Line Plot* para velocidade de propagação de trinca por fadiga para ΔK 80 MPa√ m versus a resistência ao impacto do material

Como o valor de R^2 varia entre 0,87 e 0,90 pode-se inferir que a hipótese de correlação linear entre a velocidade de propagação de trinca e a resistência ao impacto é validada.

As constantes dos materiais C e m determinadas estão de acordo com os valores encontrados na literatura para o aço inoxidável martensítico usado como base de comparação para os testes com arames de soldagem e também com os valores disponíveis para os diferentes tipos de materiais de adição e seus tratamentos térmicos.

5.3 Discussões dos Resultados

5.3.1 Procedimento de Soldagem e monitoramento de dados

A premissa fundamental do trabalho foi desenvolver uma técnica de fabricação de rotores que fosse possível de se aplicar na prática e garantir ao cliente final um produto com as características de projeto e das qualificações de soldagem de laboratório.

Como no dia a dia da produção não é possível garantir a total aderência por parte dos soldadores para com o procedimento qualificado e tão pouco é financeiramente viável que se tenha um inspetor de soldagem para cada soldador, foi necessário desenvolver e aplicar um sistema de monitoramento de dados de soldagem. Este sistema tem como objetivo controlar e corrigir desvios de processos poderiam ocasionar a não compatibilidade da solda em produção com o procedimento qualificado por meio de ensaios de laboratório (EPS – Especificação do Procedimento de Soldagem & RQPS – Relatório de Qualificação do Procedimento de Soldagem).

Com o uso do sistema de monitoramento de soldagem acoplado a máquina de solda, foi possível garantir uma variação de parâmetros dentro da faixa especificada no procedimento de soldagem com aderência de 100%.

O sistema de monitoramento de dados de soldagem insere um bloqueio automático na fonte de corrente limitando os parâmetros de soldagem (velocidade de alimentação do arame / corrente / tensão) de acordo com a EPS/RQPS qualificada. Os dados coletados, depois de tratados, geram um relatório com todos os parâmetros de solda usados na fabricação do produto, o que além de garantir o monitoramento *online* do processo, na prática passa a ser um indicador de produtividade e qualidade. As figuras 83 e 84 demonstram algumas interfaces do sistema de monitoramento de soldagem aplicado no desenvolvimento desse trabalho.

Figura 83 – Exemplo de página do software de monitoramento de dados de soldagem

Figura 84 – Exemplo de página do software de monitoramento de dados de soldagem

A tabela 25 apresenta a avaliação de todos os filetes de solda de enchimento aplicados nos seis experimentos do projeto.

Tabela 25 – Avaliação de parâmetros de soldagem

Parâmetros de Soldagem (Valores médios para o enchimento)						
Corpo de Prova	Corrente Média (A)	Tensão (V)	Velocidade de Alimentação (m/min)	Corrente Máxima (A)	Corrente Mínima (A)	Variação de Corrente (%)
1	272,7	29,6	13,3	283,0	260,6	+3,8% / - 4,4%
2	227,7	33,7	13,7	236,7	219,3	+4,0% / -3,7%
3	257,7	30,8	13,3	272,5	246,5	+5,7% / -4,3%
4	270,8	28,9	13,3	289,8	252,1	+7,0% / -6,9%
5	216,7	33,6	13,3	228,5	207,2	+5,4% / -4,4%
6	256,7	30,8	13,3	280,9	241,2	+9,0% / -6,0%
Média Geral	250,4	31,2	13,4	265,2	237,8	+5,9% / -5,0%

As variações de corrente de soldagem, principal variável controlada durante o experimento já que o equipamento de soldagem tem como característica tensão constante e o *heat input* foi limitado conforme EPS, ficaram abaixo de 10%.

Segundo o código ASME IX, utilizado na qualificação de procedimentos de soldagem para o produto foco desse trabalho (rotores hidráulicos do tipo Francis), item QW 255, a corrente de soldagem é considerada como variável não essencial e por isso sua oscilação (desde que mantido o *heat input* dentro do especificado) não requer requalificação caso seja alterada, conforme descrito no item QW 409.8 do mesmo código.

Como referência, em processos cuja corrente de soldagem é uma variável essencial, como a soldagem por Eletro Escória, a maior variação admissível é 15%.

