



Federação das Indústrias do Estado da Bahia

CENTRO UNIVERSITÁRIO SENAI CIMATEC
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO STRICTO SENSO
GESTÃO E TECNOLOGIA INDUSTRIAL

EDUARDO CABRAL DA SILVEIRA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE
RECUPERAÇÃO POR REVENIMENTO NA
QUALIFICAÇÃO DE UM PROCEDIMENTO DE
SOLDAGEM NO AÇO WB-36 FRAGILIZADO

Salvador

2018

EDUARDO CABRAL DA SILVEIRA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE
RECUPERAÇÃO POR REVENIMENTO NA
QUALIFICAÇÃO DE UM PROCEDIMENTO DE
SOLDAGEM NO AÇO WB-36 FRAGILIZADO

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação Stricto Sensu da Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial

Orientador: Prof.Dr. Manoel Carreira Neto

Salvador

2018

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca do Centro Universitário SENAI CIMATEC

S587i Silveira, Eduardo Cabral da

Influência do tratamento térmico de recuperação por revenimento na qualificação de um procedimento de soldagem no aço Wb-36 fragilizado / Eduardo Cabral da Silveira. – Salvador, 2018.

81 f. : il. color.

Orientador: Prof. Dr. Manoel Carreira Neto.

Dissertação (Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial - GETEC) – Programa de Pós-Graduação, Centro Universitário SENAI CIMATEC, Salvador, 2018. Inclui referências.

1. Wb-36. 2. Perda de tenacidade. 3. Soldagem. I. Centro Universitário SENAI CIMATEC. II. Carreira Neto, Manoel. III. Título.

CDD: 671.52

NDI - 03

EDUARDO CABRAL DA SILVEIRA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECUPERAÇÃO
POR REVENIMENTO NA QUALIFICAÇÃO DE UM
PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NO AÇO WB-36 FRAGILIZADO

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em
Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade de Tecnologia SENAI Cimatec

Aprovada em 5 de Abril de 2018.

Banca Examinadora

Orientador: _____

Prof. Dr. Manoel Carreira Neto

Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela Universidade de São Paulo,
São Paulo, Brasil

Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Membro Externo da Banca: _____

Prof. Dr. Carlos Augusto de Souza

Doutor em Engenharia Mecânica pela Université Pierre et Marie Curie, LISE / CNRS,
França.

Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Membro Externo da Banca: _____

Prof. Dr. Carlos Alberto Caldas de Souza

Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais pela Universidade Federal de São
Carlos, São Carlos, Brasil
Universidade Federal da Bahia

Dedico este trabalho aos meus pais Dilson e Vera, que sempre me apoiaram na busca dos melhores caminhos; à minha esposa Urânia e meu filho Arthur, pela paciência, compreensão da minha ausência-presente e constante incentivo durante esta árdua jornada.

AGRADECIMENTOS

A minha família, que através de sua solidez, permite a dedicação necessária para que essa etapa da vida profissional possa ser ultrapassada com segurança e com o máximo de aproveitamento possível.

Ao amigo Paulo Moura Bispo de Santana, que através do incentivo e colaboração constantes não me permitiu sequer pensar em desistir da conclusão desse projeto, além da grande ajuda dada para que o mesmo tivesse sua bem-sucedida conclusão.

Agradeço aos amigos Ricardo José Rocha Silva e Elias Cândido da Costa, detentores de vasto conhecimento na área de materiais e análises de falha e que suportaram e ajudaram a construir o conhecimento adquirido nesse trabalho.

Ao Professor Paulo Sergio Carvalho Pereira da Silva com quem aprendo muito e que teve uma valorosa participação para que esse trabalho fosse bem-sucedido.

Ao meu orientador, Manoel Carreira Neto, por transmitir, com simplicidade e vasto conhecimento, as direções que me levaram a entender os caminhos que deveria trilhar para concluir essa jornada.

À Professora Josiane, coordenadora do mestrado e que sempre esteve a disposição para ajudar e orientar para que conseguíssemos concluir com êxito essa etapa de nossa vida profissional.

Aos professores do mestrado que, a partir da dedicação em transmitir o conhecimento, direta ou indiretamente, ajudaram a que o trabalho fosse construído e concluído de forma satisfatória, contribuindo para o aumento do conhecimento da comunidade científica.

Aos colegas de mestrado, em especial ao meu amigo Francisco Júnior, que através do companheirismo, troca de conhecimento, experiências e incentivo ajudaram a que os obstáculos fossem ultrapassados de forma mais fácil.

RESUMO

A indústria de petróleo utiliza o vapor em seus processos de modo extensivo. A geração e estocagem do vapor envolve a exposição de equipamentos a altas temperaturas e pressões durante longos períodos. O material 15 NiCuMoNb 5 (Wb-36) é um aço alta resistência e baixa liga que possui boas propriedades mecânicas e por isso tem sido aplicado em sistemas de vapor. Contudo, este material quando operando a temperaturas entre 300 e 350°C, passa por uma mudança metalúrgica que leva a perda de tenacidade após algum tempo de operação. Esse fenômeno modifica significativamente a curva de transição dúctil-frágil do aço Wb-36, aumentando a probabilidade de falha do equipamento e dificultando sua soldabilidade. Este trabalho parte de um estudo de caso que relata uma falha envolvendo o material Wb-36 utilizado na faixa de temperatura de 330°C durante aproximadamente 200.000 horas. O objetivo é avaliar a influência do tratamento térmico de recuperação por revenimento na qualificação de um procedimento de soldagem elaborado com o objetivo de realizar reparos nesse tipo de material após passarem pelo processo de fragilização em operação. Os resultados mostram a influência do tratamento térmico sobre os resultados obtidos além de aprendizados relacionados ao comportamento do material.

Palavras-chave: Wb-36, Perda de Tenacidade, Soldagem

ABSTRACT

The oil industry uses the steam on its processes extensively. The generation and storage of steam involves the exposition of the equipment at high temperatures and pressures for long periods. The material 15 NiCuMoNb 5 (Wb-36) is a high strength and low alloy steel which has good mechanical properties and because of that it has been applied in steam systems. However, this material when operating at temperatures between 300 and 350°C, pass through a metallurgical change, which leads to loss of toughness after some time of operation. This phenomenon changes significantly the ductile-brittle transition curve of the Wb-36 steel, increasing the probability of equipment failure and becoming it difficult to weld. This work is part of a case study that reports a failure involving the WB 36 material used in the temperature about 330°C for approximately 200,000 hours. The objective is to evaluate the influence of the thermal treatment of recovery annealing in the qualification of a welding procedure drawn up in order to carry out repairs on matters that went through the process of becoming fragile in operation. The results show the influence of the heat treatment on the results achieved and in addition to learning related to the behavior of the material.

Keywords: Wb-36, Decrease in Toughness, Welding.

LISTA DE TABELAS

Tab. 1	Dados de tração (Temperatura: 20°C) e de impacto Charpy (Temperatura: 0°C) do fornecedor do material do vaso.	40
Tab. 2	Composição química (% em massa) da peça removida do equipamento em falha	52
Tab. 3	Dados de tração da Usina e da TÜV (Temperatura: 20°C)	53
Tab. 4	Resultados dos ensaios de tração, a temperatura ambiente, dos corpos de prova retirados do vaso de pressão rompido	53
Tab. 5	Dados de impacto Charpy da Usina e da TÜV (Temperatura: 0°C).	54
Tab. 6	Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos corpos de prova retirados da amostra do tubulão rompido.	54
Tab. 7	Dados de tração (Temperatura: 20°C) e de impacto Charpy (Temperatura: 0°C) no metal base.	61
Tab. 8	Valores de dureza no material antes do processo de soldagem	62
Tab. 9	Resultados de dobramento do CP-1	65
Tab. 10	Resultados de dobramento do CP-2	66
Tab. 11	Resultados de tração em solda em amostra dos CP's 1 e 2	67
Tab. 12	Resultados de tração em metal base em amostra dos CP's 1 e 2	68
Tab. 13	Resultados do Ensaio de Impacto "V" (Charpy)	69
Tab. 14	Resultados dos ensaios de dureza em HB	70

LISTAS DE FIGURAS

Fig. 1	Vista frontal do equipamento, mostrando a trinca	18
Fig. 2	Fatura na parte inferior do tampo do equipamento	18
Fig. 3	Diagrama de fase Ferro-Cobre	23
Fig. 4	O diagrama de fase de Fe-Cu (calculado com Thermo - Calc). Em uma temperatura de 700°C o limite de solubilidade de Cu em Fe é 0.536 at.%, e a uma temperatura de 400°C o limite de solubilidade de Cu em Fe é 0,023 at.%	25
Fig. 5	Resultado da simulação de Monte Carlo - Formação de precipitados após 10 segundos a 700°C a direita e evolução da formação a 400°C	26
Fig. 6	Continuação da simulação em T= 400 °C	26
Fig. 7	Mudança na resistência do material durante a simulação a 400°C	27
Fig. 8	Curva de transição dúctil-frágil dos materiais E60A e E60B	29
Fig. 9	Comparativo de resistência ao crescimento de trinca das amostras E60A e E60B	30
Fig. 10	Comparativo de tensões resistente e de escoamento das amostras E60A e E60B	31
Fig. 11	Foto do ensaio com MET demonstrando a existência dos precipitados de cobre, a esquerda no estado inicial do material e a direita após operar por 57.000h a 340°C	32
Fig. 12	Frequência de distribuição (D máx.) dos precipitados de cobre nas amostras E60A e E60B	33
Fig. 13	Frequência de distribuição (D mín.) dos precipitados de cobre nas amostras E60A e E60B	34
Fig. 14	Resultado da simulação de Monte Carlo na formação e crescimento dos precipitados de cobre, apenas os átomos de cobre são mostrados	34
Fig. 15	Exemplo do processo de produção de vapor em fornos de pirólise.	36
Fig. 16	Parâmetros do procedimento de soldagem parte 1	41
Fig. 17	Parâmetros do procedimento de soldagem parte 2	42

Fig. 18	Observações do procedimento de soldagem	43
Fig. 19	Exemplo de amostras após teste de impacto de metal base com e sem tratamento de recuperação por revenimento e foto do equipamento utilizado para realização dos ensaios de Impacto	45
Fig. 20	Representação Gráfica de Temperatura x Solubilidade do Cobre em Ferro usado para determinar os possíveis efeitos da temperatura de tratamento	47
Fig. 21	Parâmetros do tratamento térmico de recuperação por revenimento aplicado no CP-1	47
Fig. 22	Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões aplicado aos CP-1 e 2	48
Fig. 23	Preparação de superfície, ensaios de líquido penetrante e revelação e fixação da peça para realização da soldagem	50
Fig. 24	Acompanhamento dos parâmetros de soldagem, preparação das resistências térmicas e isolamento do corpo de prova e primeiro passe de solda	51
Fig. 25	Plotagem dos valores obtidos no levantamento da curva de transição dúctil-frágil do material sob investigação	55
Fig. 26	Foto da região da trinca inicial	56
Fig. 27	Trinca inicial em detalhe, outra metade da trinca em relação a Figura 26	56
Fig. 28	Imagem da trinca inicial utilizando MEV	57
Fig. 29	Imagem no MEV da região de propagação após decapagem	58
Fig. 30	Imagem do MEV mostrando os aspectos da superfície de fratura após decapagem	58
Fig. 31	Diagrama FAD representando a tensão do material em estado frágil durante o teste de pressão e tamanho de intensificador de tensão	60
Fig. 32	Ensaio de dureza nas amostras CP-1 e CP-2 (antes e após o tratamento recuperação por revenimento) em HB	62
Fig. 33	Ensaio de micrografia mostrando o material em seu estado envelhecido com 200x e 500x respectivamente. Grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos aglomerados.	63
Fig. 34	Finalização da soldagem, preparação para realizar ensaio de dureza após soldagem, peça acabada e realização do ensaio de líquido penetrante após soldagem	64

Fig. 35	Curva de acompanhamento do tratamento térmico, acompanhamento de temperatura interpasse e registro dos ensaios de dureza de campo após a soldagem	65
Fig. 36	Descontinuidade de 19mm encontrada na amostra DL-1 pertencente ao CP-1	66
Fig. 37	Croquis da posição dos ensaios de dureza na peça soldada	71
Fig. 38	Macrografia do CP-1	71
Fig. 39	Macrografia do CP-2	72
Fig. 40	Micrografia do Metal Base do CP-1 após soldagem mostrando grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos dispersos aumento de 200x e 500x respectivamente	72
Fig. 41	Micrografia da região da solda do CP-1 mostrando carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica com aumento de 200x e 500x respectivamente	73
Fig. 42	Micrografia da região de metal base do CP-2 mostrando grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos dispersos com aumento de 200x e 500x respectivamente	73

LISTAS DE SIGLAS

ZTA - Zona Termicamente Afetada em uma solda; o mesmo que ZAC.

ZAC - Zona Afetada pelo Calor em uma solda; o mesmo que ZTA.

TLE – Transfer Line Exchanger

ARBL - Alta Resistência de Baixa Liga

ASME – American Society of Mechanical Engineers

API – American Petroleum Institute

CCC - Cúbica de Corpo Centrado

CFC - Cúbica de face Centrada

MET - Microscópio Eletrônico de Transmissão

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

ASTM - American Society for Testing and Materials

LE – Limite de escoamento

LR – Limite de Resistência

A – Alongamento

SAC – Stress Assisted Corrosion (Corrosão Assistida por Tensão)

FAD - Failure Assessment Diagram – Diagrama que representa a possibilidade de falha devido à fratura frágil e ao colapso plástico.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.2 IMPORTÂNCIA DA PESQUISA	16
1.3 OBJETIVO DA PESQUISA	19
1.4 ORGANIZAÇÃO DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO	20
2. REVISÃO DA LITERATURA – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	21
2.1 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA	21
2.2 MECANISMO DE FRAGILIZAÇÃO	28
3. MATERIAIS E METODOLOGIA	36
3.1 INVESTIGAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DO EVENTO DE FALHA	37
3.1.1 ANÁLISE QUÍMICA DO MATERIAL	37
3.1.2 CARACTERIZAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS	38
3.1.3 CARACTERIZAÇÃO DE MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO DO DEFEITO	38
3.1.4 CARACTERIZAÇÃO DO ESTADO DE TENSÕES NO MOMENTO DA FALHA	38
3.2 PREMISSAS PARA ELABORAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	39
3.3 ORIGEM DA AMOSTRA	40
3.4 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	41
3.5 ENSAIOS DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	43
3.5.1 ENSAIO DE DOBRAMENTO	43
3.5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	44
3.5.3 ENSAIO DE IMPACTO	44
3.5.4 ENSAIO MACROGRÁFICO	45
3.5.5 ENSAIO MICROGRÁFICO	45
3.5.6 ENSAIO DE DUREZA	46
3.6 TRATAMENTO TÉRMICO DE RECUPERAÇÃO POR REVENIMENTO	46
3.7 TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES	48
3.8 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DE SOLDAGEM	49

4. RESULTADOS E ANÁLISES	52
4.1 RESULTADOS DA INVESTIGAÇÃO DA FALHA.....	52
4.1.1 RESULTADOS DE ANÁLISES DOS ENSAIOS MECÂNICOS	52
4.1.2 RESULTADOS DE ANÁLISES DOS ENSAIOS ÓTICOS.....	56
4.1.3 RESULTADOS E ANÁLISES DOS CÁLCULOS ESTRUTURAIIS	59
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS PRÉ-SOLDAGEM	61
4.2.1 ENSAIO DE IMPACTO	61
4.2.2 ENSAIO DE DUREZA	61
4.2.3 MICROGRAFIA	62
4.3 REALIZAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	63
4.4 RESULTADO DO ENSAIO DE DOBRAMENTO.....	65
4.5 RESULTADO DO ENSAIO DE TRAÇÃO	66
4.6 RESULTADO DO ENSAIO DE IMPACTO	68
4.7 RESULTADO DO ENSAIO DE DUREZA	70
4.8 RESULTADO DO ENSAIO DE MACROGRAFIA	71
4.9 RESULTADO DO ENSAIO DE MICROGRAFIA	72
4.10 DISCUSSÕES.....	74
5. CONCLUSÃO	76
5.1 CONCLUSÕES E CONSTATAÇÕES DA INVESTIGAÇÃO	76
5.2 CONCLUSÕES DA QUALIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	76
5.3 AÇÕES DEFINIDAS APÓS TRABALHO DE PESQUISA	77
5.4 ATIVIDADES FUTURAS DE PESQUISA	78
REFERÊNCIAS.....	79

1. INTRODUÇÃO

1.1. *Contextualização*

Na indústria de processamento de petróleo e derivados, o vapor tem um papel fundamental. Ele é utilizado em diversas pressões e com as mais diversas finalidades, como exemplos a descontaminação de sistemas para acesso a equipamentos e como força motriz de grandes compressores de hidrocarboneto. Muitas indústrias de grande porte possuem centrais termoelétricas que são as responsáveis pela produção de vapor para as mais diversas necessidades da planta. Geralmente esse vapor é produzido nessas centrais na maior pressão e temperatura que a planta necessite e as demais especificações são conseguidas a partir da queda de pressão e diminuição da temperatura. Dependendo do projeto e das possibilidades, alguns equipamentos podem contribuir na produção de vapor da planta. Em plantas petroquímicas, os fornos de pirólise, que tem como objetivo principal o craqueamento da nafta em altas temperaturas, produzem vapor no processo de resfriamento dessa nafta processada nos fornos de pirólise. Assim como as caldeiras nas centrais termoelétricas, os sistemas de vapor dos fornos de pirólise necessitam de um vaso acumulador, conhecido como tubulão. O vaso de pressão objeto desse estudo tem como função realizar a separação da fase líquido-vapor, circulando a fase água para que seja aquecida em um trocador de calor localizado na saída do processamento de nafta e a fase vapor para o sistema de superaquecimento e injeção no sistema na planta.

1.2. *Importância do Trabalho*

A busca pela minimização de custos tem levado ao desenvolvimento de aços com maiores limites de resistência e com maiores valores de tenacidade que possibilitam a diminuição do peso de equipamentos e, por conseguinte, das estruturas que os suportam. Um exemplo desse desenvolvimento são aços de

Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), que são aços criados a partir de pequenas adições de elementos de liga e algumas mudanças no processo de fabricação para obtenção de melhores propriedades mecânicas.

Aços de alta resistência e baixa liga estão incluídos em diversos padrões e normas, projetadas para fornecer combinações desejáveis específicas de propriedades tais como resistência, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica. Estes aços não são considerados aços liga, mesmo que suas propriedades mecânicas sejam alcançadas pelo uso de pequenas adições de ligas. Em vez disso, os aços ARBL classificam-se como uma categoria diferente de aço, os mesmos encontram-se situados (tanto em preço como em composição química) acima do aço carbono e abaixo dos aços liga.

Entretanto, algumas das principais preocupações relacionadas ao desenvolvimento de aços cada vez mais resistentes é a consequente necessidade de cuidados mais rigorosos com relação à soldagem. Além disso, os critérios de aceitação de defeitos em equipamentos construídos com esse tipo de material são bem mais restritos, o que tornam os procedimentos de soldagem a serem aplicados ainda mais críticos em caso de necessidade de reparo, principalmente após início de operação.

Para o WB-36 por exemplo, a soldagem pode provocar alterações da microestrutura como o aparecimento de fases de dureza elevada como martensita, bainita ou ferrita acicular devido ao elevado valor de carbono equivalente ou o coalescimento dos precipitados de cobre. Estas alterações podem afetar a performance do material e até levar à falha prematura durante o serviço (SARWAR & MOHD 2015)

Como referência da capacidade de economia que a utilização de aços ARBL podem trazer, se comparamos um vaso de pressão construído de um aço normal muito utilizado no mercado mundial (Exemplo: A516-60) com um vaso nas mesmas dimensões construído com um aço ARBL (Exemplo: Wb-36), a diferença de espessura será de duas vezes. Essa diferença implica diretamente no peso total do vaso, gerando grande economia não apenas no custo do vaso como também em sua estrutura de suporte. WB-36 é mais resistente que o A516-

60 pois possui mecanismos de endurecimento por solução sólida (composição química tem mais elementos de liga carbono equivalente de 0,62 contra 0,29 do A516 Gr60) e por precipitação de compostos a base de cobre.