É possível concluir que o processo de monitoramento da soldagem, bem como a aplicação da tecnologia disponível para garantir a aderência dos soldadores aos procedimentos de soldagem qualificados, foi eficiente, excedendo o necessário para garantir uma soldagem do produto final similar ao qualificado na EPS/RQPS.

5.3.2 Análise das temperaturas de interpasse

Tendo o processo de soldagem sido executado de forma estável sob a ótica dos parâmetros controlados pelo equipamento de soldagem e dessa forma garantindo a aplicação dos parâmetros de soldagem controlados pelo sistema, o segundo ponto de controle foram as temperaturas de interpasse. O monitoramento comprovou que as mesmas se mantiveram dentro do especificado na EPS.

A tabela 26 apresenta a variação de temperatura (ΔT) durante a soldagem, com medições executadas a 25, 50 e 75 mm de distância.

Tabela 26 – Tabela de medição de temperatura de interpasse

	Temperatura de Interpasse na borda da solda @ 0 inch	Início da Junta			Final da Junta		
		ΔT @ 1 inch	ΔT @ 2 inches	ΔT @ 3 inches	ΔT @ 1 inch	ΔT @ 2 inches	ΔT @ 3 inches
	°C	°C	°C	°C	°C	°C	°C
interpasse 1	145,90	8,30	16,90	28,20	18,70	26,60	33,90
interpasse 2	167,70	5,30	6,90	11,00	4,30	7,00	12,90
interpasse 3	170,00	2,10	3,50	4,60	2,70	6,00	12,00
interpasse 4	159,70	6,50	8,80	14,10	0,20	7,40	11,90
interpasse 5	168,70	7,00	12,70	17,20	4,70	6,00	18,30
interpasse 6	173,40	5,60	7,90	14,10	3,80	8,40	13,80
interpasse 7	181,00	5,70	13,20	15,10	1,60	9,10	13,10
interpasse 8	162,70	0,60	0,80	4,10	2,40	4,50	10,10
Média de Valores	166,14	5,14	8,84	13,55	4,80	9,38	15,75

Avaliando os dados de forma gráfica é possível observar que as variações são baixas e dentro do esperado para a soldagem da peça teste com as dimensões objeto do estudo, conforme figura 85.

Figura 85 – Registro da variação de temperatura de interpasse

Da mesma forma que foi medida a variação de temperatura de interpasse, os valores absolutos das temperaturas de interpasse a 25, 50 e 75mm de distância da junta soldada estão representados na tabela 27.

Tabela 27 – Tabela de valores de temperatura de interpasse

	Temperatura de Interpasse na borda da solda @ 0 inch	Início da Junta			Final da Junta		
		interpasse T @ 1 inch	interpasse T @ 2 inches	interpasse T @ 3 inches	interpasse T @ 1 inch	interpasse T @ 2 inches	interpasse T @ 3 inches
	°C	°C	°C	°C	°C	°C	°C
interpasse 1	145,90	137,60	129,00	117,70	127,20	119,30	112,00
interpasse 2	167,70	162,40	160,80	156,70	163,40	160,70	154,80
interpasse 3	170,00	167,90	166,50	165,40	167,30	164,00	158,00
interpasse 4	159,70	153,20	150,90	145,60	159,50	152,30	147,80
interpasse 5	168,70	161,70	156,00	151,50	164,00	162,70	150,40
interpasse 6	173,40	167,80	165,50	159,30	169,60	165,00	159,60
interpasse 7	181,00	175,30	167,80	165,90	179,40	171,90	167,90
interpasse 8	162,70	162,10	161,90	158,60	160,30	158,20	152,60
Média de Valores	166,14	161,00	157,30	152,59	161,34	156,76	150,39

O diagrama na figura 86 demonstra que as variações da temperatura de interpasse estão dentro da normalidade para o corpo de prova objeto do estudo.

Figura 86 – Registro de medição de temperatura de interpasse

Avaliando a média dos valores registrados durante todo experimento, ou seja, 136 filetes de solda aplicados em seis rasgos que representam as seis versões do experimento, observa-se uma variação de +3,0 e -3,9%.

Conforme código ASME IX (aplicado como norma de referência para o experimento) QW 406.3, uma mudança de 55°C da temperatura especificada no procedimento de soldagem requer uma nova qualificação. Para a temperatura de interpasse especificada no experimento de 180 °C essa variação corresponde a 30%, portanto a variação encontrada (+3,0 e -3,9%) está dentro do planejado e conforme norma aplicada.