No entanto, esse ganho financeiro não é inteiramente conseguido, pois os critérios para aprovação de defeitos serão mais rigorosos, sendo necessários procedimentos, equipamentos e controle de qualidade mais rigorosos.

Durante uma parada para a manutenção do vaso de pressão acumulador de um forno, foi programada uma inspeção visual completa. Por fazer parte de um sistema que sofreu reparos que envolveram procedimentos de corte e soldagem, foi realizado um teste hidrostático no sistema a fim de aferir sua estanqueidade e confiabilidade. Durante a execução do teste o vaso falhou de forma catastrófica como pode ser visto nas Fotos 1 e 2.



Figura 1 – Vista frontal do equipamento, mostrando a trinca



Figura 2 – Fratura na parte inferior do tampo do equipamento

Durante análises prévias foi verificado que o material falhou de forma frágil. Essa forma de falha não era prevista em temperaturas próximas da temperatura de 20°C. Durante levantamento bibliográfico foi constatado a existência de um fenômeno que causa fragilização nesse tipo material quando operando numa faixa de temperatura que engloba a de operação desse equipamento. Devido a existência de outros equipamentos construídos com o mesmo material e operando na mesma faixa de temperatura, se fez necessário uma investigação rigorosa sobre o fenômeno de fragilização e desenvolvimento de ações para manter os demais equipamentos operando de forma segura e confiável.

Antes da falha no costado do equipamento, o mesmo não sofria reparos com solda nas partes sobre pressão, eventuais descontinuidades eram retiradas através da remoção pontual de material, sendo após esse procedimento, o vaso calculado conforme normas de “adequação ao uso” (Fitness for Service) apropriadas para que fosse permitido o retorno seguro a operação. Os poucos reparos de solda realizados dentro do equipamento eram feitos em acessórios internos. Uma especial atenção deve ser dada aos procedimentos de soldagem realizados nesses acessórios que tenham contato direto com o costado. Por se tratar de uma massa muito grande material, se os requisitos ligados a controle de temperatura não forem seguidos de maneira adequada, há uma chance grande de induzir defeitos no costado do equipamento.

1.3. Objetivo do Trabalho

Por se tratar de um caso prático, associada a falha de um equipamento de grande porte, há uma sequência de atividades que precisaram ser desenvolvidas, sendo com isso os objetivos separados da seguinte forma:

- O primeiro objetivo desse trabalho foi realizar uma investigação para entender as causas que levaram a falha e com isso criar um plano de ação a fim de evitar novas ocorrências.
- Após o primeiro entendimento será necessário desenvolver e qualificar um procedimento de soldagem capaz de realizar reparos no demais equipamentos também construídos com o aço Wb-36 que passaram pelo processo de fragilização em operação a fim de garantir a continuidade operacional segura dos mesmos.

1.4. Organização da Dissertação de Mestrado

No capítulo 1, faz-se uma introdução ao trabalho, com a contextualização, importância e objetivos.

No capítulo 2, apresenta-se a revisão da literatura e conhecimentos sobre aços de alta resistência que utilizam cobre como elemento de liga. Esse capítulo foi baseado no mecanismo de aumento de resistência do aço e no mecanismo de dano reconhecido em literatura para a situação estudada.

No capítulo 3, traz-se a descrição do material, sua origem, caracterização e planejamento dos ensaios para a obtenção dos resultados.

No capítulo 4, apresenta-se e analisa-se os resultados de cada um dos ensaios realizados nesse trabalho entre investigação da falha e qualificação do procedimento de soldagem.

No capítulo 5, apresenta-se as conclusões do trabalho.

Por fim, são apresentadas as referências utilizadas.

2. REVISÃO DE LITERATURA – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

O aço ARBL conhecido como o 15 NiCuMoNb 5 ou Wb-36, foi um material desenvolvido na Alemanha. Ele utiliza a precipitação de compostos a base de cobre como mecanismo de aumento da resistência mecânica e tenacidade. Esse material era utilizado em plantas termoelétricas convencionais até temperaturas de 450°C, sendo que em algumas plantas nucleares da Alemanha o mesmo é utilizado em tubulações operando até 300°C de temperatura. Apenas em alguns casos raros esse material foi utilizado para construção de vasos que operam com temperaturas por volta de 340°C. (ALPETER & DOBMAN, 2000)

Um das razões para a ampla aplicação dos aços ARBL Wb-36 são seus grandes valores de tensão de escoamento em altas temperaturas. Além disso, o processo de fabricação desse aço tem vantagens econômicas. O tratamento térmico é bem simples porque sua estrutura metalúrgica constituída de ferrita e bainita pode ser alcançada através do resfriamento ao ar do aço após o processo de austenitização, tornando o tratamento mais barato. Esse fenômeno é possível devido a existência de níquel e molibdênio em sua constituição. (ALPETER, SZIELASKO, & DOBMAN, 2010)

Nos últimos 30 anos, aços ARBL têm sido utilizados extensivamente em estruturas de dutos, indústria automotiva e a construção de pontes e navios, devido a sua excelente combinação de propriedades mecânicas como alta resistência, boa dureza, bem como a soldabilidade favorável. (LIU, 2016)

2.1. *Mecanismos de aumento de resistência do aço Wb-36*

Precipitação de compostos de cobre em ferro e no aço é um fenômeno conhecido e tem um potencial para alcançar um melhor equilíbrio de resistência-ductilidade em relação a outros aços de alta resistência por causa da diferente natureza do cobre em relação a outros precipitados como carbonetos e nitretos. (TAKAKI, FUJIOKA, & AIHARA, 2004)

Em geral, o cobre é visto como um elemento indesejável em aços devido ao seu problema de fragilidade a quente. No entanto, seu uso controlado pode

melhorar a resistência mecânica e a resistência a corrosão atmosférica. (DHUA & MUKERJEE, 2001)

A principal razão para a aplicação generalizada do aço Wb-36 é que, mesmo em temperaturas elevadas, ele tem melhor dureza e resistência que outros aços estruturais em temperatura ambiente. Devido à sua composição, esse aço pode ser resfriado ao ar, de tal forma que mesmo componentes de grande espessura e peças de geometria complexa podem ser feitas dessa forma a baixo custo, mantendo ainda um material de alta qualidade. A resistência mecânica e propriedades de resistência desse material surgem devido aos precipitados a base de cobre, na forma de partículas coerentes com uma microestrutura CCC (cúbica de corpo centrado). Estes precipitados são formados durante o processo de resfriamento e também após resfriamento a temperaturas inferiores a 620 ° C, como por exemplo após recozimento ou soldagem. (ALPETER, SZIELASKO, & DOBMAN, 2010)

A explicação das alterações induzidas em serviço das propriedades do material Wb-36 pode ser derivada dos conhecimentos atualmente disponíveis no diagrama de fase ferro-cobre, representado na Figura 3. O aço Wb-36 possui entre 0,5 e 0,8% em peso de cobre em sua constituição conforme padrão de fabricação do mesmo. A solubilidade do cobre em ferro a temperaturas abaixo de aproximadamente 650° C era desconhecida até a década de 1980 (ALPETER & DOBMAN, 2000) e assumiu-se, que o aço tratado termicamente a temperaturas entre 550 e 650 ° C não conteria qualquer cobre dissolvido (HANSEN & ANDERKO, 1958). Atualmente é sabido, que o material WB 36, quando recozido nesta faixa de temperatura ainda contém quantidades perceptíveis de cobre em solução sólida (SUNDMAN, JANSSON, & ANDERSSON, 1985). Portanto, o aumento desejado na resistência do material Wb-36 é causado por apenas uma parte do cobre contido na composição do material. No material Wb-36 típico “como entregue”, metade do cobre contido no aço já se encontra precipitado, enquanto metade permanece em solução sólida (WILLER & ZIES, 2001). A outra parte do cobre, que ainda está em solução sólida no estado inicial do material, lentamente precipita durante a operação de

longo prazo em temperaturas acima de 320° C e pode levar a um indesejável aumento na dureza e da resistência.

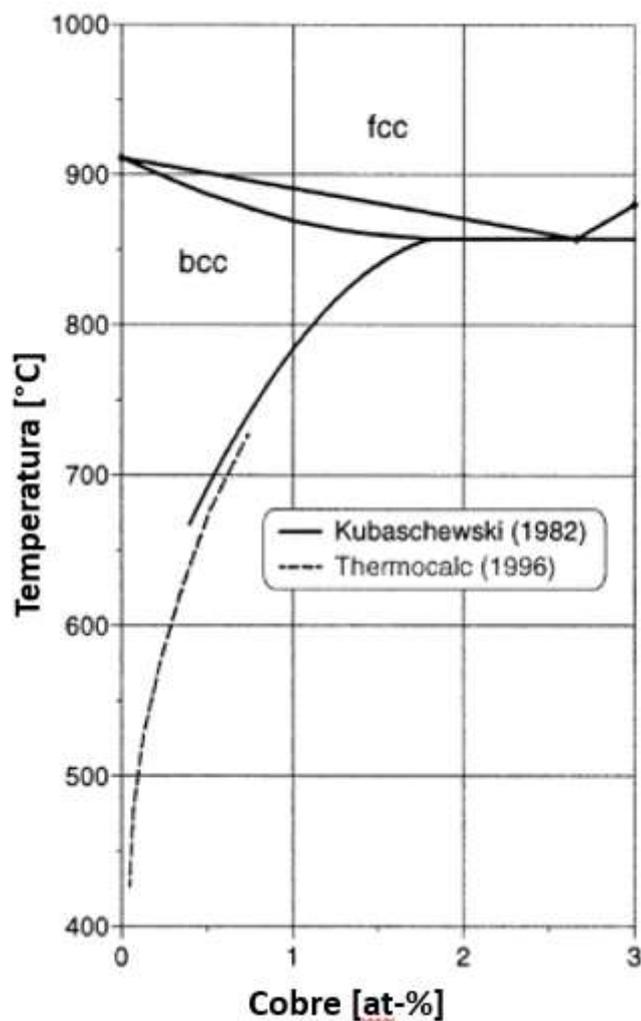


Figura 3 – Diagrama de fase Ferro-Cobre (ALPETER & DOBMAN, 2000)

Em temperaturas abaixo de 910°C o ferro puro possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), enquanto o cobre puro possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). A estrutura dos precipitados a base de cobre é conhecida por ser dependente de seu tamanho:

- Pequenos precipitados com raios menores que cerca de 2 nm são coerentes e possuem a estrutura de CCC do ferro; (PIZZINI & ROBERTS, 1990) (OTHENS & JENKINS, 1994)

- Precipitados com raios entre 2 e 9 nm possuem uma estrutura 9R geminadas; (OTHENS & JENKINS, 1994)
- Precipitados com raios maiores que cerca de 9 nm estão presentes em uma estrutura de 3R, uma estrutura CFC distorcida que continuamente muda para a estrutura cristalina CFC correspondente ao cobre puro; (OTHENS & JENKINS, 1994)

Partículas do grupo correspondente a microestrutura 9R compõem cerca de 50% de todas as partículas visíveis pelo MET e levam a uma pronunciada distorção da matriz cristalina nas regiões ao redor das partículas. (ALPETER & DOBMAN, 2000)

O mecanismo de endurecimento por precipitação funciona da seguinte forma material solubilizado super-saturado é exposto a uma temperatura intermediária. Como a difusão nesta temperatura é lenta a precipitação da fase de equilíbrio também é lenta. Inicialmente formam-se pequenos precipitados coerentes. Estes precipitado distorcem a matriz dificultando a movimentação das discordâncias. Conforme os precipitados crescem eles deixam de ser coerentes interagindo de forma diferente com as discordâncias não apresentando a mesma eficiência em dificultar a movimentação das discordâncias. Quando os precipitados são incoerentes as discordâncias podem interagir de duas formas quando ainda é pequeno (mas já incoerente) a discordância corta o precipitado e quando é grande ela se dobra ao redor do precipitado (mecanismo de Orowan)

No estado inicial do material as medições realizadas mostram os precipitados a base de cobre com uma distribuição média de 2 a 2,5nm de raio, enquanto algumas partículas de cobre ainda se encontram dissolvidas na matriz. Após passar por um processo de “envelhecimento” (por exemplo, 57 000 h, 350 °C) a distribuição de raios das partículas do estado inicial permanece quase constante, mas adicionalmente a elas, aparecem partículas com uma distribuição de 1,3 a 1,7nm de raio, não havendo praticamente mais cobre dissolvido na matriz. Devido ao grande número de precipitados pequenos recém-formados neste caso, a distância média entre os precipitados é drasticamente reduzida. Em resumo, envelhecimento térmico devido a uma precipitação de compostos de Cu secundária pode ser entendido da seguinte forma: precipitados

representam obstáculos para a movimentação de discordâncias e, portanto, o movimento de discordâncias é fortemente impedido pelos precipitados. O material sofre aumento de dureza quando há uma maior precipitação de cobre e a distância média entre dois precipitados vizinhos é reduzida. (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

Alguns estudos sobre a movimentação e formação dos precipitados de cobre foram realizados, simulações de computador sobre formação de precipitados contribuíram para uma compreensão mais profunda do comportamento mecânico dos aços que contem cobre. Este fenômeno é melhor explicado pelo experimento realizado por SCHMAUDER & BINKELE (2002) utilizando a metodologia de simulação conhecida como Monte Carlo. Nesta simulação, foi considerada uma temperatura inicial de 700 °C e após foi reduzida para 400°C. O esquema da simulação pode ser melhor visualizado na Figura 4.

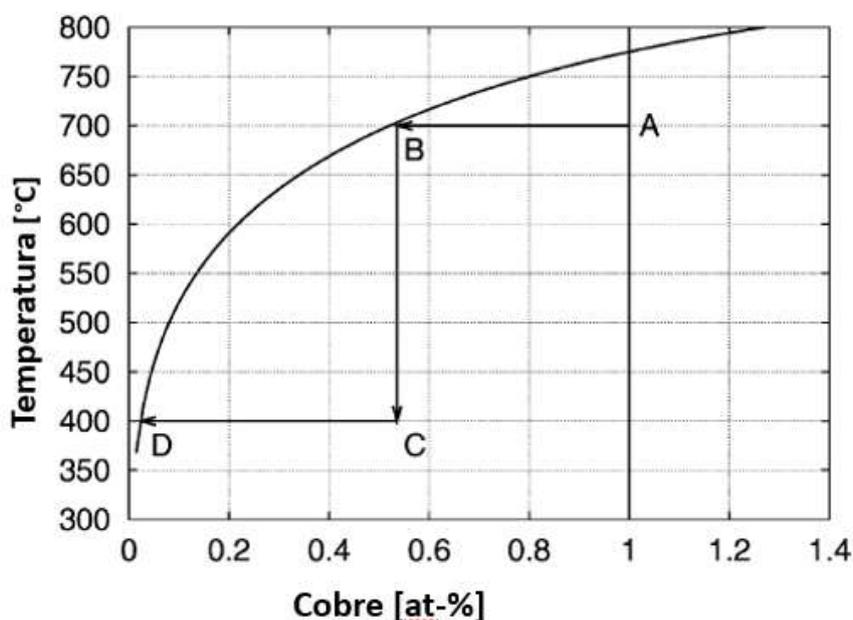
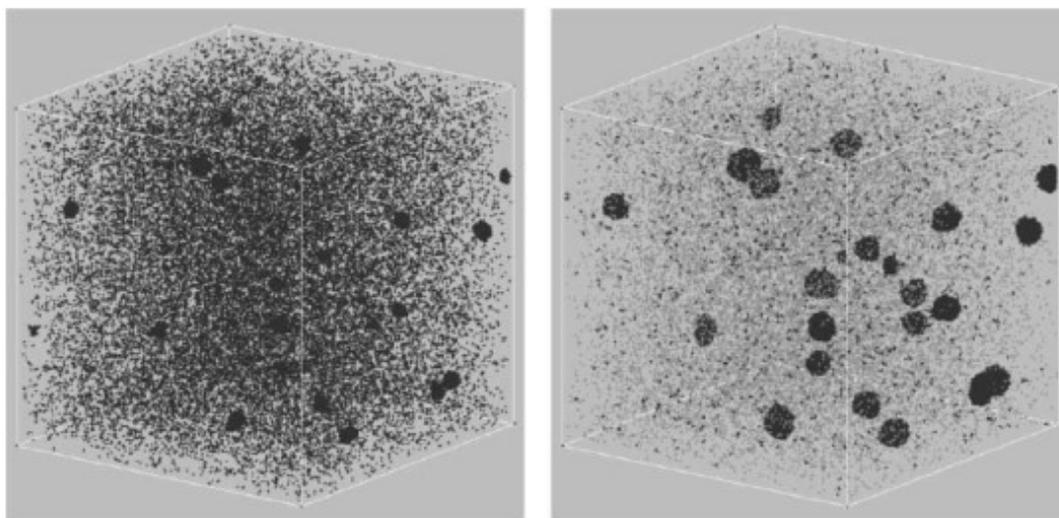


Figura 4 - O diagrama de fase de Fe-Cu (calculado com Thermo - Calc). Em uma temperatura de 700°C o limite de solubilidade de Cu em Fe é 0.536 at.%, e a uma temperatura de 400°C o limite de solubilidade de Cu em Fe é 0,023 at.% (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

Em 700°C os precipitados com raios entre 1.1 e 1.7 nm forma-se dentro de segundos. Em 400°C uma parte dos átomos ainda dissolvidos formaram precipitados menores enquanto outros átomos aumentaram o tamanho até formarem precipitados maiores. Em tempos mais longos de simulação verificou-

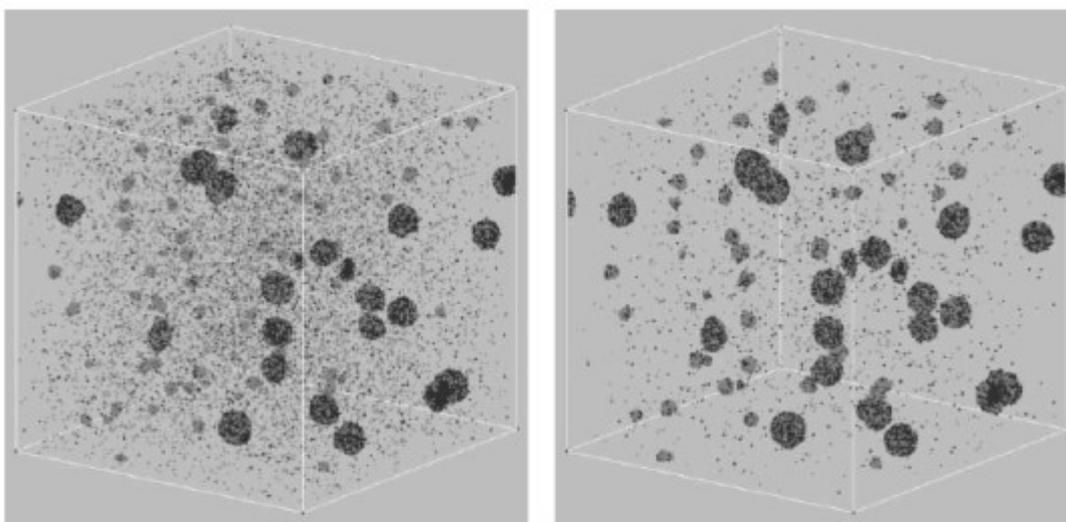
se uma diminuição significativa do número de precipitados pequenos e um aumento do raio médio dos precipitados. (SCHMAUDER & BINKELE, 2002). Detalhes da evolução dos precipitados podem ser visualizados nas Figuras 5 e 6.



$2 \cdot 10^{10}$ MCS, ($t=1$ s), $T = 700^{\circ}\text{C}$

$7 \cdot 10^{10}$ MCS, ($t=10$ s), $T = 400^{\circ}\text{C}$

Figura 5 – Resultado da simulação de Monte Carlo - Formação de precipitados após 10 segundos a 700°C a direita e evolução da formação a 400°C (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)



$1 \cdot 10^{10}$ MCS, ($t_1 = 140$ h), $T = 400^{\circ}\text{C}$

$15 \cdot 10^{10}$ MCS, ($t_2 = 1933$ h), $T = 400^{\circ}\text{C}$

Figura 6 – Continuação da simulação em $T = 400^{\circ}\text{C}$ (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

Usando os resultados da simulação e da teoria de RUSSEL & BROWN, (1972), o aumento de resistência do material pode ser calculado em função do tempo de exposição a uma determinada temperatura conforme pode ser visto na Figura 7. (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

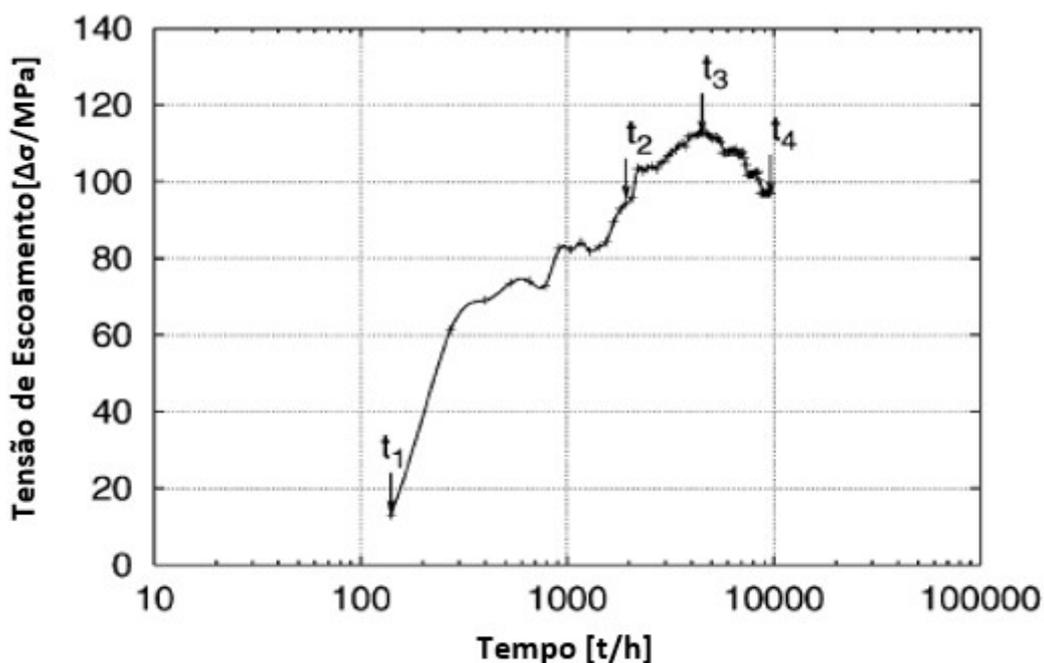


Figura 7 – Mudança na resistência do material durante a simulação a 400°C (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

No início da simulação a uma temperatura de 400 °C, o aumento de resistência é pouco notado, apesar da existência de 74 pequenos precipitados, pois o raio médio desses precipitados é de 0,79 nm, muito pequeno para contribuir para aumento de resistência. Após o tempo de 1933 horas, conforme visto na Figura 7, há uma forte interferência no aumento da resistência do material, devido a um aumento no raio médio da partícula para 1,01 nm. (SCHMAUDER & BINKELE, 2002)

Propriedades macroscópicas, como elasticidade, ductilidade e tenacidade, são os critérios-chave na escolha de um material para aplicações de engenharia. Em princípio, as propriedades macroscópicas de um material são determinadas pela sua microestrutura. Para aços microligados, o comportamento geral varia fortemente de acordo com o tipo, tamanho e

distribuição de várias fases do material, bem como o tamanho de grão. Assim, construir uma relação entre a microestrutura e as propriedades macroscópicas do aço é essencial para projetar uma microestrutura preferencial, que contém as propriedades desejadas para aplicações específicas de engenharia. Aços de baixo carbono endurecíveis ao cobre são uma classe de aços ARBL que fornecem boas combinações de resistência, dureza de baixa temperatura e soldabilidade. O nível de resistência dos aços contendo cobre pode ser melhorado através de envelhecimento por temperatura. (ZHAO, 2012)

O mecanismo de aumento de resistência mostrado acima para o Wb-36 tem certa semelhança ao que ocorre com o tratamento térmico conhecido como envelhecimento. O processo consiste na formação de precipitados endurecedores na matriz por meio de difusão. A taxa de endurecimento e o valor máximo de resistência mecânica que pode ser atingido vão depender da liga. O envelhecimento natural não é um tratamento comum que se utiliza como processo industrial, isso porque as ligas que passam por esse processo não atingem uma condição completa de estabilidade, além de exigirem tempos longos de tratamento. Com o aumento do tempo de envelhecimento, a resistência e a dureza aumentam, atingindo um valor máximo e finalmente diminuem. Denomina-se superenvelhecimento a essa redução na resistência e na dureza que ocorre após *longos períodos de tempo* de envelhecimento.

2.2. Mecanismo de Fragilização

Como descrito anteriormente pelo menos 50% do cobre contido no material Wb-36 permanece em solução sólida no material “como entregue”.

O aumento da dureza e diminuição da tenacidade no material são causadas pela precipitação de cobre. No estado inicial do material, geralmente apenas uma parte do cobre liga é precipitada. A outra parte ainda está em solução e pode ser precipitada durante a operação a longo prazo em temperaturas acima de 320 °C. A precipitação de cobre leva a uma distorção da estrutura cristalina, em torno de precipitados de cobre e produz micro tensões internas. Se o número e tamanho dos precipitados de cobre alterarem durante a

operação de um componente, ocorre uma alteração do nível de tensão residual. (ALPETER & DOBMAN, 2000)

Um artigo escrito por SCHMAUDER & UHLMANN (2002) teve como objetivo estudar o mecanismo de precipitação através da caracterização mecânica, tecnológica e de mecânica da fratura de duas amostras do aço de baixa liga 15 NiCuMoNb5 (WB 36). As duas amostras encontravam-se no estado inicial (denominado E60A) e no estado envelhecido (denominada E60B). Na condição considerada envelhecida o material operou por 57.000 h a uma temperatura de serviço de 350°C.

Conforme pode ser visto na Figura 8, é notório a perda de tenacidade que a precipitação de cobre provoca no material. Nesse mesmo trabalho foram levantados outros gráficos que ajudam a caracterizar as consequências da precipitação de cobre no material. Na Figura 9 pode ser visto a diferença entre as amostras com relação a resistência ao crescimento de trinca, mostrando principalmente a incapacidade da amostra de material envelhecido de tolerar defeitos em temperaturas ambientes quando comparada as amostras do material novo.

Após uma exposição de longo prazo acima 320°C, observou-se um dano devido a maior precipitação de partículas Cu, com um aumento correspondente da tensão de escoamento em 150 MPa e uma mudança significativa na temperatura de transição dúctil frágil, com um aumento de cerca de 70°C. (DOBMANN, ALTPETER, & SZIELASKO, 2014)

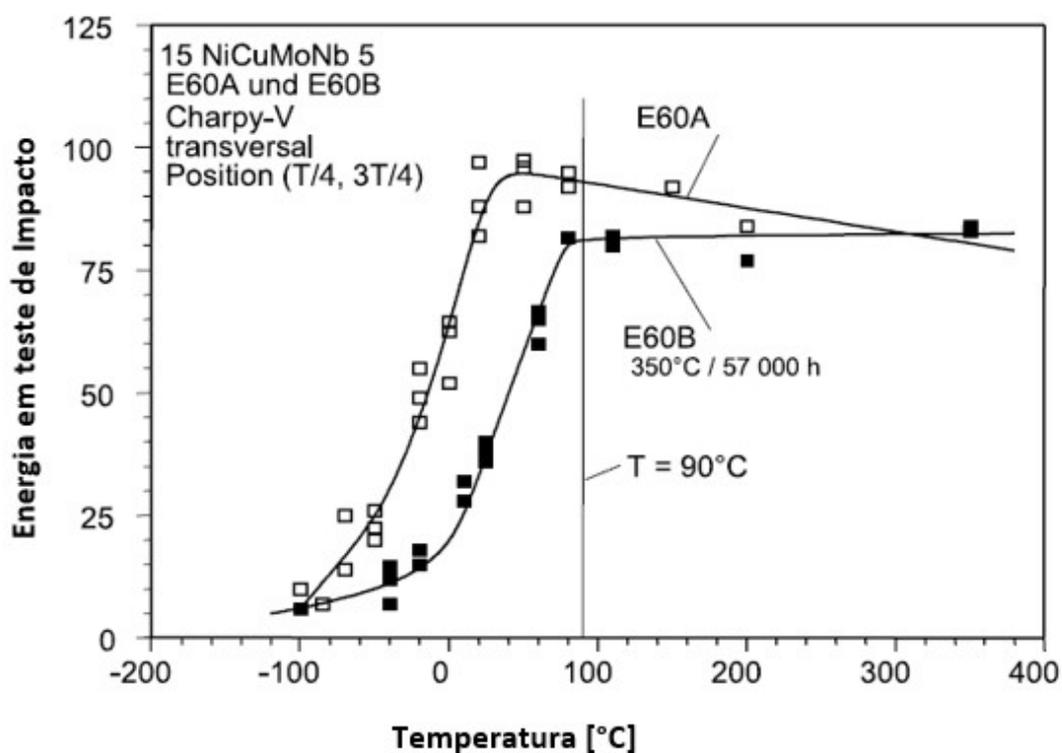


Figura 8– Curva de transição dúctil-frágil dos materiais E60A e E60B (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

Outra característica bastante marcante desse mecanismo de dano é o aumento dos valores de tensão resistente e tensão de escoamento conforme pode ser observado na Figura 10, ambos são aumentados em cerca de 100 Mpa quando comparamos as amostras E60A e E60B, já os valores de deformação a fratura e redução da seção da fratura tiveram seus valores reduzidos, demonstrando a diminuição na capacidade de deformar-se.

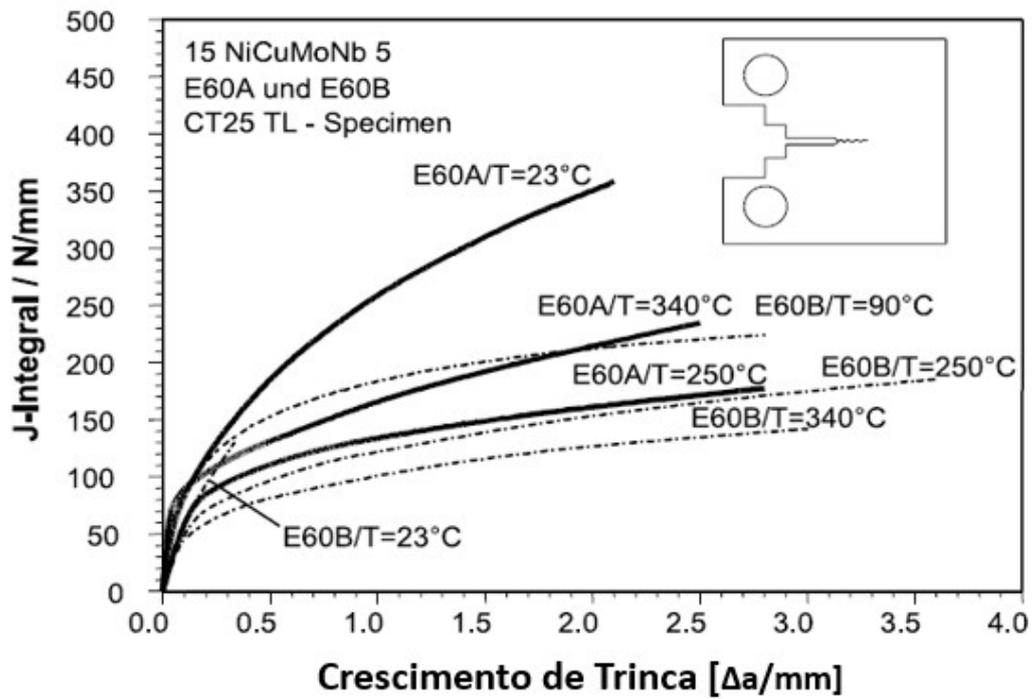


Figura 9 – Comparativo de resistência ao crescimento de trinca das amostras E60A e E60B (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

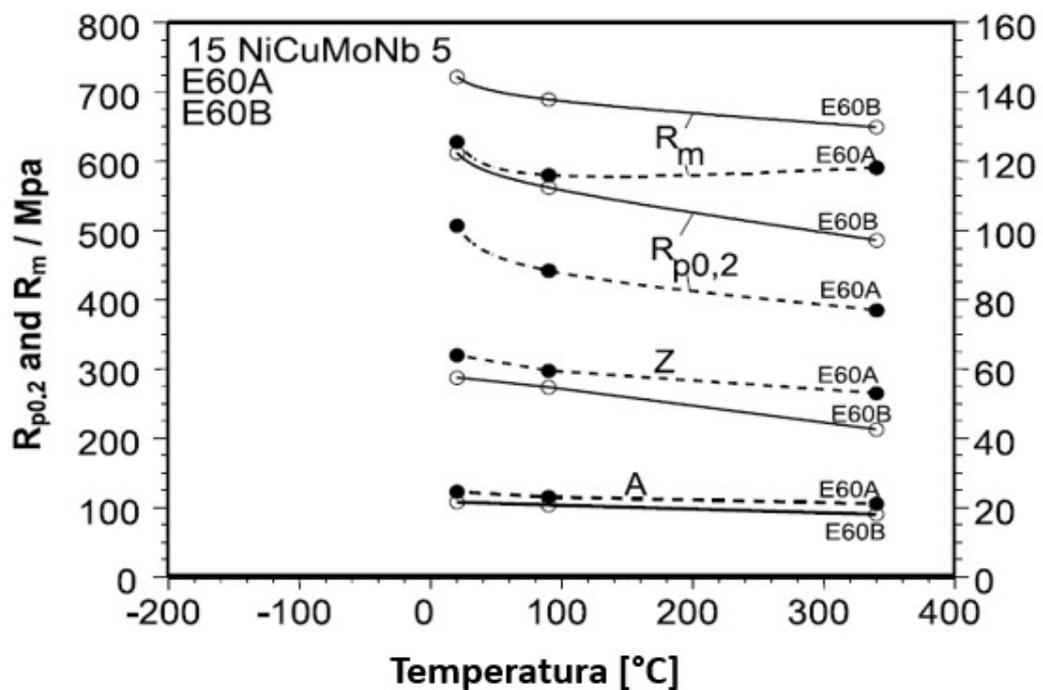


Figura 10 – Comparativo de tensões resistente e de escoamento das amostras E60A e E60B (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

Como uma forma de melhor caracterizar as mudanças microestruturais com as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios realizados SCHMAUDER & UHLMANN, (2002) realizaram experimentos para verificar o que poderia estar ocorrendo no regime nanométrico, realizaram investigações utilizando um Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) conforme pode ser visto na Figura 11, correspondente a uma imagem de um material após passar pelo processo de envelhecimento.

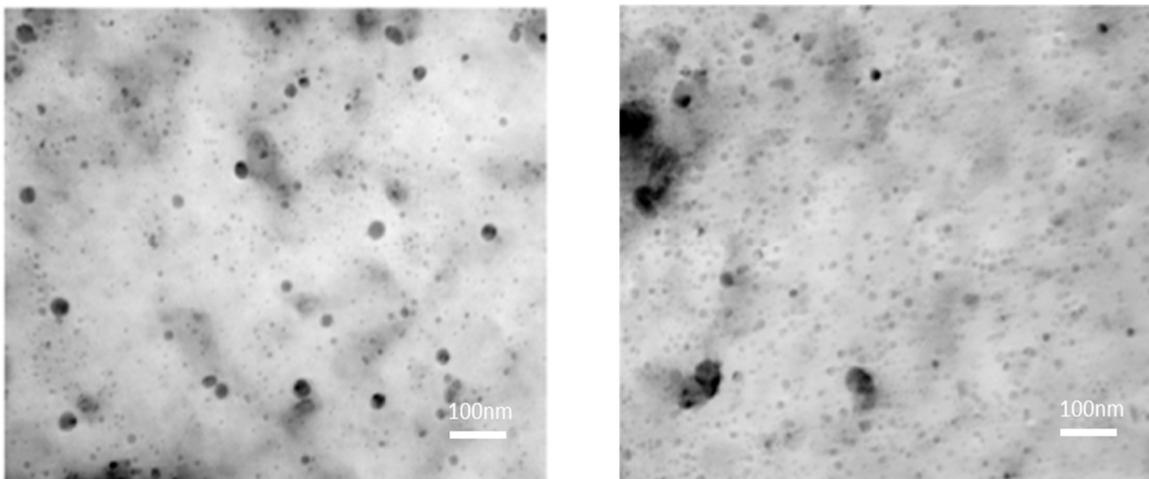


Figura 11 – Foto do ensaio com MET demonstrando a existência dos precipitados de cobre, a esquerda no estado inicial do material e a direita após operar por 57.000h a 340°C (F. Pan, H. Ruoff, 1996)

Através dos ensaios realizados no MET foi possível verificar diferenças entre os precipitados existentes no material novo e no material após processo de envelhecimento.

Foram identificadas 1321 partículas no material no estado inicial (E60A), tendo uma distribuição por tamanho entre 2 e 15 nm. Para a amostra de material envelhecido (E60B) verificou-se a existência de 2023 partículas de precipitados com uma distribuição de tamanho entre 2 e 20 nm. (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

Conforme pode ser visto nas Figuras 12 e 13, a comparação direta dos resultados para os materiais novo e envelhecido mostra um significativo aumento no número de partículas entre 3 e 7 nm no estado envelhecido (E60B).

Através das análises realizadas constatou-se haver uma correspondência entre a distribuição de tamanho de precipitados de cobre e o aumento de resistência, havendo uma transição no tamanho e distribuição de precipitados durante o processo de envelhecimento do material. Esta transição é caracterizada por um aumento do tamanho das partículas, nucleação de novas partículas e, assim, uma diminuição das distâncias entre elas. (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

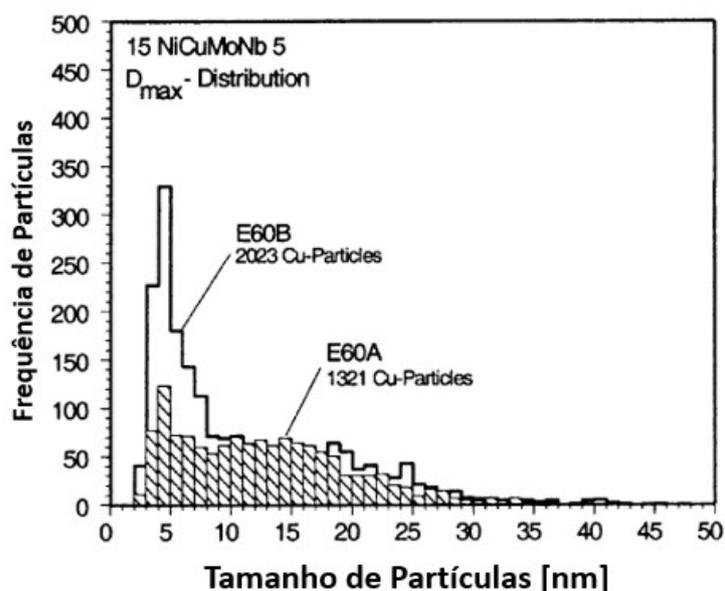


Figura 12 – Frequência de distribuição (D máx.) dos precipitados de cobre nas amostras E60A e E60B (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

Como uma forma de melhorar o entendimento dos mecanismos de precipitação ALPETER & DOBMAN (2000) realizaram investigações para descrever a formação e o crescimento de precipitados de cobre no nível atômico. O objetivo era quantificar a mudança de propriedades mecânicas provocadas pelo mecanismo de dano termicamente ativado. Os cálculos foram feitos usando o programa de simulação de Monte Carlo que foi modificado para essa investigação.