5.3.3 Resultado de impacto entre corpos de prova

Uma vez assegurada a confiabilidade do processo por meio dos controles detalhados acima, o passo seguinte foi a execução dos testes de impacto.

Com a estabilidade na soldagem, a expectativa foi que as propriedades mecânicas obtidas, em especial a tenacidade, fossem também estáveis, com eventuais variações dentro do aceitável pela norma de referência, nesse caso ASME VIII Div. I - UG 84.

Como não existe um valor de impacto definido para cada variação de processo de soldagem e tratamento térmico, a comparação foi feita com base na média dos valores de impacto de cada um dos seis testes executados no experimento.

As tabelas 28 a 33 mostram a análise dos resultados de impacto tomando como base de comparação o valor médio de cada sequência de testes.

Tabela 28 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 1)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 1.1	69	0	0,0%
i 1.2	67	-2	-2,9%
i 1.3	69	0	0,0%
i 1.4	69	0	0,0%
i 1.5	71	2	2,9%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 1	69,0	+/- 2J	+/- 2,9%

Os resultados de impacto da série 1 do experimento, cujo formato é de soldagem tipo GMAW com arame maciço, alívio de tensões e posterior duplo revenimento, mostram uma variação de $\pm 2,9\%$ quando comparados à média dos 5 ensaios realizados.

A ASME VIII UG 84.1 define que o valor mínimo admissível de impacto é 2/3 da média de energia requerida para o teste, nesse caso em que foi considerada a média dos 5 testes, o mínimo aceitável seria 46 J, logo os resultados atingidos estão dentro do aceitável validando a sequência 1 para a etapa seguinte, ou seja, ensaio de CTOD.

Tabela 29 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 2)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 2.1	28	0	0,0%
i 2.2	28	0	0,0%
i 2.3	26	-2	-7,1%
i 2.4	29	1	3,6%
i 2.5	29	1	3,6%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 2	28	+1J -2J	+3,6 / -7,1%

Os resultados de impacto da série 2 do experimento, cujo formato é de soldagem tipo FCAW com arame tubular e alívio de tensões, apresentam uma variação de +3,6 e -7,1 % quando comparados à média dos ensaios executados.

Considerando novamente como valor mínimo admissível de impacto, 2/3 da média de energia requerida para o teste, os resultados atingidos estão dentro do aceitável, validando a sequência 2 para a próxima etapa.

Tabela 30 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 3)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 3.1	45	1	2,3%
i 3.2	44	0	0,0%
i 3.3	43	-1	-2,3%
i 3.4	43	-1	-2,3%
i 3.5	45	1	2,3%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 3	44	+/- 1J	+/- 2,3%

Os resultados de impacto da série 3 do experimento, cujo formato é de soldagem tipo GMAW com arame *Metal Cored* e alívio de tensões, demonstram uma variação de $\pm 2,3$ % quando comparados à média dos 5 ensaios executados e também adequados para o ensaio de CTOD.

Conforme pode ser confirmado nas tabelas 31, 32 e 33, os resultados de impacto das séries 4, 5 e 6 também estão validados. Os formatos correspondentes são, respectivamente: soldagem tipo GMAW com arame maciço e alívio de tensões, soldagem tipo FCAW com arame tubular e alívio de tensões e soldagem tipo GMAW com arame Metal Cored, alívio de tensões e posterior duplo revenimento.

Tabela 31 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 4)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 4.1	52	0	0,0%
i 4.2	54	2	3,8%
i 4.3	52	0	0,0%
i 4.4	49	-3	-5,8%
i 4.5	53	1	1,9%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 4	52	+2J -3J	+3,8 / -5,8%

Tabela 32 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 5)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 5.1	26	-2	-7,1%
i 5.2	29	1	3,6%
i 5.3	26	-2	-7,1%
i 5.4	31	3	10,7%
i 5.5	28	0	0,0%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 5	28	+3J -2J	+10,7 / -7,1%

Tabela 33 – Análise de valores de impacto (Corpos de prova sequência 6)

Corpo de Prova	Resultado de Impacto (J)	Variação (J)	Variação (%)
i 6.1	102	3	3,0%
i 6.2	97	-2	-2,0%
i 6.3	98	-1	-1,0%
i 6.4	102	3	3,0%
i 6.5	96	-3	-3,0%
Resultado Médio Corpo de Prova Tipo 6	99	+ - 3J	+3,0 / -3,0%

Apesar de todas as seis séries de experimentos estarem validadas para os testes de CTOD, alguns valores estão muito próximos e não seriam relevantes na curva de velocidade de propagação de trinca.