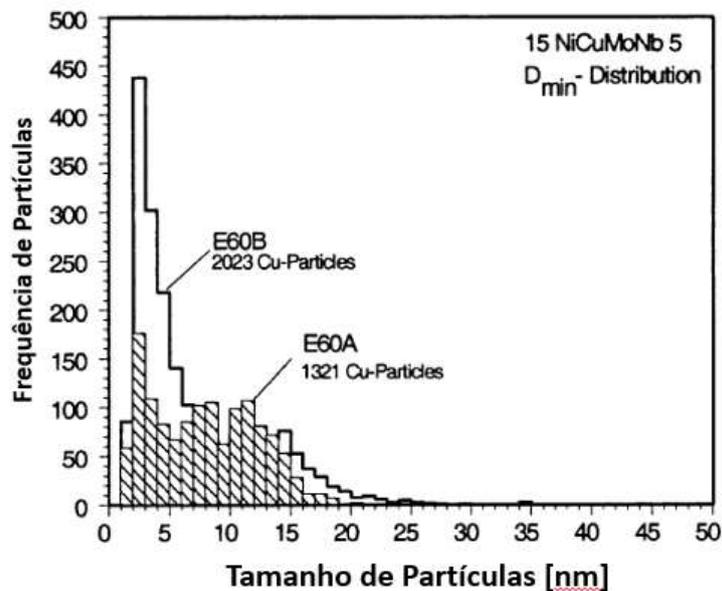


Figura 13 – Frequência de distribuição (D mín.) dos precipitados de cobre nas amostras E60A e E60B (SCHMAUDER & UHLMANN, 2002)

Formação e crescimento de precipitados de cobre foi simulada usando cálculos. Além disso, foi possível acompanhar matematicamente o movimento de discordâncias e sua ligação com os precipitados. Desta forma o nano-simulação foi estabelecida como um método científico para a compreensão numérica do fenômeno de endurecimento por precipitação conforme demonstrado na Figura 14. (ALPETER & DOBMAN, 2000)

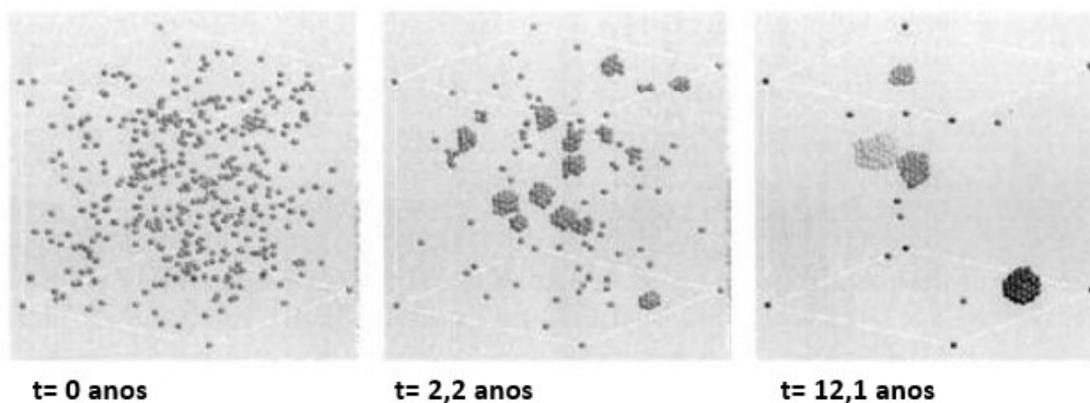


Figura 14 – Resultado da simulação de Monte Carlo na formação e crescimento dos precipitados de cobre, apenas os átomos de cobre são mostrados (ALPETER & DOBMAN, 2000)

O considerado mecanismo de fragilização desse aço, é na verdade mesmo mecanismo usado para conferir resistência mecânica e tenacidade a esse material. A grande diferença é que em temperaturas na faixa de 300 a 350°C, existe uma precipitação de um determinado tamanho de compostos a base de cobre que tornam esse material frágil a partir de um determinado período de tempo. Em temperaturas acima de 400°C, por exemplo, essa mesma precipitação ocorre, mas com o crescimento dos precipitados, há um certo retorno das propriedades mecânicas depois de certo período de tempo, conforme pode ser visto no ponto t4 da Figura 7. Essa mesma recuperação provavelmente ocorrerá na faixa de temperatura entre 300 e 350°C, mas o tempo de exposição operacional do equipamento para que isso ocorra é demasiado.

3. MATERIAIS E METODOLOGIA

O vaso de pressão objeto desse estudo, conhecido também como tubulão de vapor, possui cerca de 7 metros comprimento por 2 metros de diâmetro, sendo responsável pela acumulação e separação de vapor com especificação de 120kgf/cm² de pressão e 520°C de temperatura. Por se tratar de um equipamento que trabalha com o fluido entre as fases líquida e vapor, o mesmo foi projetado para uma temperatura um pouco acima da temperatura de ebulição da água nessa pressão, cerca de 350°C. Na Figura 15 podemos identificar em linhas azuis o fluxo de produção de vapor pertencente ao forno de pirólise. No equipamento identificado como TLE, faz-se a troca de calor da água com a nafta processada, devolvendo para o tubulão que fará a separação das fases água e vapor.

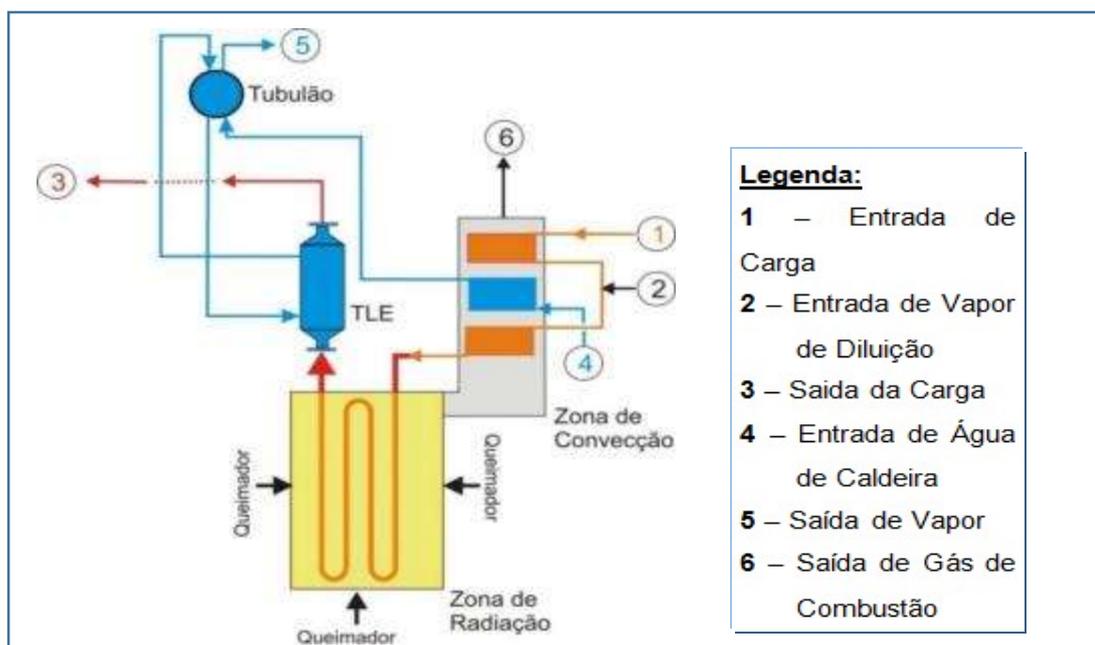


Figura 15 - Exemplo do processo de produção de vapor em fornos de pirólise.

Neste capítulo serão descritas as metodologias utilizadas para a realização da investigação da falha desse equipamento e para a qualificação do procedimento de soldagem que possibilitará os reparos em defeitos dos demais equipamentos.

3.1. Investigação e Caracterização do Evento de Falha

Este tópico descreve as etapas e processos utilizados na investigação da falha catastrófica durante um teste de pressão do equipamento produzido em aço Wb-36, que operou por cerca de 200.000h a uma temperatura de 328°C.

Durante a investigação da falha do equipamento foram realizados ensaios e estudos a fim de caracterizar as razões que levaram ao seu rompimento. Uma das causas considerada determinante para a falha do vaso de pressão naquela situação foi o estado de fragilidade em que o material se encontrava na temperatura em que o teste de pressão foi realizado, o outro fato determinante para a ocorrência da falha foi a existência de uma descontinuidade suficientemente grande para fazer com que a falha se propagasse a partir da mesma de forma frágil.

Para a realização da investigação, após estudo da literatura disponível, características do equipamento e histórico operacional do mesmo foi decidido pela realização de ensaios mecânicos para a caracterização do estado do material e cálculos estruturais utilizando-se normas de referência.

3.1.1 Análise Química do Material

Para confirmação do material que estava sendo estudado foi realizada análise química em espectrômetro de emissão óptica por centelha, modelo Spectromaxx, da marca Spectra (IT CQ-388 rev.005); carbono e enxofre foram determinados por combustão direta em equipamento LECO CS-844 (ASTM E1019-11, seções 10-20 e seções 55-65, respectivamente). Esse ensaio teve como objetivo confirmar se a composição química do material do equipamento que falhou encontrava-se dentro dos parâmetros desejados do material originalmente especificado.

3.1.2 Caracterização das Propriedades Mecânicas

Foram realizados ensaios de tração com o objetivo de verificar as mudanças de resistência mecânicas provocadas pela possível fragilização do material, os mesmos foram realizados à temperatura ambiente, em uma máquina universal de ensaios modelo 5585H – INSTRON, com capacidade para 250kN e de acordo com a norma ASTM E8/E8M – 13. Foram retirados corpos de prova longitudinal à direção de laminação da amostra.

Foram também realizados ensaios de impacto com a finalidade de levantamento da curva de transição dúctil frágil e comparativo com resultados de fábrica. Os mesmos foram realizados com base na norma ASTM E23 – 12c (Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials).

3.1.3 Caracterização de Mecanismos de Propagação do Defeito

Com o objetivo de caracterizar visualmente algumas características que poderiam ajudar na caracterização dos mecanismos foi realizada avaliação da face da fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV), com a visualização das imagens pelo detector elétrons secundários (SE). O equipamento utilizado foi Microscópio Eletrônico de Varredura – Quanta 400 – FEI.

3.1.4 Caracterização do Estado de Tensões no Momento da Falha

Foram realizados cálculos de tensão que tiveram como objetivo entender o nível de relevância de cada um dos fatores que contribuíram para a ocorrência da falha. As estimativas de dimensões críticas de trincas e condições críticas de solicitação foram levantadas com planilhas preparadas a partir das equações do Código ASME FFS 1 (2007) Errata (2009) KCSCLE2 par.C.5.11 eq. C.192 e KPTC par.C.3.1 eq. C.8. As relações Impacto Charpy x Tenacidade KIC foram calculadas através das expressões dos par. F.4.9.5 eq. F.103, par. F.4.5.2 eqs. F.64 e F.65.

3.2. *Premissas para Elaboração do Procedimento de Soldagem*

O procedimento de soldagem utilizado para esse trabalho teve como base inicial o procedimento utilizado na construção do equipamento que forneceu a chapa para esse trabalho. Por se tratar de um procedimento elaborado para a construção do vaso de pressão e por ciência do mecanismo de dano que modificou as propriedades mecânicas do material fez-se necessário o acompanhamento de um Inspetor de Solda Nível 2, que realizou a validação dos valores propostos a fim de que o procedimento pudesse se tornar um procedimento qualificado ao final do trabalho.

É interessante notar que a curva de transição dúctil frágil do material original pode ser restaurada, em sua maior parte, pelo processo de recuperação por tratamento térmico de recuperação por revenimento a 550° C por 3 h após ter passado pelo processo de envelhecimento. Investigações demonstraram que a diferença entre a condição do material original e a condição de recuperado por revenimento, que é ainda visível na temperatura de 550°C, praticamente não pode ser notada quando recuperação por revenimento é executada na temperatura do último tratamento térmico de alívio de tensões, cerca de 580° C. (ALPETER & DOBMAN, 2000)

O fato de haver a possibilidade de um tratamento térmico que pode recuperar as propriedades do material foi levado em conta como uma possibilidade para viabilizar a qualificação do procedimento de soldagem, haja visto o fato de que o mecanismo de dano de fragilização do material muito provavelmente traria problemas para qualificação do mesmo.

Foram preparados dois corpos de prova para a qualificação do procedimento. Em ambos, os procedimentos de soldagem utilizados foram iguais, havendo apenas a diferença que uma das peças foi submetida a um tratamento que aqui chamamos de recuperação por revenimento antes de ser realizada a soldagem da peça. Abaixo pode ser vista como foram nomeadas as amostras:

- Corpo de Prova 1 – CP-1 – corpo de prova sem tratamento térmico de recuperação por revenimento;

- Corpo de Prova 2 – CP-2 – corpo de prova com tratamento térmico de recuperação por revevimento;

As duas amostras foram removidas do vaso que falhou, ou seja, encontravam-se envelhecido metalurgicamente. O material em questão encontrava-se com elevadas tensões de escoamento e resistência, acima dos padrões do material original, bem como baixa tenacidade, também fora da especificação normal do mesmo.

3.3. Origem da Amostra

As amostras foram obtidas a partir de um pedaço do costado sul de um equipamento fora de operação. Durante o tempo de serviço, o mesmo operou por cerca de 200.000h na faixa de 328°C e 122 Kgf/cm² de pressão. O equipamento possui uma espessura de costado de cerca de 62 mm. As amostras foram preparadas de forma a obter corpos de prova para execução de soldas de topo em duplo “V”, como se as soldas do costado fossem ser refeitas. Através de pesquisas no relatório de fabricação do equipamento obteve-se dados referentes ao material utilizado (importado da Alemanha) para construção do equipamento, bem como os limites mínimos aceitáveis. A Tabela 1 apresenta esses valores:

Ensaio	Média	Menor	Limites chapas de 50 a 100mm	
			Mín.	Méd.
Charpy (J)	139	112	Mín. 22	Méd. 31
LE (MPa)	536	506	Mín. 430	
LR (MPa)	676	643	Mín. 600	Máx. 760
A(%)	23,7	21,5	Mín. 16	

Tabela 1 – Dados de tração (Temperatura: 20°C) e de impacto Charpy (Temperatura: 0°C) do fornecedor do material do vaso (Book de Fabricação do Equipamento, 1988)

Esses dados foram pesquisados com a intenção de se obter uma referência para posterior comparação com as características do material após operação.

3.4. Procedimento de Soldagem

O processo de qualificação do procedimento de soldagem foi realizado tendo como base a ASME IX-2013, os parâmetros foram determinados considerando o estado de fragilidade do material e as limitações para a realização de soldagem em campo.

Nas Figuras 16, 17 e 18 podem ser vistos os parâmetros que foram determinados para a realização da soldagem nas duas amostras

<i>Detalhes da Junta (Obs.4 e 12)</i>		<i>Metais de Base</i>	
		Especificação: DIN 15 NiCuMoNb 5-6-4 (WB-36 material número 1.6368)	
		PN^o: Não se Aplica	G N^o: Não se Aplica
		Faixa Espes. Metal de Base: 60,8 mm	
		Faixa Espes. Metal de Solda: 60,8 mm	
		Faixa de Diâmetros: Todos	
		Outros: ***	
PREPARAÇÃO DA JUNTA			
O chanfro e superfícies próximas a solda, numa faixa mínima de 50 mm de cada margem, pelos lados internos e externos, devem estar isentos de finta, óleo, oxidações, graxa ou quaisquer outras substâncias prejudiciais à qualidade da solda.			
<i>Metais de Adição</i>			
Especificação: AWS A5.5		Classificação: E 7018-A1	
F N^o: 4		A N^o: 2	
Tipo de Revestimento: Baixo hidrogênio com pó de ferro			
Tipo de Fluxo: Não se Aplica			
Marca Comercial: Conforme lista de consumíveis da FBTS e com mesma classificação AWS.		***	
Armazenamento e Secagem: Conforme procedimento específico / recomendação do fabricante.		***	
<i>Posição de Soldagem</i>		<i>Progressão de Soldagem</i>	
Posição: Todas		Progressão: Ascendente	
***		***	
<i>Preparação da Junta (Obs.1)</i>		<i>Acoplamento (Obs.9 e 10)</i>	
Corte: Serra e/ou disco abrasivo para aço carbono		Acoplamento: Cachorro com mesmo material de base (Obs.11)	
***		***	

Figura 16 – Parâmetros do procedimento de soldagem parte 1 (Próprio Autor)

Ciclo Térmico (Obs.8)								
Pré-aquecimento (Obs.2)				Temperatura Interpasse				
Temperatura: 175°C (mínimo)				Temperatura: 220 °C a 250°C				
Método Pré-aquecimento: Resistência elétrica (fonte oposta ao lado a ser soldado)				Controle da Temperatura: Termopar e registrador ou				
Controle da Temperatura: Termopar e registrador ou pirômetro óptico medição no lado oposto a fonte de calor.				pirômetro óptico medição no lado oposto a fonte de calor.				
---				---				
Pós-aquecimento (Obs.3)				Tratamento Térmico (Obs. 8)				
Temperatura: 220 °C a 250 °C				Taxa de Aquecimento: 75°C/h (máximo)				
Tempo: 61 minutos (mínimo)				Taxa de Resfriamento: 90 °C/h (máximo)				
Método Pós-aquecimento: Resistência elétrica (fonte oposta ao lado a ser soldado)				Temperatura Patamar: 570°C a 580 °C				
Controle da Temperatura: Termopar e registrador ou pirômetro óptico.				Tempo Patamar: 150 minutos (mínimo)				
---				Temperatura de Controle: 200°C				
Gás de Proteção								
Proteção da Face				Proteção da Raiz				
Tipo Gás: Não se Aplica				Tipo Gás: Não se Aplica				
Composição: Não se Aplica				Composição: Não se Aplica				
Vazão: Não se Aplica				Vazão: Não se Aplica				
Equipamentos								
Fontes de Soldagem: Inversora								
Tocha: Não se Aplica								
Eletrodo Tungstênio: Não se Aplica								
Ferramentas: Ferramentas de remoção de escória e de limpeza devem ser de materiais adequados para aço carbono.								
Técnicas de Soldagem (Obs.5 e 6)								
Abertura de Arco: O arco deve ser aberto em chapa apêndice.								
Oscilação: Cordão retilíneo, com oscilação máxima de 2 do diâmetro da alma do eletrodo (Obs.4)								
Limpeza entre passes: Escória e descontinuidades visíveis devem ser removidos com disco abrasivo, escova rotativa ou escova manual.								
Goivagem da Raiz: Disco abrasivo de aço carbono								
Reparo: Conforme procedimento específico.								
Parâmetros de Soldagem								
PASSSES	PROCESSO	METAL DE ADIÇÃO		CORRENTE		TENSÃO (V)	VELOCID. AVANÇO (mm/min) (Mínima)	HEAT INPUT (J/mm) (Máximo)
		CLASSIF.	DIÂM. (mm)	TIPO/POL.	AMPERES (A)			
1 a n	SMAW	E 7018-A1	3,2	CC +	100 - 145	20 - 25	121 (Obs.7)	1800
-	-	-	-	-	-	-	-	-