Desta forma, foi executada uma avaliação simples, considerando todos os testes em uma curva do valor de impacto crescente conforme pode ser visto na figura 87:

Figura 87 – Resultado de valores de impacto médio dos 6 experimentos

Eliminando-se alguns dos valores próximos aos demais, neste caso as séries 5 e 3, obtém-se a curva da figura 88.

Figura 88 – Resultado de valores de impacto médio de 4 experimentos

5.3.4 Análise de resultados de CTOD, avaliação do comportamento da junta soldada para baixos e médios ΔK

Em relação ao comportamento da junta soldada, para baixos valores de ΔK , verifica-se que os valores de ΔK iniciais ficaram acima do ΔK_{th} das amostras, assim como os valores iniciais promoveram uma taxa de crescimento de trinca superior a 10^{-5} mm/ciclo, coerente com o solicitado pela norma ASTM E647-00.

A tabela 24 indica os valores das constantes C e m, de acordo com a norma ASTM E647-00. Os valores iniciais do regime linear de propagação de trinca foram determinados observando as curvas de propagação de trinca das amostras ensaiadas.

A amostra 6.4 apresentou um desvio do comportamento linear entre 22 e 35MPa $\sqrt{m}$, considerando somente os valores acima de 35MPa $\sqrt{m}$, as constantes C e m ficam iguais a $3,03 \cdot 10^{-9}$ e 3,037, valores muito mais próximos aos encontrados na amostra 6.3.

5.3.5 Análise de resultados de CTOD, crescimento de trinca para valores elevados de ΔK

Para valores mais elevados de ΔK , acima de 52 MPa $\sqrt{m}$, verificou-se que as amostras apresentaram um desvio no comportamento linear, principalmente as amostras das séries 2 e 4. Este comportamento é menos nítido para as amostras das séries 1 e 6.

Este desvio na linearidade pode estar relacionado ao aumento na proporção da deformação plástica em relação à deformação elástica e consequentemente um afastamento do comportamento elástico necessário para a análise com base na mecânica da fratura linear-elástica.

Em virtude deste comportamento os valores acima de 52MPa $\sqrt{m}$ não foram utilizados nos cálculos das constantes C e m da Lei de Paris.

5.3.6 Análise de resultados de CTOD, correlação entre resistência mecânica e as constantes C e m

Em relação às amostras analisadas, com exceção da série 2 (amostra 2.2), observa-se um maior coeficiente angular de reta, m , e um menor valor da constante C para as amostras que apresentaram menor resistência ao escoamento no ensaio de tração. Estes valores das constantes C e m propiciam menores valores de velocidade de propagação de trincas por fadiga para estas amostras. Esta característica pode estar relacionada ao aumento na quantidade de austenita retida presente na microestrutura do material.

Os valores das constantes das amostras da classe 4 são semelhantes aos resultados obtidos com o metal base CA6NM com resistência ao escoamento de 670 MPa.

6. CONCLUSÕES

Da análise dos resultados obtidos nessa pesquisa pode-se concluir que:

1. A análise do relatório automático de controle de parâmetros durante a soldagem mostrou que a corrente de soldagem média, que gerou propriedades mecânicas com resultados aprovados, foi de 250,4 A com uma variação de variação de +5,9% a -5,0% para soldagem na posição plana usado no experimento e uma tensão de soldagem de 31,2 V com uma variação de +-8%, sendo assim aproximadamente 1/3 da referência utilizada e permitida (para corrente de soldagem) pelo código ASME de +-15%, na mesma linha a temperatura de interpasse média do experimento, que resultou em propriedades mecânicas e ensaios não destrutivos aprovados, foi de 156,6°C com uma variação em todo experimento de +3,9% a -3,0% na medição de 136 filetes aplicados;
2. Por meio do controle de processo evidenciado no item 1, os ensaios mecânicos de tenacidade (impacto) geraram resultados com uma variação de +-3J, com valores de 26J a 102J em todos os testes executados e nas amostras selecionadas para o teste de CTOD uma curva de impacto ascendente com uma variação quase que constante;
3. Com o resultado da velocidade de propagação de trinca de R^2 entre 0,87 e 0,90 pode-se inferir que a hipótese de correlação linear entre a velocidade de propagação de trinca e a resistência ao impacto é validada, ainda que a análise de correlação / regressão estatística mostra um valor de $P < 0,05$, comprovando a correlação entre a resistência ao impacto e a velocidade de propagação da trinca na Região II da Lei Paris para soldas em inox martensítico aplicadas na fabricação de rotores Francis;
4. Com base nos resultados descritos nos itens anteriores comprova-se que é possível executar soldas com resultado de impacto de forma estável em uma produção real de rotores Francis com o uso de tecnologia de monitoramento e controle dos parâmetros de soldagem;

5. Baseado nos resultados apresentados nesse trabalho fica comprovado que aplicando de forma correta a escolha de parâmetros é possível atingir na região da solda valores de impacto similares ou mesmo superiores aos do material de base (54 J), criando-se uma oportunidade para mudança de especificações técnicas e dessa forma elevando a fabricação de rotores hidráulicos tipo Francis para um novo patamar, com isso, além da resistência à tração (escoamento), a resistência ao impacto deve ser considerada um critério fundamental na especificação técnica de rotores Francis.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Simone, G. A. Centrais e aproveitamentos hidrelétricos: Uma introdução ao estudo. São Paulo: Érica, 2000.
2. Leotta, A. Análise do escoamento em comportas de emergência instaladas no tubo de sucção de máquinas Kaplan. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
3. Arndt, R. E. Hydraulic turbines. In: J. S. Gulliver, & R. E. Arndt, Hydropower engineering handbook (pp. 4.1-4.67). New York: McGraw-Hill, 1991.
4. Gissoni, Humberto de Camargo, Método para análise da interação fluido-estrutura em travessas do pré-distribuidor de turbinas hidráulicas / Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo 2015.
5. Quintela, A. C. Hidráulica. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 2007.
6. Hydro Energy. Diagrama para seleção dos tipos de turbinas, 2010.
7. American Society for Testing and Materials (ASTM A743 / 743M) Standard specification for castings, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application, 2015.
8. Lacerda, R.S., Uma Contribuição à Melhoria do Processo de Fresamento em 5 Eixos de Pás de Turbinas Hidráulicas/ Dissertação de Mestrado, 2014.
9. Stainless Steel Designer Handbook, 2005.
10. American Society for Metals. Metals Handbook, v.15 – 9ª edição, Ed. Metals Park, Ohio – USA, 1988.
11. Hydro Vision - Extra Safety in Stainless Steel Welding for Francis Hydraulic Turbines (A.Bueno / H.Poll / C. Hashizume), 2010.
12. Steel Casting Handbook, Supplement 8 High Alloy Data Sheets Corrosion Series, Steel Founder's Society of America, 2008.
13. Folkhard, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag Wien, 1988.
14. Krauss, G. Martensite in Steel: Strength and Structure. Materials Science and Engineering, A273-275, 1999, p 40-57.

15. SENAI-SP, Tratamento térmico aplicado a soldagem , Coleção Tecnologia da Soldagem, 1ª ed. 1997.
16. SENAI-SP, Soldagem , Coleção Tecnologia da Soldagem, 1ª ed. 1997
17. <http://demet.eng.ufmg.br/laboratorios/laboratorio-de-soldagem/> - Acessado em 20/12/2015.
18. American Society for Testing and Materials (ASTM E 647) - Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates
19. ESAB – Apostila de Mecânica da Fratura, 2012.
20. Pukasiewicz, A. G. M. Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA6NM. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.
21. Anderson, T.L. Fracture mechanics: fundamentals and applications. 3a ed. Boca Raton, Fl: CRC Press. 2004. 640 p.
22. Torrico, I.F.A. Tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas com corpo de prova não normalizado para aços API 5L: Análise Numérica e Experimental. 160 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.
23. Wells, A.A. Unstable Crack Propagation in Metals. In: Propagation Symposium Proc., 1962, United Kingdom. Cleavage and Fast Fracture Crack. United Kingdom: Cranfield College Of Aeronautics, September 1961.
24. Souza, F. H. L., Avaliação da tenacidade à fratura pela técnica de CTOD para o tubo de aço X65Q API 5L hidrogenado em ambiente com H₂S/ Francis Henrique Lima de Souza. Belo Horizonte, 2011.
25. Dugdale, D.S. Yielding of steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, USA: v. 8, nº 2, p. 100-104, November 1960.
26. http://www.cimm.com.br/portal/noticia/exibir_noticia/7379-ensaio-charpy-mede-a-resistencia-dos-materiais - - Acessado em 20/12/2015
27. Schön, Cláudio G., Mecânica dos Materiais - Fundamentos e Tecnologia do Comportamento Mecânico, 2010.
28. American Society for Testing and Materials (ASTM E 1820) Standard Test Method for Measurement of Fracture toughness, 2015.
29. Forrest, P.G., Fatigue of Metals. Oxford: Pergamon Press 1970.