Figura 17 – Parâmetros do procedimento de soldagem parte 2 (Próprio Autor)

<p>Obs. 1: Na preparação do chanfro as irregularidades e resíduos da corte devem ser removidos.</p> <p>Obs. 2: A extensão da região a ser pré-aquecida deve ser de seis vezes a espessura a ser soldada (mínimo de 100,0mm) para ambos os lados da junta.</p> <p>Obs. 3: Em casos de interrupção e / ou término da soldagem.</p> <p>Obs. 4: Ângulo de ataque 45 ° e sobreposição entre os passes de 50%.</p> <p>Obs. 5: Técnica de soldagem: multipasse da extremidade para o centro, buscando o revenimento dos passes anteriores. Antes de iniciar o enchimento do chanfro, realizar a soldagem da primeira camada. Além das camadas com deposição controlada e os passes de enchimento, uma camada adicional de revenimento deve ser realizada e posteriormente NÃO DEVE SER RETIRADA. Esta camada de revenimento não deve focar o metal de base, porém deve estar perto o suficiente para assegurar o revenimento da zona termicamente afetada no metal de base.</p> <p>Obs. 6: Meios de proteção devem ser empregados para evitar a ação de correntes de ar, umidade, chuva e poeira que possam alterar as condições de soldagem.</p> <p>Obs. 7: A velocidade de avanço pode ser reduzida, desde que, a energia de soldagem (Heat Input*) não ultrapasse 1800 J/mm. *Heat Input = (I*V*60)/(Vel.), onde I = Corrente (A), V = Tensão (V) e Vel. = Velocidade de Avanço (mm/min).</p> <p>Obs. 8: Padrão de dureza, após tratamento térmico de alívio de tensões, deve ser semelhante ao apresentado da ROPS Confab nº 828. Metal de Base < 244HV, Zona Termicamente Afetada < 280HV e Solda < 251HV.</p> <p>Obs. 9: Os dispositivos soldados não devem ser removidos por impacto e após remoção, realizar ensaio visual e líquido penetrante ou partícula magnética.</p> <p>Obs. 10: A soldagem dos dispositivos auxiliares de montagem deve ser depositada, no mínimo, distante 25 mm da margem do chanfro.</p> <p>Obs. 11: Ou revestido com o consumível especificado para a soldagem do metal de base em depósitos de, no mínimo, duas camadas.</p> <p>Obs. 12: Sequencia de soldagem: 12.1 - Soldar aproximadamente 17,0 mm pelo lado com profundidade de penetração 22,0 mm; 12.2 - Pelo lado oposto deve-se realizar goivar e soldar por completo (lado com 38,0 mm); 12.3 - Em seguida, soldar os 5,0 mm restantes no lado de preparação 22,0 mm.</p> <p>Nota Geral:</p> <p>1 - Para qualquer interrupção do processo de soldagem, a junta deverá ser protegida do resfriamento rápido, utilizando-se manta de lã de rocha ou materiais similares.</p> <p>2 - Em casos onde a interrupção da soldagem seja inevitável, no mínimo 25% da espessura da junta deverá ser preenchida por depósito de solda.</p>
--

Figura 18 – Observações do procedimento de soldagem (Próprio Autor)

3.5. Ensaios do Procedimento de Soldagem

Conforme dito anteriormente o procedimento de soldagem foi elaborado a partir da norma ASME IX 2013 e dessa forma foram determinados ensaios para que os procedimentos pudessem ser qualificados. Foram previstos a realização de ensaios de dobramento, tração, dureza, impacto, macrografia, micrografia e análise química.

3.5.1 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento é uma das técnicas utilizadas para a qualificação de um procedimento de soldagem e consiste em submeter um corpo de prova a uma deformação plástica por flexão. O corpo de prova, assentado sobre dois apoios afastados a uma distância específica, é dobrado por intermédio de uma

ferramenta própria, que aplica um esforço de flexão no centro do corpo, até que seja atingido o ângulo de dobramento especificado. Segundo a norma ASME, seção IX, item QW-163, o ensaio é aceitável se não ocorrem trincas e descontinuidades maiores que 3,2mm.

O ensaio de dobramento foi realizado conforme metodologia ASME IX-2013. O equipamento utilizado para a realização do ensaio foi uma TINIUS OLSEN com certificado de calibração CAVMAN n° 0321/15.

3.5.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste em submeter um corpo de prova a um esforço crescente na direção axial do mesmo, levando-o ao rompimento. Esse ensaio foi realizado com o objetivo de entender a variação do comportamento do material com o tempo dentro dos parâmetros que são levantados por esse ensaio, principalmente as tensões de escoamento e resistência. O ensaio de tração foi realizado conforme metodologia ASME IX-2013. O equipamento utilizado no ensaio foi uma TINIUS OLSEN, a mesma utilizada no ensaio dobramento e por conseguinte como o mesmo certificado de calibração.

3.5.3 Ensaio de Impacto

O ensaio de impacto consiste em submeter um corpo de prova entalhado, padronizado, a uma flexão provocada por impacto por um martelo. Este tipo de ensaio permite determinar a energia utilizada na deformação e ruptura do corpo de prova, que é a medida da diferença entre a altura inicial do pêndulo h e a altura máxima atingida após a ruptura do corpo de prova. Quanto menor for a energia absorvida, mais frágil será o comportamento do material àquela solitação dinâmica a uma determinada temperatura.

O ensaio de impacto "V" (Charpy) foi realizado conforme metodologia API A370. O equipamento utilizado para a realização do ensaio foi o TINIUS OLSEN para com certificado de calibração CAVMAN 2230/14.

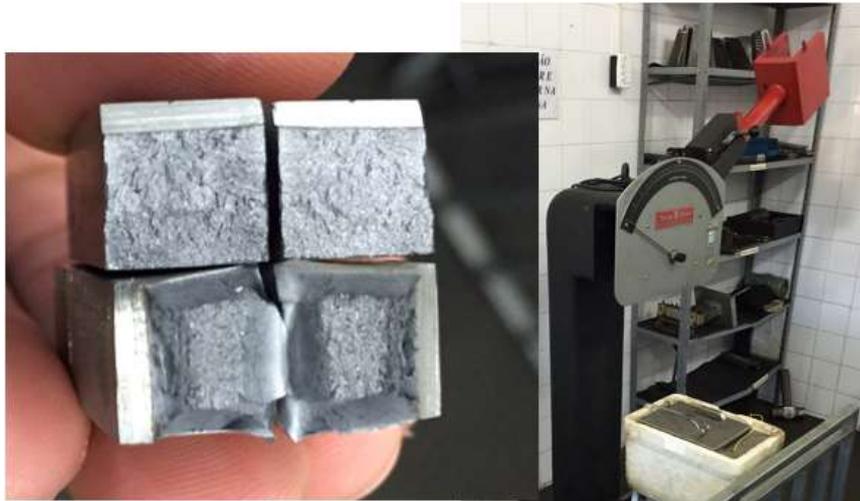


Figura 19 – Exemplo de amostras após teste de impacto de metal base com e sem tratamento de recuperação por revenimento e foto do equipamento utilizado para realização dos ensaios de Impacto (próprio autor, 2015)

3.5.4 Ensaio Macrográfico

O ensaio de macrografia consiste na verificação a olho nu ou com uma ampliação de no máximo 10 vezes, de uma superfície plana, preparada adequadamente através de lixamento. A superfície é normalmente atacada por uma substância que reage com a superfície lixada e revela detalhes macrográficos da estrutura do material ou da junta soldada ensaiada. Esses ensaios foram realizados conforme a metodologia da ASME IX-2013, com ataque químico de iodo a 10% e visualização em Microscópio Estereoscópio Binocular de até 10x.

3.5.5 Ensaio Micrográfico

Os ensaios micrográficos tem como objetivo verificar mudança na estrutura do material de grãos do material. Esse ensaio foi realizado conforme metodologia da ASME IX-2013, a amostra foi preparada para visualização em microscopia ótica, e previamente preparada no embutimento a quente em baquelite preta, e posteriormente realizado o lixamento nas lixas com as granas 220, 320, 400, 600

e em sequência o polimento com as pastas de diamante de 15 μ e 1 μ , para evidenciar a microestrutura foi realizado o ataque com Nital 2%.

3.5.6 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza através do método Brinell consistem em comprimir uma esfera de um determinada diâmetro por uma força de determinada intensidade, durante um tempo, contra a superfície do material a ensaiar. Essa compressão produz uma impressão permanente no metal, que após a remoção da força, pode ser medida. A dureza é uma propriedade mecânica largamente utilizada em estudos e pesquisas mecânicas e metalúrgicas, e principalmente na especificação e comparação de materiais.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme metodologia ASTM E 384. Os ensaios foram realizados utilizando equipamento Durômetro Reicherster com certificado de aferição n° 4450/2014.

3.6. Tratamento Térmico de Recuperação por Revenimento

Durante os estudos realizados para a investigação da falha, verificou-se não haver um valor específico para a temperatura de recuperação por revenimento, com números que começam desde 550°C a 580°C utilizados por Altpeter [2] e 620°C utilizados por Fohl [4]. Dessa forma essas temperaturas foram plotadas em um diagrama Ferro-cobre a fim de se obter a diluição esperada para cada temperatura de tratamento proposta. Foi então determinada a temperatura de 610°C, onde, teoricamente se obteria uma capacidade de diluição de até um terço da quantidade de cobre total na liga.

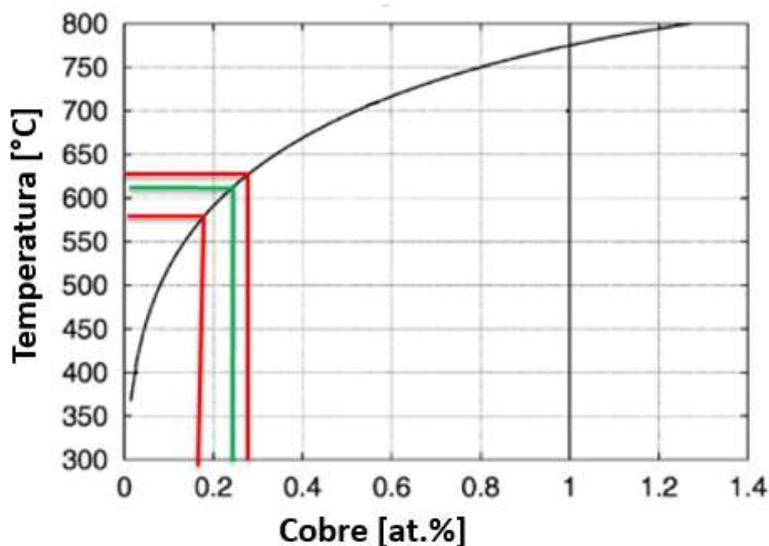


Figura 20 – Representação Gráfica de Temperatura x Solubilidade do Cobre em Ferro usado para determinar os possíveis efeitos da temperatura de tratamento (SCHMAUDER & BINKELE(2002) adaptado)

Para o corpo de prova que passaria pelo processo de recuperação por revenimento (CP-2) foi elaborado um procedimento para a realização desse tratamento térmico. Para o caso em questão foi decidido que o tratamento seria realizado com a temperatura de 610°C, dentro da faixa citada pela literatura. A curva de tratamento foi planejada conforme apresentado na Figura 21.

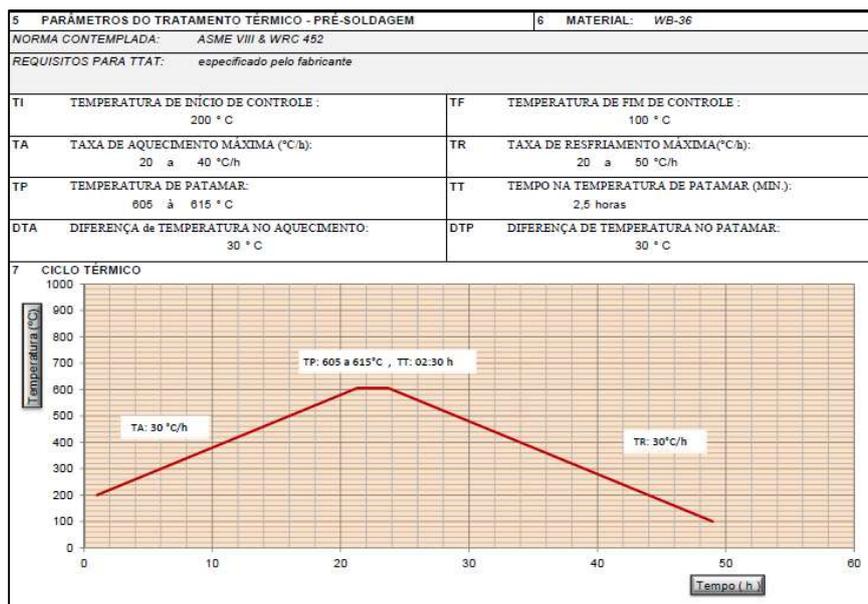


Figura 21 – Parâmetros do tratamento térmico de recuperação por revenimento aplicado no CP-2 (próprio autor, 2015)

3.7. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

Devido a espessura do material a ser soldado em campo foi requerido para a qualificação do procedimento de soldagem a aplicação de um tratamento térmico de alívio de tensões, que consiste no aquecimento uniforme e controlado de um aço, soldado ou submetido a qualquer processo que gere tensões residuais, a uma temperatura adequada (inferior à temperatura crítica) por um tempo suficiente, seguido por resfriamento, também uniforme e controlado, de modo a relaxar essas tensões sem introduzir alterações microestruturais. Assim como para o tratamento térmico de recuperação por revenimento, foi também elaborada uma curva para o tratamento térmico de alívio de tensões seguindo as recomendações da ASME VIII & WRC 452.

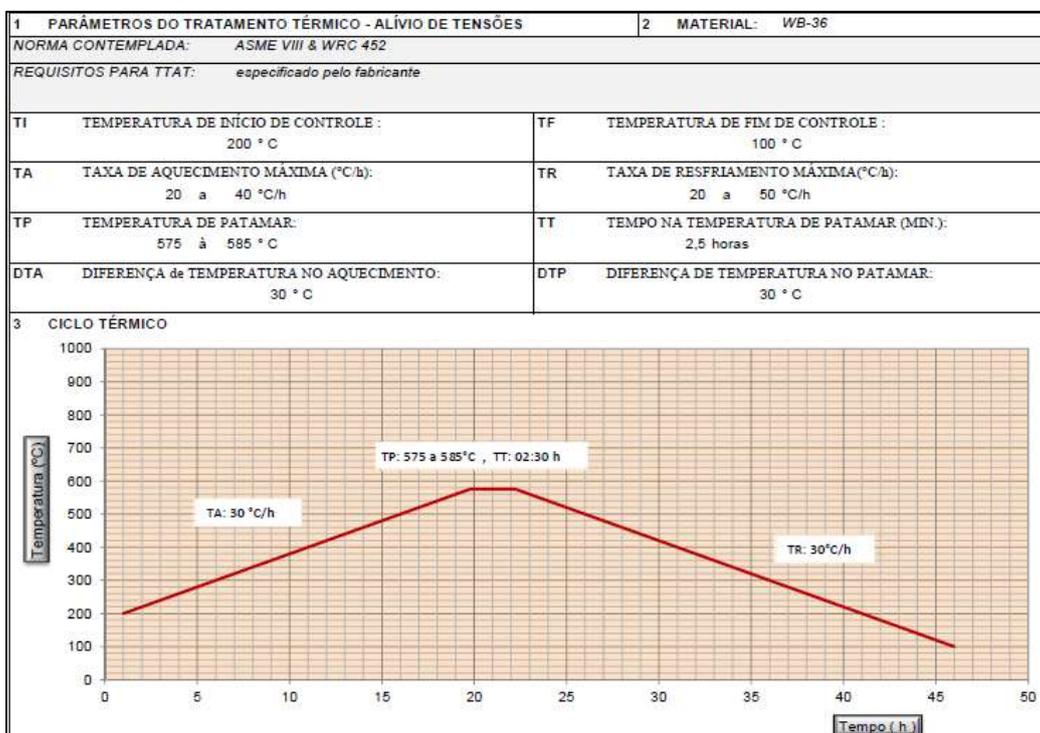


Figura 22 – Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões aplicado aos CP-1 e 2 (próprio autor, 2015)

3.8. *Preparação das Amostras de Soldagem*

Conforme descrito anteriormente um dos objetivos do trabalho é a qualificação de um procedimento de soldagem para reparos em aço Wb-36 fragilizado. O tratamento térmico de recuperação por revenimento e alívio de tensões foram realizados utilizando-se aparelhos de resistência elétrica. Foram também usadas mantas térmicas de 2” e o tratamento foi acompanhado por termopar. Foram usadas como referência para realização desses procedimentos as normas ASME VIII & WRC 452.

Na Figura 23, podem ser vistos os detalhes da junta já preparada, em seguida o ensaio de líquido penetrante e sua respectiva revelação, mostrando que a peça se encontrava isenta de descontinuidades, ambas apresentaram resultados semelhantes nos ensaios pré-soldagem. A última figura mostra o procedimento de fixação da peça, o mesmo foi realizado com o objetivo de colocar o corpo de prova na posição vertical, para realização do processo de soldagem com progressão ascendente, conforme determinado no procedimento.



Figura 23 – Preparação de superfície, ensaios de líquido penetrante e revelação e fixação da peça para realização da soldagem (próprio autor, 2015)

Na Figura 24 pode ser visto a checagem dos parâmetros de soldagem com um Alicata Amperovoltímetro Minipa modelo ET-3367 certificado de calibração nº1288/15. Em seguida são preparadas as resistências elétricas que serão utilizadas nos controles de temperatura de pré-aquecimento, interpasse, pós-aquecimento e tratamento térmico de alívio de tensões. Na figura seguinte já pode ser vista a peça pronta para o início do procedimento de soldagem e na última figura o primeiro passe de solda.



Figura 24 – Acompanhamento dos parâmetros de soldagem, preparação das resistências térmicas e isolamento do corpo de prova e primeiro passe de solda (próprio autor, 2015)

4. RESULTADOS E ANÁLISES

4.1. Resultados da Investigação da Falha

Os resultados obtidos para a caracterização da falha foram divididos da seguinte forma:

- Ensaio Mecânicos: Utilizados para caracterizar o estado de fragilidade do material quando comparado com as propriedades do material, comprovando a presença do estado de fragilização.
- Ensaio Óticos: utilizados para caracterizar e dimensionar a descontinuidade que originou a falha catastrófica.
- Análise de Cálculos Estruturais: Realizados para entender o peso de cada fator e resultado levantado nos ensaios anteriores na ocorrência da falha.

4.1.1. Resultados e Análises dos Ensaio Mecânicos

A realização dos ensaios e análises foram feitos a partir de amostras removidas do vaso que apresentou a falha. A Tabela 2 apresenta os resultados da análise química do material do vaso. Os resultados demonstram que a composição química do material analisado satisfazia a especificação para o aço Wb-36 (15 NiCuMoNb 5), não havendo por isso necessidade de levantamento de hipóteses relacionadas a esse item.

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Cu
Vaso	0,17	1,14	0,31	0,008	0,002	0,3	0,35	1,18	0,04	0,76
15NiCuMoNb5*	0,17 máx.	0,80 – 1,20	0,25 – 0,50	0,025 máx.	0,010 máx.	0,30 máx.	0,25 – 0,50	1,00 – 1,30	0,015 – 0,045	0,50 – 0,80

Tabela 2 – Composição química (% em massa) da peça removida do equipamento em falha. (*BS EN 10028-2).