30. Miller, K.J., Materials science perspective of metal fatigue resistance. Materials Science and Technology, London 1993.
31. Grooteman F. A stochastic approach to determine lifetimes and inspection schemes for aircraft components. International Journal of Fatigue, v.30, n.1, 2008 p.138-149.
32. Costa, M.Y. Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD. Tese (doutorado), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, São Paulo. 2009.
33. Dieter, G. E., Mechanical Metallurgy – SI Metric ed. McGraw Hill, 1988.
34. Carvalho, A. L. M. Efeito das tensões residuais na fratura e resistência à fadiga da liga de alumínio 7050-T7451. 230p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, São Paulo 2004.
35. Norton, Robert L. Projeto de máquinas [recurso eletrônico] : uma abordagem integrada / Robert L. Norton ; [tradução: Konstantinos Dimitriou Stavropoulos ... et al.]. – 4. ed. – Dados eletrônicos. – Porto Alegre : Bookman, 2013.
36. Petracconi, C., Análise comparativa do comportamento de fadiga do gancho reboque posterior de um veículo automotor / César Petracconi. Belo Horizonte, 2009.
37. Collins, J. A. Failure of Materials in Mechanical Design. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1993.
38. Hertzberg, R. W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. John Wiley & Sons, New York, 5th edition, 2012.
39. Lee, Y., Pan, J., Hathaway, R., Barkey, M. , fatigue test analysis, Buslington, Elsevier 2005.
40. Lauria, D. Modelagem do escoamento em máquinas hidráulicas de fluxo (dinâmica dos fluidos aplicada). Apostila do curso PMC5819 – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
41. Associação Brasileira de Normas Técnicas - ABNT. TB-74: informação e documentação. São Paulo – Brasil, 2010.

42. Loreto dos Santos, Rana Cerise, Análise de cavitação de uma turbina hidráulica do tipo Kaplan – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2013.
43. Bohez, E. L. J., Senadhera, S. D. R., Pole, K., Duflou J.R., e TAR, T. A geometric modeling and five-axis machining algorithm for centrifugal impellers. *Journal of Manufacturing System* 1997; 16: 422–436, 1997.
44. ENAM - Desenvolvimento de aços inox de alta tenacidade para aumento de vida útil de Turbinas Hidráulicas (Hans Poll / Camila Hashizume / Ricardo Anselment) Setembro, 2010.
45. Bhadeshia, H. K. D. H. e Honry, R. *Stainless Steel – Microstructure and Properties*, 3a ed.; COMBE, 2006.
46. J. Lanteigne, M. Sabourin, T. Bui-Quoc, D. Julien, “The Characteristics of the Steels used in Hydraulic Turbine runners”, *Proceedings of 24th IAHR Symposium - Section of Hydraulic Machinery and Systems*, Foz do Iguaçu, Brazil, 2008.
47. Okumura, T., Taniguchi, C., *Engenharia de Soldagem e aplicações*, Editora LTC, Rio de Janeiro, 1982.
48. American Welding Society, *Welding Handbook – Vol II: Welding Technology*, 8th Ed, 1991.
49. Marques, P. V.; Modenesi, P. J.; Barcareense, A. Q. *Soldagem, fundamentos e tecnologia*. Ed. da UFMG, 2005.
50. Núcleo Tecnológico de Soldagem & Qualidade São Paulo Modulo 7, 2002.
51. Scotti, A., Ponomarev, V. *Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho*. 2ª Edição, São Paulo, Artliber Editora, 2014.
52. Alcântara, F.L. *Comportamento do Crescimento de Trinca por Fadiga de um Aço do Tipo USI-SAC-50 Laminado a Quente em Diferentes Espessuras*. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Católica de Minas Gerais Belo Horizonte, 2003.
53. Dalaei, K., Karlssona, B., Svenssona, L.E. Stability of residual stresses created by shot peening of pearlitic steel and their influence on fatigue behavior. *Procedia Engineering*, v. 2, 2010.
54. Voorwald, H.J.C., Padilha, R., Costa, M.Y.P, Pigatin, W.L., Cioffi, M.O.H. Effect of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium

electroplated AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, v.29, n.4, abr. 2007.

55. Padilha, R.Q. Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340. Tese (doutorado), FEG- Unesp, Guaratinguetá, SP. 2004.

56. Dowling N. E., *Mechanical Behavior of Materials*. Prentice-Hall: Englewood Cliffs, N. J., 1993.

57. Machado, I. G., *Condução de Calor na Soldagem – Fundamentos & Aplicações*, 2000.

58. Callister, W. D., Rethwisch, D. G. *Materials Science and Engineering, An Introduction*, 8th edition, John Wiley & Sons, Inc., 1999.

59. Leslie, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*. McGraw-Hill series in material science and engineering. Hemisphere Pub. Corp., 1981.

60. Gracioso, J. F. F., *Dissertação Submetida à Universidade Federal de Santa Catarina, Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM*. Fevereiro 2003.

61. Iwabuchi, Y. e Sawada. S. *Metallurgical Characteristics of a Large Hydraulic Runner. Casting of Type, 13Cr – Ni Stainless Steel, Stainless Steel ASTM STP 756*. V, G. Behal and A. S. Melilli. 1982.

62. Kou, S., *Welding Metallurgy*, John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, 2003.

63. Gamboni, O. C., *Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de AL de grau aeronáutico, Dissertação de mestrado, UNESP São Carlos*, 2011.

64. American Welding Society 5.12, *Especificação para eletrodos de tungstênio e suas ligas para soldagem*, 2015.

65. Pukasiewicz, A. G. M.; *Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba*, 2008.

66. Novicki, N.; *Caracterização da tenacidade à fratura do aço inoxidável martensítico macio CA6NM temperado e revenido em juntas soldadas sem TTPS, Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba*, 2002.

67. Wainer, E., Brandi, S. D., Melo, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, p 365, 366, 2013.
68. Cominato, R. Influência da Temperatura de Revenido e Meio de Resfriamento em Aços Inoxidáveis Martensíticos Fundidos Tipo CA6NM, Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. 2008.
69. Silva, J. G., Fadiga no aço inox 15-5PH revestido por HVOF: aplicação em trem de pouso / Gilson Silva Junior. – Guaratinguetá: [s.n.], 2011.
70. Behene, L., Estudo da alteração de parâmetros do processo de soldagem plasma com alimentação de vareta em substrato de aço ASTM 743 tipo CA6NM / Lucas Behene. – Curitiba, 2014.
71. Granjon, H., Fundamentals of welding metallurgy, Woodhead Publishing; p 240 p, 1991.
72. Handbook, Metals. Vol. 6: Welding, Brazing and Soldering. ASM International, Materials Park, OH, 1993.
73. Sperko, W. J., Exploring Temper Bead Welding, As published in the welding journal, August, 2005.
74. ASTM E92, Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, 2015.
75. Crawford, J.D, CA6NM an Update. In 29 th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference, Nov 1974.
76. Brekke, Hermod. Design, Performance and Maintenance of Francis Turbines. Global Journal of Researches In Engineering, v. 13, n. 5, 2013.
77. Associação Portuguesa de Bushcraft, Propriedades dos aços inoxidáveis, 2002.
78. Voith Hydro, Classificação de turbinas de acordo com a direção do fluxo, 2013.
79. Voith Hydro, Technical Delivery Specification for ASTM A 743 Grade CA - 6NM, 2012.
80. Araújo, W. R., A Ocorrência do "Finger", Dissertação de Mestrado, UFMG, fev. 2004.
81. Villares Metals. Aços Inoxidáveis – Princípios básicos, 2012.

82. Fischer, J. W., Yen, B. T., Design, Structural Details, and Discontinuities in Steel, Safety and Reliability of Metal Structures, ASCE, Nov. 2, 1972.
83. Broek, D., The Practical Use of Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers: Dordrecht, The Netherlands, p. 10, 1988.