Com relação aos demais ensaios, os mesmos foram realizados e os resultados levantados para comparativo com as propriedades mecânicas encontradas nos documentos de fabricação do equipamento.

Os resultados dos documentos de fabricação (Samples Part 1) e da TÜV (Coupons 61 mm) estão resumidos na Tabela 3, os resultados do Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência (LR) e Alongamento (A) encontra-se na Tabela 4.

Amostra	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	A (%)
Sample Part 1 - Média	1	536	676	23,7
Coupon 61mm - Média	1	559	685	23

Tabela 3 - Dados de tração do fabricante do material e da TÜV na Temperatura: 20°C (book de fabricação do equipamento, 1988)

	LE (MPa)	LR (MPa)	A (%)
Transversal	746	857	21
	752	862	22
	752	862	22
Média	750	860	22
Longitudinal	738	860	20
	739	859	21
	742	861	21
Média	740	860	21

Tabela 4 – Resultados dos ensaios de tração, a temperatura ambiente, dos corpos de prova retirados do vaso de pressão rompido (próprio autor, 2015).

Nota-se um significativo aumento do LE (limite de escoamento) e do LR (limite de resistência) em relação as chapas originais. O aumento do LE inclusive extrapola o limite máximo aceitável para essa liga. Como complementação da caracterização de que o mecanismo de dano de precipitação havia fragilizado a peça foi realizado um levantamento dos dados de fabricação do ensaio de impacto Charpy. A Tabela 5 mostra os resultados do fabricante do material obtidos no ensaio de Impacto Charpy, realizado a temperatura de 0°C.

Amostra	Posição	Resultado (J)
Sample Part 1 - Média	1	139
Sample Part 1- Menor Valor	1	112

Tabela 5– Dados de impacto Charpy da Usina e da TÜV (Temperatura: 0°C) (book de fabricação do equipamento, 1988)

Foi levantada a curva da Energia Absorvida X Temperatura com corpos de prova longitudinais, os mais relevantes para o exame da trinca inicial. A Tabela 6 mostra os resultados obtidos.

Corpo de Prova	- 50°C (J) (Long.)	0° (J) (Long.)	25°C (J) (Long.)	80°C (J) (Long.)	120°C (J) (Long.)
1	2,9	13,7	27	54,9	59,8
2	2,9	8,82	17	49,0	50,0
3	2,9	11,8	28	58,8	63,7
Média	2,9	11,4	24	54,2	57,8

Tabela 6 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos corpos de prova retirados da amostra do tubulão rompido. (próprio autor, 2015)

É bastante claro observar através dos resultados que o material passou de valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy de uma média de 139 J quando fabricado para uma média de 11,4J após período de operação dentro da faixa de atuação do mecanismo de fragilização.

Como forma de comparar os resultados foi plotado em vermelho sobre um gráfico elaborado por ALTPETER & DOBMAN (2000), os valores obtidos conforme Tabela 6, na figura do trabalho dos autores, estão originalmente plotadas as curvas de transição dúctil-frágil de um aço Wb-36 novo (estado inicial) e de uma amostra do mesmo material mas tendo operado dentro da faixa do mecanismo de fragilização por cerca de 57.000h a 350°C. Como referência da evolução dessa fragilização, a curva plotada em vermelho, conforme pode ser visto na Figura 25, pertencente ao vaso de pressão aqui estudado, que operou durante cerca de 200.000 horas na temperatura onde o mecanismo de dano se manifestou.

Há dois fatos que devem ser notados antes de serem realizadas comparações diretas entre as curvas, primeiramente o tempo de operação entre as duas e segundo a temperatura em que se deu o envelhecimento. Ambos os parâmetros notoriamente interferem no resultado final, não podendo dessa forma ser tiradas conclusões relacionadas ao estado de fragilidade em que cada uma das peças se encontrava no momento em que foram levantadas as curvas, ou seja, não é possível saber se cada uma delas já atingiu ou não seu estado máximo de fragilidade.

Os dados levantados comprovam que o material sofreu um processo de degradação das propriedades mecânicas pelo mecanismo de precipitação de compostos a base de cobre, ficando dessa forma mais susceptível a falha por fratura frágil em temperaturas próximas da ambiente.

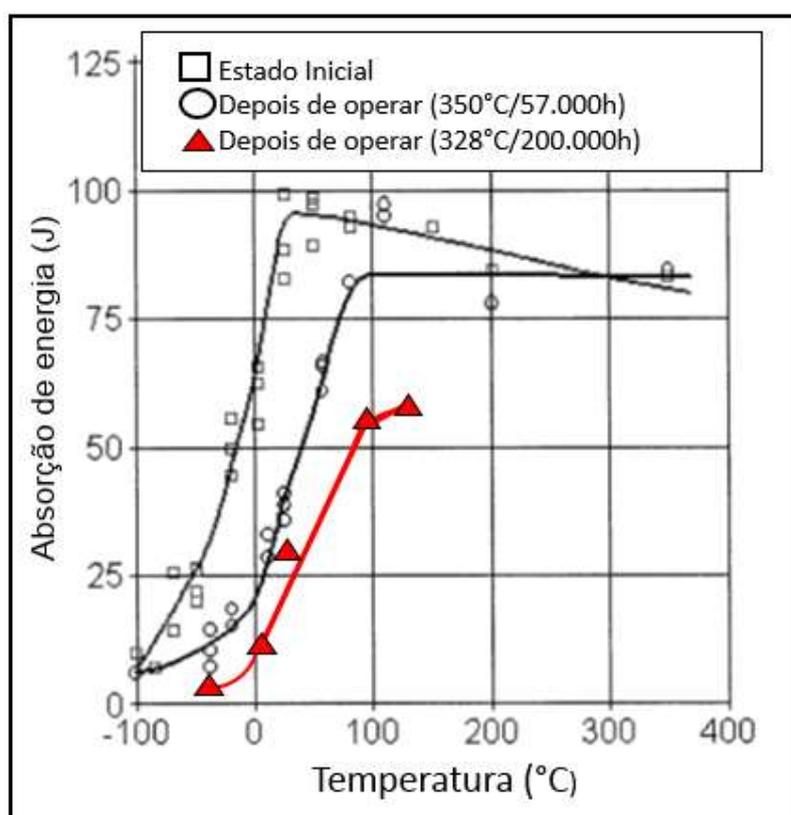


Figura 25 – Plotagem dos valores obtidos no levantamento da curva de transição dúctil-frágil do material sob investigação (ALPETER & DOBMAN, 2000, adaptado pelo autor 2017)

4.1.2. Resultados e Análises dos Ensaios Óticos

A propagação da trinca inicial durante a ruptura do tubulão mostra “rios” típicos de fratura frágil.



Figura 26 – Foto da região da trinca inicial. (próprio autor, 2015)

A Figura 27 mostra o detalhe da trinca inicial. Nota-se a trinca recoberta por óxido, aparentemente apresentando uma propagação inicial junto a superfície, com altura cerca de 1/3 da altura do restante da trinca. A propagação da trinca inicial, confirmando em detalhe o que foi verificado na Figura anterior, há indícios de “rios” típicos de fratura frágil.



Figura 27 – Trinca inicial em detalhe, outra metade da trinca em relação a Figura 26 (próprio autor, 2015)

Para melhor caracterizar o mecanismo de dano que originou a trinca foi realizado análise com um microscópio eletrônico de varredura (MEV). As Figuras 22 e 23 mostram o aspecto da região de propagação da trinca inicial sendo o mesmo característico de fratura por clivagem, confirmando a fragilização do material.

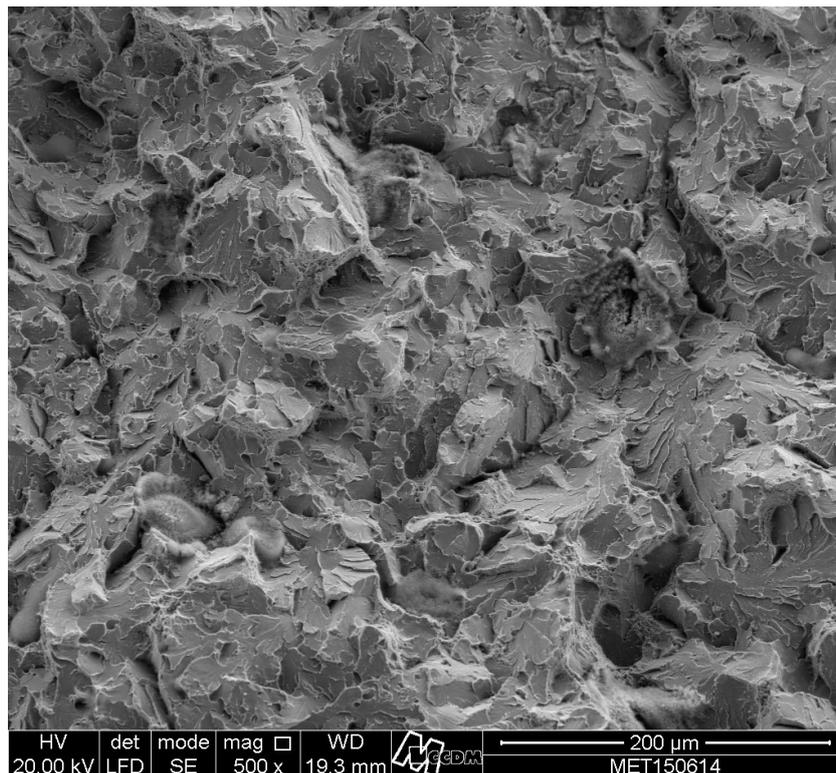


Figura 28– Imagem da trinca inicial utilizando MEV (próprio autor, 2015)

Foi feita uma tentativa de decapagem do óxido da trinca inicial de acordo com a especificação ASTM G1-05. A Figura 29 mostra o aspecto da região de propagação, evidenciando que o inibidor utilizado na decapagem foi eficiente, não havendo ataque da superfície. Entretanto, a região da trinca inicial, livre do óxido, conforme Figura 30, apresentou-se totalmente atacada pela própria oxidação da superfície, sendo impossível detalhar o mecanismo de crescimento da trinca inicial.

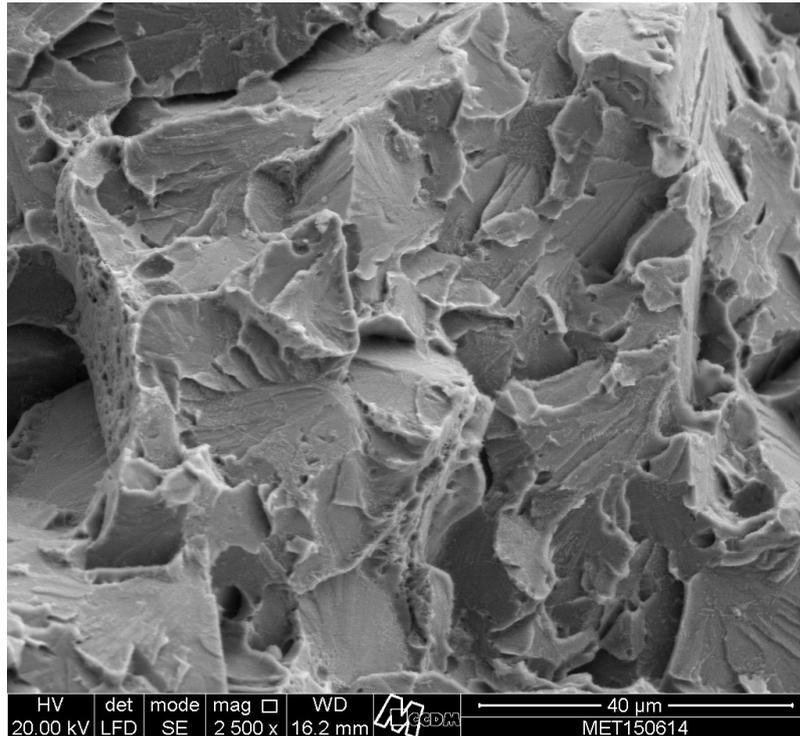


Figura 29 – Imagem no MEV da região de propagação após deca-pagem (próprio autor, 2015)

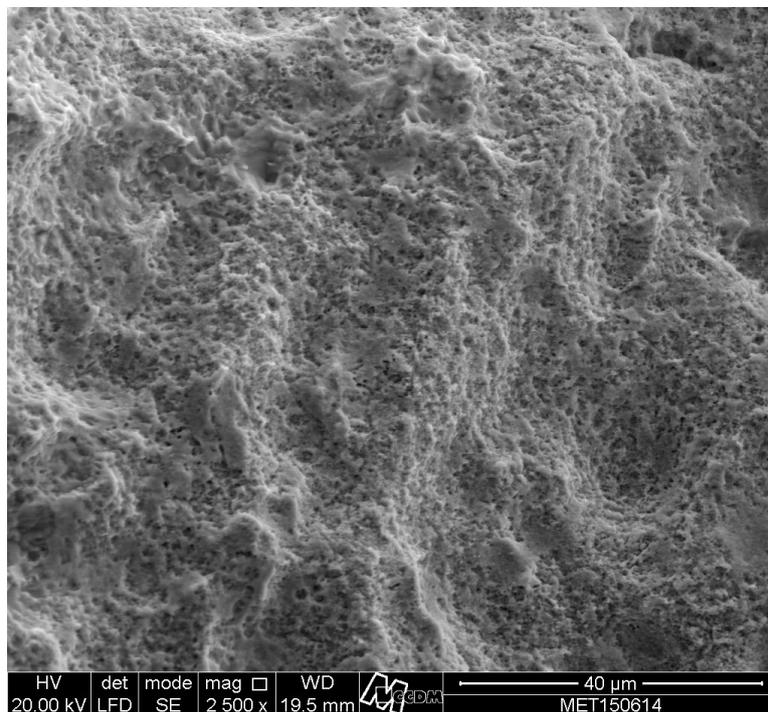


Figura 30 – Imagem do MEV mostrando os aspectos da superfície de fratura após deca-pagem (próprio autor, 2015)

Entretanto, o aspecto da outra superfície da fratura, mostrado na Figura 30, indica que a pré-trinca ocorreu em duas etapas, primeiramente junto à superfície, uma trinca de aproximadamente 2 mm de profundidade se desenvolveu, provavelmente como trinca a frio durante ou logo após a soldagem, e após isso, constata-se que essa trinca inicial estava crescendo, provavelmente por mecanismo de corrosão assistida por tensão (SAC) até a profundidade final encontrada, quando ocorreu a fratura do equipamento durante o ensaio hidrostático.

4.1.3. Resultados e Análises dos Cálculos Estruturais

Foram realizados cálculos para estimar a pressão de rompimento do vaso considerando os valores obtidos nos ensaios mecânicos e os valores dimensionais da descontinuidade iniciadora do rompimento através do Código ASME FFS 1 (2007) Errata (2009). Conforme pode ser visto no diagrama FAD apresentado na Figura 31 (diagrama utilizado para avaliação de fraturas em componentes estruturais), a situação de fragilidade do material e o intensificador tensão presentes foram suficientes para causar o rompimento na pressão alcançada durante a execução do teste de pressão. O eixo vertical do FAD (K_r) representa a razão entre o fator de intensidade de tensão aplicado e a tenacidade à fratura do material. O eixo horizontal (L_r) representa a razão entre a tensão aplicada e a tensão de referência. A estrutura falhará por colapso plástico quando $L_r = 1$ e falhará de forma frágil quando $K_r = 1$

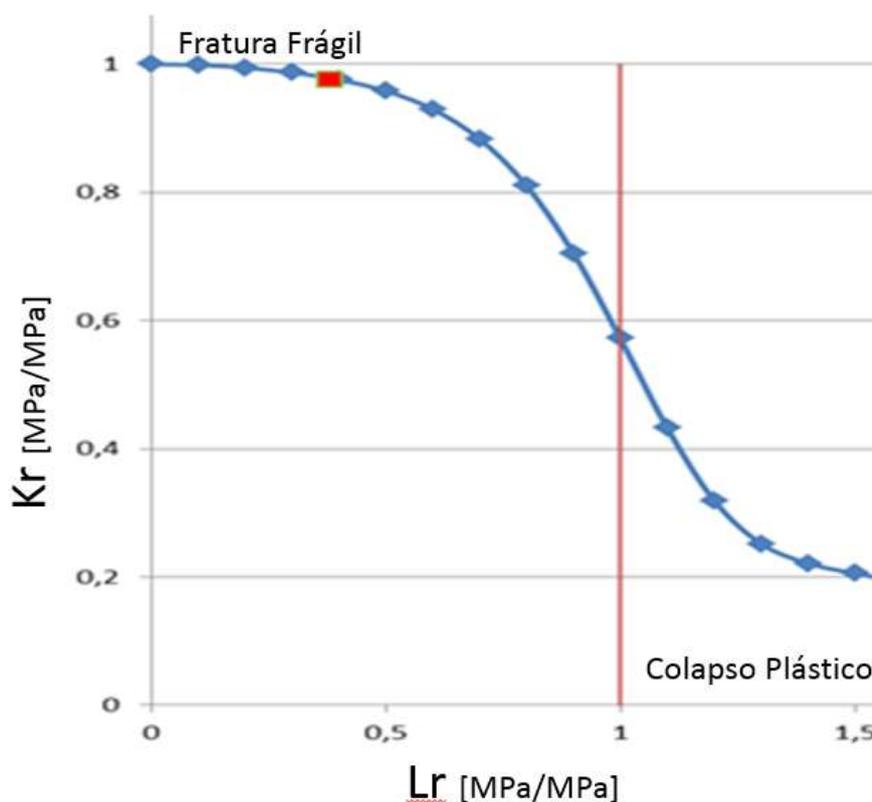


Figura 31 –Diagrama FAD representando a tensão do material em estado frágil durante o teste de pressão e tamanho de intensificador de tensão (próprio autor, 2015)

No ponto vermelho apresentado na Figura 31, representa a descontinuidade que existia no equipamento perante o estado de tensões e fragilidade que o equipamento apresentava. Foram checados os dados de campo e verificado que durante o teste de pressão foram alcançados valores de pressão maiores do que os estabelecidos para que o ponto vermelho alcançasse a curva azul, demonstrando dessa forma que o estado de tensões necessário para ocasionar o rompimento foi alcançado.

4.2. Caracterização das amostras pré-soldagem

4.2.1 Ensaio Impacto

Antes da execução do procedimento de soldagem foram realizados ensaios de tração e impacto Charpy para verificar as propriedades mecânicas

do material no momento da soldagem. A Tabela 7 mostra os valores encontrados, assim como mostrado nos resultados da investigação no item 4.1.1, os valores encontrados demonstram uma significativa alteração das propriedades mecânicas oriundas do tempo de operação do equipamento entre 300 e 350°C.

Ensaio	Média	Menor	Limites chapas de 50 a 100mm	
Charpy (J)	11,77	9,81	Mín. 22	Méd. 31
LE (MPa)	696,1	695,2	Mín. 430	
LR (MPa)	825,2	802,9	Mín. 600	Máx. 760
A(%)	21,9	19,9	Mín. 16	

Tabela 7 – Dados de tração (Temperatura: 20°C) e de impacto Charpy (Temperatura: 0°C) no metal base (próprio autor, 2016)

É notório quando comparado com os valores apresentados na Tabela 3 (resultados de fábrica) a mudança das propriedades mecânicas do material. Essa alteração da energia absorvida no ensaio de Charpy e a elevação dos limites de resistência e escoamento fazem com que o material tenha tolerância muito menor a defeitos. Além disso, a realização de um procedimento de soldagem, pode intensificar este comprometimento do material.

4.2.2 Ensaio de Dureza

Conforme resultados apresentados na Tabela 8, foram realizados ensaios em pontos a fim de obter resultados que possibilitem uma posterior análise comparativa para discussão. Foram realizados ensaios no CP-1 antes da realização do procedimento de soldagem e no CP-2 antes e após o tratamento térmico de recuperação por revenimento, que precedeu a realização do procedimento de soldagem nesse corpo de prova. Os pontos de amostra foram feitos conforme Figura 32.

Corpo de Prova	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	Média
CP-1	252	222	255	240	265	272	211	223	265	269	245	237	246
CP-2 Antes Tratamento Térmico de Recuperação por Revenimento	264	268	280	256	267	267	228	251	251	235	261	254	257
CP-2 Após Tratamento Térmico Recuperação	193	196	201	189	194	192	225	238	233	230	232	231	213

Tabela 8. Valores de dureza no material antes do processo de soldagem (próprio autor, 2016) (resultados em HB)

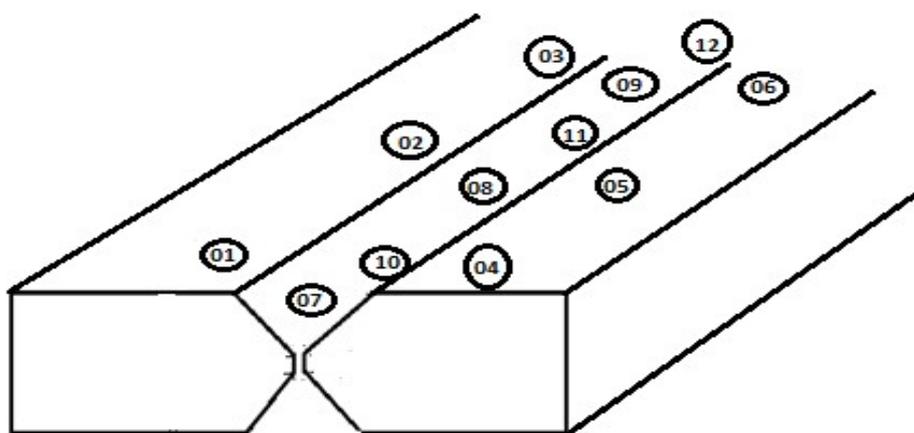


Figura 32 – Ensaio de dureza nas amostras CP-1 e CP-2 (antes e após o tratamento recuperação por revenimento) em HB (próprio autor, 2016);

4.2.3 Micrografia

Foi também realizado o registro micrográfico da amostra em seu estado original (envelhecida metalurgicamente) conforme mostrado na Figura 33, esse exame foi realizado antes de qualquer um dos tratamentos térmicos. A mesma apresentou uma microestrutura de grãos provavelmente bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos aglomerados, condizente com a composição química e tratamento térmico previsto originalmente, sem qualquer indício visual que pudesse caracterizar fragilidade.

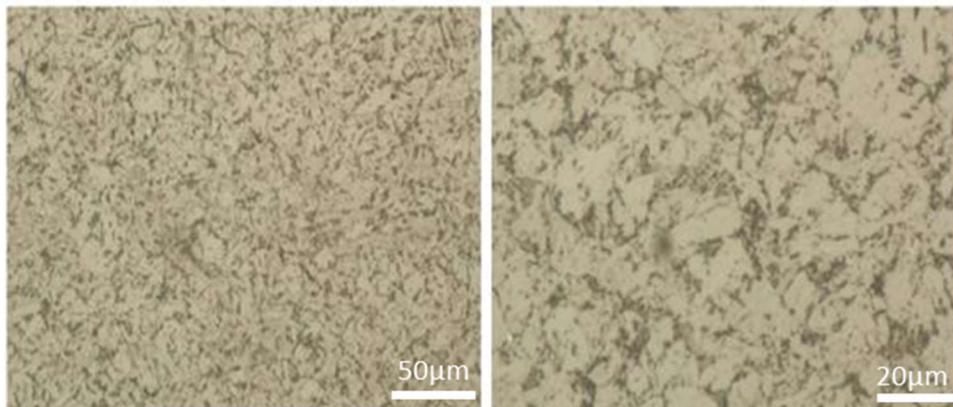


Figura 33 – Ensaio de micrografia mostrando o material em seu estado envelhecido com 200x e 500x respectivamente. (próprio autor, 2016);

4.3. Realização do Procedimento de Soldagem

Os CP's 1 e 2 tem como sua única diferença a realização de um tratamento térmico de recuperação por revenimento, que foi realizado apenas no CP-2 e por isso praticamente toda a execução do procedimento de soldagem pode ser apresentada e ilustrada para ambas as peças.

Todos os processos de soldagem realizados nesse trabalho foram feitos por profissionais qualificados para tal atividades e além disso todos os instrumentos utilizados por esses profissionais estavam calibrados e rastreados.

Na Figura 34 pode ser visualizado a finalização do processo de soldagem, preparação de uma superfície da peça para ensaio de dureza em campo, vista completa da peça após conclusão da soldagem e realização do ensaio de líquido penetrante.

Todo o processo de soldagem foi acompanhado por um inspetor de solda nível 1 qualificado.

Na Figura 35 encontra-se o registro gráfico do acompanhamento do tratamento térmico de recuperação por revenimento, o acompanhamento da temperatura de interpasse com pirômetro ótico e o registro de campo dos ensaios de dureza após a execução do procedimento de soldagem.



Figura 34 – Finalização da soldagem, preparação para realizar ensaio de dureza após soldagem, peça acabada e realização do ensaio de liquido penetrante após soldagem (próprio autor, 2015)

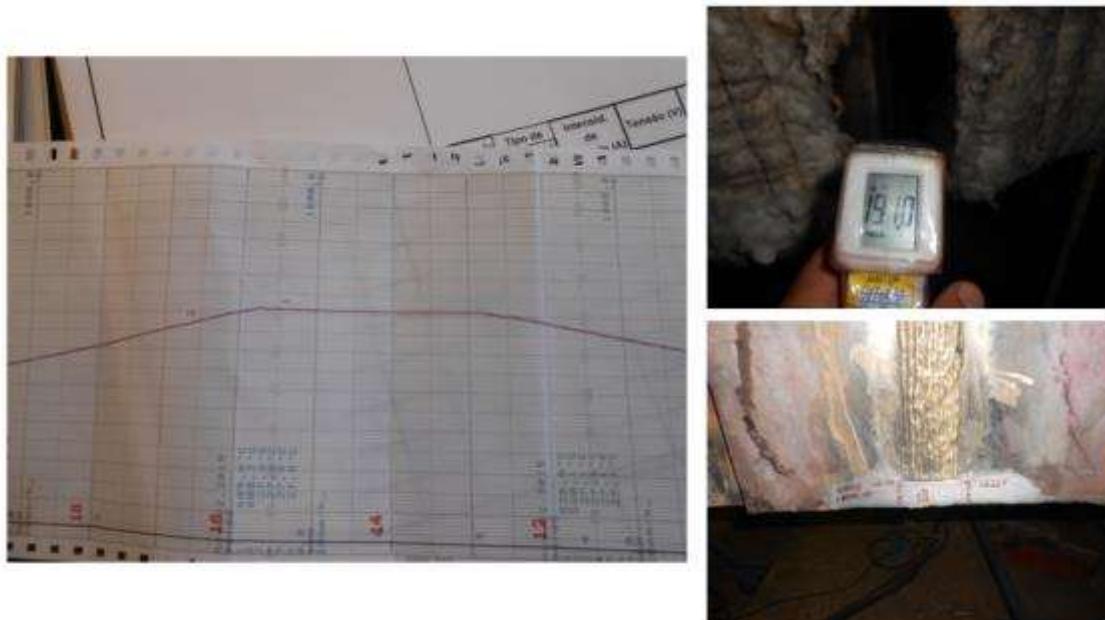


Figura 35 – Curva de acompanhamento do tratamento térmico, acompanhamento de temperatura interpasse e registro dos ensaios de dureza de campo após a soldagem (próprio autor, 2015)

4.4. Resultado do Ensaio de Dobramento

O resultado apresentado na Tabela 9 reprovou o CP-1 para qualificação devido a 2 descontinuidades encontradas, sendo uma delas de 19 mm no CP-1-DL-2 conforme pode ser visto na Figura 34 e outro com 3,2mm no CP-1-DL-4.

Com relação aos resultados encontrados nas amostras do CP-2, conforme Tabela 10, apesar de haver uma pequena descontinuidade na amostra CP-2-DL-2, a mesma foi considerada aprovada no ensaio.

CP-1 n°	Espessura (mm)	Largura (mm)	Posição	Resultado
DL-1	10,2	59,8	Lateral	Isento de descontinuidade
DL-2	10,2	59,7	Lateral	Apresentou descontinuidade de 19,0mm
DL-3	10,3	59,7	Lateral	Isento de descontinuidade
DL-4	10,3	59,8	Lateral	Apresentou descontinuidade de 3,2mm

Tabela 9 – Resultados de dobramento do CP-1

CP-2 n°	Espessura (mm)	Largura (mm)	Posição	Resultado
DL-1	10,2	58,4	Lateral	Isto de descontinuidade
DL-2	10,2	58,5	Lateral	Apresentou descontinuidade de 1,1mm
DL-3	10,0	58,5	Lateral	Isto de descontinuidade
DL-4	10,0	58,3	Lateral	Isto de descontinuidade

Tabela 10 – Resultados de dobramento do CP-2

Mesmo tendo passado após o processo de soldagem por uma temperatura que provavelmente recuperou as propriedades mecânicas do material (caso do tratamento térmico de alívio de tensões), o resultado foi reprovado. Esse resultado referente ao CP-1 mostra que pode haver uma relação entre a falta de tenacidade do metal base (sem nenhum tratamento térmico de recuperação das propriedades antes do procedimento de soldagem) e o aparecimento de trincas reprováveis.



Figura 36 – Descontinuidade de 19mm encontrada na amostra DL-1 pertencente ao CP-1
(próprio autor, 2015)

4.5. Resultado do Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração nas amostras encontram-se na Tabela 11 para os corpos de prova produzidos englobando a região de solda das

peças. Já na Tabela 12 são demonstrados os resultados obtidos para amostras produzidas na região de metal base dos corpos de prova.

Os ensaios de tração na região de solda do CP-1 evidenciaram valores de limite de resistência correspondentes aos valores de especificação do material. No entanto esses valores foram cerca de 20 MPa maiores que os valores obtidos nas amostras do CP-2. Ou seja, mesmo com uma grande adição de metal de solda e tratamento térmico de alívio de tensões, o fato de ter sido realizado tratamento térmico de recuperação por revenimento no CP-2 parece ter influenciado no resultado final do teste.

Corpos de prova	CP	Espessura	Largura	Área	Carga Máx.	Limite Resist.	Ruptura
	n°	(mm)	(mm)	(mm ²)	Kgf	MPa	
CP-1 Solda	T1	55,2	12,6	695,52	52100	734,39	ZTA
	T2	54,4	13	707,2	53400	740,28	Solda
CP-2 Solda	T1	57	12,5	712,5	52500	722,39	Solda
	T2	57,6	12,5	714,24	52100	715,14	Solda

Tabela 11 – Resultados de tração em solda em amostra dos CP-1 (sem tratamento de recuperação por revenimento e CP-2 (com tratamento de recuperação por revenimento)
(próprio autor, 2015)

O ensaio de tração em metal base, assim como nos CP's de solda, conseguiu evidenciar uma diferença entre o CP-1 e o CP-2. No CP-2, os resultados obtidos foram mais próximos dos resultados de fabricação, mostrando uma recuperação de propriedades mais próxima do valor original.

Conforme pode ser visto na Figura 20, há uma diferença que pode ser considerada significativa entre a solubilidade do cobre no ferro a uma temperatura de 580°C e 610°C (cerca de 0,18% e 0,25% respectivamente). Isso poderia significar que a diferença de dissolução dos precipitados em 0,07% poderia estar sendo evidenciada através dos resultados do ensaio de tração.

Haveria também a hipótese de ocorrência de superenvelhecimento da liga, levando a valores de resistência mais baixos, o que teria coerência com o fato do CP-2 ter passado por 2 ciclos de tratamento, contra apenas 1 do CP-1, e por isso ter tido valores mais baixos no ensaio de tração.

Observando o diagrama de fase Ferro- Cobre, pode-se verificar que nas temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos, a solubilidade do Cobre no Ferro já é bem alta, levando a entender que uma parte importante dos precipitados seria efetivamente dissolvida. Já os precipitados que não chegaram a ser dissolvidos podem efetivamente ter crescido até o ponto de serem tornarem estruturas 3R, que seria a estrutura CFC distorcida do Cobre no Ferro, condizente com a hipótese do superenvelhecimento.

A hipótese de dissolução dos precipitados a base de cobre também se apoia no fato de que a literatura disponível, quando propõe uma temperatura de recuperação das propriedades mecânicas, não determina cuidados relacionados ao tempo de exposição a temperatura e nem se existe algum limitante sobre o histórico da peça. O que seria determinante caso o mecanismo de recuperação das propriedades fosse baseado no superenvelhecimento da estrutura.

A única forma determinar o peso de cada hipótese na recuperação das propriedades mecânicas desse material seria através do ensaio com MET, o que não será feito na oportunidade desse estudo.

	CP	Ø	Área	CE	CM	LE	LR	E	Along.
	n°	(mm)	(mm ²)	Kgf	Kgf	MPa	MPa	(%)	(%)
CP-1 Metal Base	1	12,5	122,7	7525	9075	601,17	725	65	22,6
	2	12,3	118,8	7475	8825	616,75	728,14	66,7	23,6
CP-2 Metal Base	1	12,5	122,7	7425	8900	593,18	711,02	67,7	24,2
	2	12,6	124,6	7475	8925	587,73	701,74	66,4	25,4

Tabela 12 – Resultados de tração em metal base em amostra dos CP-1 (sem tratamento de recuperação por revenimento) e CP-2 (com tratamento de recuperação por revenimento) (próprio autor, 2015) (CE-Carga de escoamento, CM – Carga Máxima, LE- Limite de escoamento, LR- Limite de resistência e E-Estricção)

4.6. Resultado do Ensaio de Impacto

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy “V” para ambos os corpos de provas são apresentados na Tabela 13.

Os ensaios de dureza podem ser analisados de 3 formas, em primeiro lugar, as regiões de solda de ambos os corpos de prova produziram resultados

satisfatórios e com variações que não permitem citar diferenças, uma hipótese importante para explicar esse fato é devido a grande massa de solda aplicada, com conseqüente afastamento do metal base e por também terem ambas sofrido tratamento térmico de alívio de tensões.

CP-1	Entalhe	EA	CP-2	Entalhe	EA
n°		(Joules)	n°		(Joules)
1	Solda	88,3	1	Solda	110,4
2	Solda	117,7	2	Solda	147,2
3	Solda	132,4	3	Solda	110,4
Média		112,8	Média		122,6
4	Solda	103,0	4	Solda	58,9
5	Solda	120,2	5	Solda	100,6
6	Solda	92,2	6	Solda	44,1
Média		105,2	Média		67,9
7	ZTA	176,6	7	ZTA	159,4
8	ZTA	137,3	8	ZTA	166,8
9	ZTA	120,2	9	ZTA	125,1
Média		144,7	Média		150,4
10	ZTA	164,3	10	ZTA	111,8
11	ZTA	137,3	11	ZTA	127,5
12	ZTA	188,8	12	ZTA	149,6
Média		163,5	Média		129,7
13	MB	88,3	13	MB	117,7
14	MB	98,1	14	MB	110,4
15	MB	100,6	15	MB	85,3
Média		95,6	Média		104,5

Tabela 13 – Resultados do Ensaio de Impacto “V” (Charpy) CP-1 (sem tratamento de recuperação por revenimento e CP-2 (com tratamento de recuperação por revenimento) (próprio autor, 2015)

Os resultados encontrados na ZTA, da mesma forma, foram satisfatórios, com tenacidade maiores que as encontradas em cada uma das suas respectivas regiões de solda.

Já nos resultados das amostras oriundas do metal base, pode ser verificado que tanto o tratamento de recuperação por revenimento quanto o tratamento térmico de alívio de tensões, comparando com os resultados da Tabela 1, provocaram recuperação notória da tenacidade do material. A

recuperação mais próxima dos valores originais se deu no corpo de prova que sofreu o tratamento de recuperação por revenimento (CP-2), tendo essa a mesma explicação dada para a mudança das propriedades de resistência relacionando com a dissolução dos precipitados de cobre ou ao superenvelhecimento.

4.7. Resultado do Ensaio de Dureza

A Tabela 14 mostra os resultados dos ensaios de dureza, os mesmos estão diretamente relacionados a Figura 35 que mostra onde os mesmos foram realizados.

Os ensaios de dureza realizados após o procedimento mostraram valores maiores nas ZTA's de todas as soldas, os resultados de dureza no metal base e solda foram condizentes com os requisitos do material. Porém os resultados desse ensaio não mostraram diferenças significativas entre os CP-1 e CP-2. Diferente dos resultados apresentados na Tabela 3 quando comparamos o material fragilizado ao material tratado por recuperação por revenimento, mostrando uma queda por volta de 40 HB na dureza do material.

Apesar de existir diferença entre os resultados encontrados entre o material fragilizado e o material tratado, essa diferença se torna insignificante se comparamos dois materiais tratados termicamente em temperaturas diferentes.

	M-2	MB-1	ZTA-1				Metal de Solda			ZTA-2				MB-2
	Plano	Méd.	PT2	PT3	PT4	Méd	PT5	PT6	Méd	PT7	PT8	PT9	Méd	Méd
CP-1	0-I	228	254	292	279	275	258	253	256	245	240	238	241	230
	0-II	249	266	285	243	265	245	244	245	232	292	289	271	266
	0-III	236	240	251	272	254	264	251	258	285	276	266	276	247
CP-2	0-I	222	276	294	287	286	235	240	238	287	281	260	276	221
	0-II	221	272	268	292	277	254	251	253	251	276	274	267	240
	0-III	221	297	294	274	288	238	240	239	256	253	254	254	221

Tabela 14 – Resultados dos ensaios de dureza em HB (próprio autor, 2015)

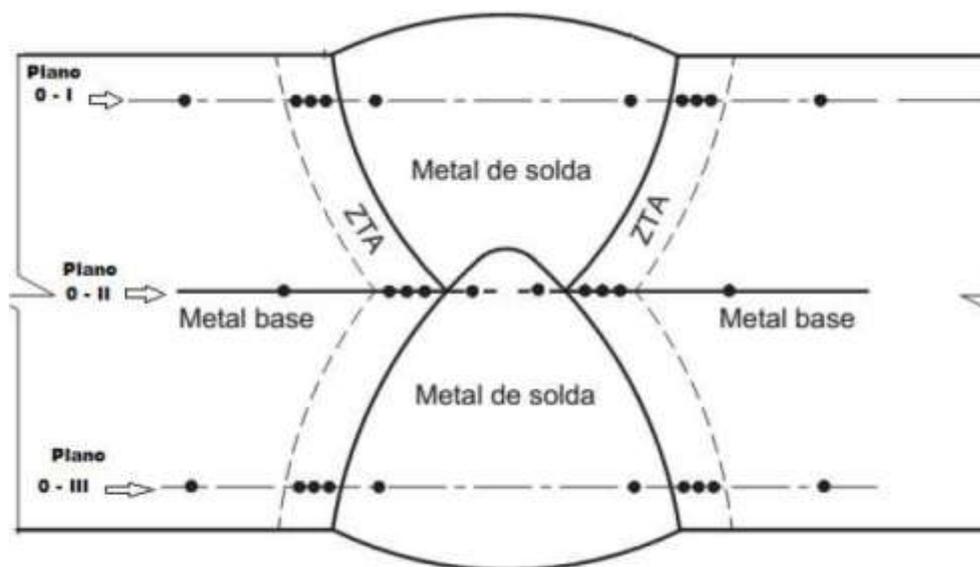


Figura 37 – Croquis da posição dos ensaios de dureza na peça soldada (próprio autor, 2015)

4.8. Resultado do Ensaio de Macrografia

Nos resultados do ensaio de Macrografia não foi identificada qualquer tipo de descontinuidade conforme pode ser visto na Figura 38, correspondente ao CP-1 e na Figura 39, correspondente ao CP-2.



Figura 38 – Macrografia do CP-1 (próprio autor, 2015)



Figura 39 – Macrografia do CP-2 (próprio autor, 2015)

4.9. Resultado do Ensaio de Micrografia

Os ensaios foram realizados com o objetivo de verificar possíveis alterações e divergências microestruturais entre os materiais base e após o processo de soldagem. As Figuras 40 e 41 mostram respectivamente as micrografias na região de metal base, que passou por um tratamento térmico de alívio de tensões e a região de solda do CP-1. De forma preliminar, comparando-se as Figuras 33 e 40, ou seja, material envelhecido e após passar por um tratamento térmico de alívio de tensões, não se observa nenhuma diferença significativa na microestrutura.

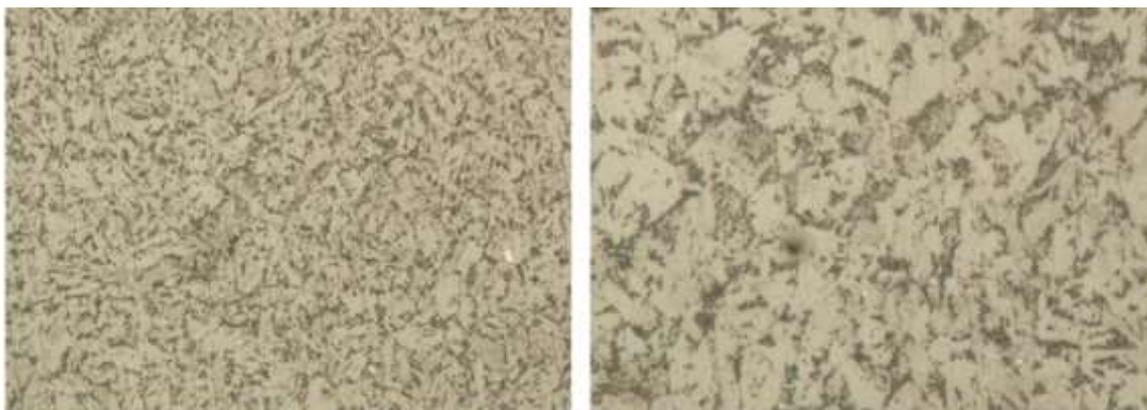


Figura 40 – Micrografia do Metal Base do CP-1 após soldagem mostrando grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos dispersos aumento de 200x e 500x respectivamente (próprio autor, 2015)

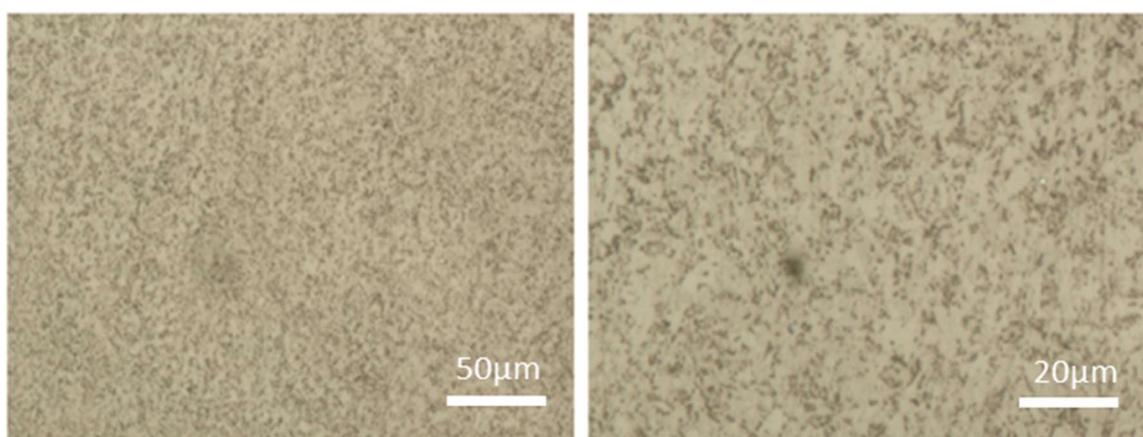


Figura 41 – Micrografia da região da solda do CP-1 mostrando carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica com aumento de 200x e 500x respectivamente (próprio autor, 2015)

As Figuras 42 e 43 mostram respectivamente as micrografias na região de metal base, que passou por um tratamento térmico de alívio de tensões e tratamento térmico de recuperação por revenimento e a região de solda do CP-2. Análogo ao comentário anterior comparando as Figuras 40 e 41, a Figura 42 demonstra a mesma microestrutura, mesmo tendo passado por um tratamento térmico a mais.

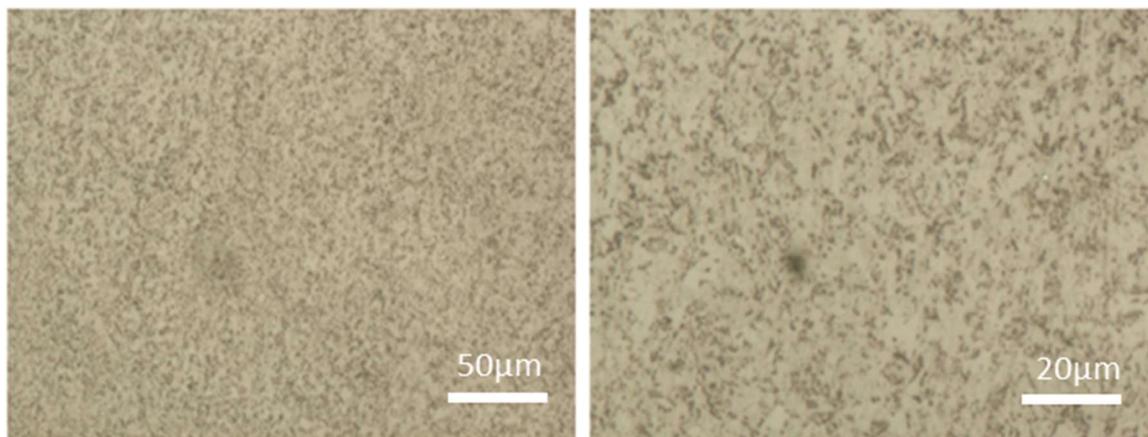


Figura 42 – Micrografia da região de metal base do CP-2 mostrando grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos dispersos com aumento de 200x e 500x respectivamente (próprio autor, 2015)

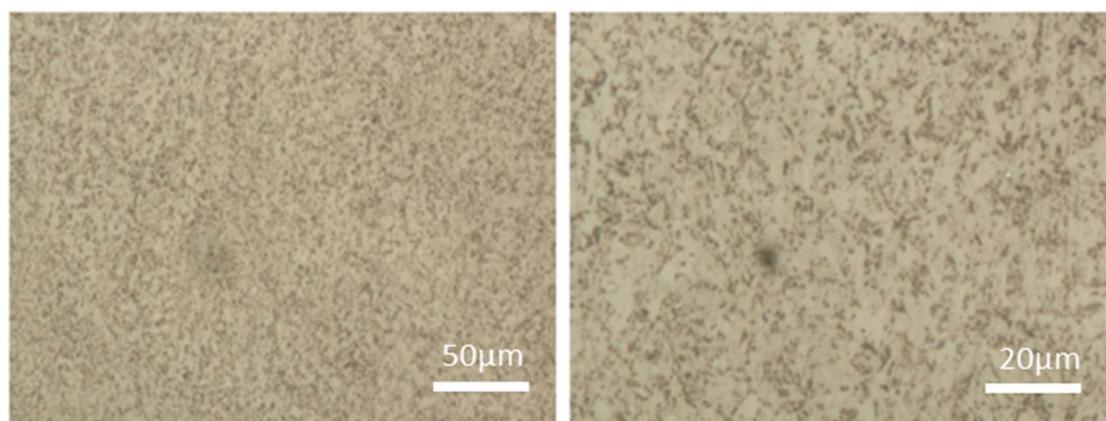


Figura 43 – Micrografia da região da solda do CP-2 mostrando carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica com aumento de 200x e 500x respectivamente (próprio autor, 2015)

Todas as microestruturas visualizadas entras as Figuras de 40 a 43 demonstraram grãos bainíticos em fundo ferrítico e carbonetos dispersos para os metais de base e carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica para a região de solda. Não foi possível identificar nenhuma característica microestrutural que pudesse ser correlacionada aos ensaios mecânicos realizados nas mesmas amostras.

O ensaio de micrografia também não foi capaz de demonstrar diferenças notáveis entre as peças tratadas, não tratadas ou tratadas 2 vezes, o que o torna um método não eficaz para a detecção dos diferentes de propriedades mecânicas desses materiais.

4.10. Discussões

Os ensaios realizados permitiram, além das conclusões que serão colocadas no próximo capítulo, aumentar o conhecimento sobre o material, levantando algumas hipóteses e questionamentos. Comparando-se os resultados entre metal base da amostra original, com os resultados da amostra que sofreu dois tratamentos térmicos (recuperação por revenimento e alívio de tensões) com a que sofreu apenas um (alívio de tensões), podem ser levantadas algumas questões:

- Estudando os resultados alcançados nos ensaios mecânicos, foi possível perceber que a temperatura de alívio de tensões (580°C) poderia ter sido utilizada como tratamento de recuperação por revenimento, porém a temperatura que promoveu a recuperação de propriedades mais próxima dos valores do material original de fábrica foi a de 610°C;
- Levando em consideração a hipótese de dissolução dos precipitados através de tratamento térmico, os ensaios de Tração e Charpy foram bastante eficazes na detecção do estado fragilizado do aço, além de conseguirem com uma boa precisão identificar as diferenças nos resultados com pequenas variações na temperatura de tratamento térmicos (30°C);
- Os ensaios de macrografia e micrografia não demonstraram qualquer relacionamento com o estado frágil ou recuperado do material, concluindo que a influência dos precipitados de cobre não é perceptível neste tipo de ensaio.
- O tratamento de recuperação por revenimento foi capaz de recompor as propriedades mecânicas originais do material. Porém, caso a hipótese de dissolução dos precipitados seja confirmada, quando o mesmo for exposto novamente a temperaturas entre 300 e 350°C o mecanismo de fragilização voltará a agir. Por esse motivo, em uma nova necessidade de realização de reparos com esse procedimento, será

necessário um novo tratamento térmico de recuperação por revenimento. Caso a hipótese de recuperação seja inteiramente ligada ao processo de superenvelhecimento, o material provavelmente estaria imune ao um novo processo de fragilização, porém estaria sujeito a uma perda gradativa de propriedades mecânicas até que viesse a romper por falta de propriedades mecânicas.

5. CONCLUSÃO

5.1. *Conclusões e Constatações da Investigação*

A respeito da investigação da falha, pode-se concluir que:

- A morfologia da trinca evidenciou que o material encontrava-se fragilizado, essa conclusão foi confirmada pelos ensaios mecânicos realizados nas amostras do material.
- O diagrama FAD demonstrou que a ocorrência simultânea das solicitações mecânicas geradas durante o teste de pressão, associadas a fragilidade do material e a presença de uma descontinuidade suficientemente grande, foi a causa do rompimento do vaso de pressão.

A existência de outros vasos de pressão, que operaram com os parâmetros operacionais que permitiram promover a fragilização do material e com a possibilidade dos mesmos terem intensificadores de tensão faz com que o trabalho de qualificação de um procedimento de soldagem para eliminação dessas descontinuidades seja de grande importância para a operação segura e confiável das plantas industriais.

5.2. *Conclusões da Qualificação do Procedimento de Soldagem*

A respeito da qualificação do procedimento de soldagem, pode-se concluir que:

- O procedimento utilizado no CP-2 com tratamento térmico de recuperação por revenimento foi qualificado e pode ser utilizado para a execução de reparos em equipamentos com material Wb-36 fragilizado;

- O procedimento utilizado no CP-1 foi reprovado no ensaio de dobramento e por isso não foi qualificado nesse trabalho;

5.3. Ações Definidas após o Trabalho de Pesquisa

O trabalho de investigação, caracterização e qualificação do procedimento de soldagem tiveram como principal objetivo possibilitar a continuidade operacional dos demais equipamentos que permaneceram operando. Para os mesmos foi decidido que na primeira oportunidade fora de operação seria realizado o tratamento térmico de recuperação por revenimento em todo corpo do equipamento. Dessa forma, possíveis reparos com soldagem poderiam ser realizados durante a intervenção do equipamento. Outro motivo para a tomada dessa decisão foi que durante o levantamento da curva de transição dúctil frágil, que o material fragilizado tinha uma perda significativa de tenacidade em relação ao original mesmo a direita da curva de transição. O tratamento térmico traria a recuperação das propriedades mecânicas do material, postergando um possível efeito do material alcançar valores mais críticos de fragilidade.

5.4. Atividades Futuras de Pesquisa

A possibilidade de desenvolvimento de ensaios não destrutivos que sejam capazes de mensurar as propriedades mecânicas desse material sem a necessidade de remoção de amostras seria de grande importância para mensurar possíveis problemas estruturais a que o equipamento construído no material Wb-36 desse material possa estar submetido.

A caracterização de ensaios não destrutivos relacionados a degradação do material foi discutida com base em experiências com fragilização induzida por precipitação em aço Wb-36 usado em vasos de pressão na Alemanha. O estudo também mostra que medidas de impedância dos ensaios de correntes parasitas

representam um método adequado para caracterizar a fragilização termicamente induzida assim como a fragilização induzida por irradiação de nêutrons. (ALTPETER, KRONING, & RIBEIRO, 2007)

Outro campo a ser explorado seria a questão relacionada ao mecanismos de recuperação das propriedades mecânicas, algo que não chegou a ser encontrado de forma clara na literatura utilizada e pode determinar as ações de médio e longo prazo a serem tomadas para equipamentos construídos nesse material.

REFERÊNCIAS

- ADAMSKY, J. (1997). Operating Experience with the Heat-Resistant Material 15 NiCuMoNb 5 in Conventional Power Stations. *VGB PowerTech Journal*, 605-613.
- ALPETER, I., & DOBMAN, G. (2000). Copper precipitates in 15 NiCuMoNb 5 (WB 36) steel: material properties and microstructure, atomistic simulation, and micromagnetic NDE techniques. *Nuclear Engineering and Design*, 337 - 350.
- ALPETER, I., SZIELASKO, K., & DOBMAN, G. (2010). *Influences of Ageing Processes on the Fatigue Lifetime and Toughness of the low Alloyed Steel WB 36*. Köln: GRS Forschungsbetreuung Köln.
- ALTPETER, I., KRONING, M., & RIBEIRO, J. (2007). Nondestructive Evaluation of Ageing Steel Structures. *IV Conferencia Panamericana de END*, 1-10.
- DHUA, S., & MUKERJEE, D. (2001). Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels. *Materials Science and Engineering*, 197-210.
- DOBMANN, G., ALTPETER, I., & SZIELASKO, K. (2014). Non-destructive characterization of thermal ageing of the Cu-rich WB36 steel 15 NiCuMoNb 5 (1.6368). *Materials at High Temperatures*.
- FOHL, D., WILLER, D., & KATERBAU, K.-H. (2004). Effect of Copper Precipitates on the Toughness of Low Alloy Steels for Pressure Boundary Components. *30th MPA-Seminar in conjunction with the 9th German-Japanese Seminar*. Stuttgart.
- GRAVILLE, B. (1978). Proceedings on the International Conference on Welding of HSLA (microalloyed) structural Steels. *ASM International*, 85.
- HANSEN, M., & ANDERKO, K. (1958). *Constitution of Binary Alloys*. New York: McGraw-Hill.
- JANSKY, J., ANDRA, K., & ALBRECHT, K. (1993). Feedwater Piping guillotine breaks at 340°C operation temperature. *Elsevier Science Publishers B.V.* (pp. 207-214). Leonberg: SMiRT-12/k. Kussmaul.
- KUBASCHEWSKI, O. (1982). *Iron — Binary Phase Diagrams*. Berlin: Springer.
- LIU, C. (2016). Acicular ferrite formation during isothermal holding in HSLA steel. *Springer Science+Business Media New York*, 3555-3563.
- OTHENS, P., & JENKINS, M. (1994). High-resolution electron microscopy studies of the structure of Cu precipitates in α -Fe. *Philos. Mag*, 1-24.

- PANWAR, S., GOEL, D., & PANDEY, O. (2005). Effect of cold work and aging on mechanical properties of a copper bearing HSLA-100 steel. *Bulletin of Materials and Science*, 259-265.
- PHANIRAJ, M. P., & SHIN, Y.-M. (2015). Development of high strength hot rolled low carbon copper-bearing steel containing nanometer sized carbides. *Materials Science & Engineering A*, 1-8.
- PIZZINI, S., & ROBERTS, K. (1990). A fluorescence EXAFS study of the structure of copper-rich precipitates in Fe–Cu and Fe–Cu–Ni alloys. *Philos. Mag. Lett*, 223-229.
- RAU, P. (1992). Repair of a Failed Boiler Drum of 15NiCuMoNb5 (WSB62). *VGB PowerTech Journal*, 416-426.
- RUSSEL, K., & BROWN, L. (1972). A DISPERSION STRENGTHENING MODEL BASED ON DIFFERING ELASTIC MODULI APPLIED TO THE IRON-COPPER SYSTEM. *ACTA Metalurgia*, 969-974.
- SARWAR, M., & MOHD, A. A. (2015). Study of PWHT of EN-WB 36 Welded Material for High Pressure Application in Power Plants. *Applied Mechanics and Materials*, 99-104.
- SCHMAUDER, S., & BINKELE, P. (2002). Atomistic computer simulation of the formation of Cu-precipitates in steels. *Computational Materials Science*, 42–53.
- SCHMAUDER, S., & UHLMANN, D. (2002). Experimental and numerical investigations of two material states of the material 15 NiCuMoNb5 (WB 36). *Computational Materials Science*, 174-192.
- SILVEIRA, E., & CARREIRA, M. (2017). Influência do Tratamento Térmico de Recuperação por Revenimento na Qualificação de um Procedimento de Soldagem no aço Wb-36 Fragilizado. *CONSOLDA*.
- SUNDMAN, B., JANSSON, B., & ANDERSSON, J.-O. (1985). The Thermo-Calc databank system. *Calphad*, 153-190.
- TAKAKI, S., FUJIOKA, M., & AIHARA, S. (2004). Effect of Copper on Tensile Properties and Grain-Refinement of Steel and its Relation to Precipitation Behavior. *Materials Transactions*, 2239 - 2244.
- TANG, H., CHEN, X., & NIU, Y. (2016). Thermal stability characteristics of in situ nano-particles formed in metal melt. *Materials Letters*, 261-264.
- WILLER, D., & ZIES, G. (2001). *Service-induced changes of the properties of copper-containing ferritic pressure-vessel and piping steels*. Cologne: GRS Reactor Safety Research –Project No 150 1087.
- YOU, L.-J., & HU, L.-J. (2016). Influence of Cu precipitation on tensile properties of Fe–Cu–Ni ternary alloy at different temperatures by

molecular dynamics simulation. *Computational Materials Science*, 236-244.

ZHAO, S.-J. (2012). The effect of size of Cu precipitation on the mechanical properties of microalloyed steel. *Materials Science & Engineering A*, 140-146.