



COMPORTAMENTO MECÂNICO DE TUBOS CLADEADOS: AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAMENTO NUMÉRICO

Rodrigo Corrêa Barreto

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: João Marcos Alcoforado Rebello

Rio de Janeiro
Agosto de 2018

COMPORTAMENTO MECÂNICO DE TUBOS CLADEADOS: AVALIAÇÃO
EXPERIMENTAL E MODELAMENTO NUMÉRICO

Rodrigo Corrêa Barreto

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA
(COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D. Sc.

Profª. Adriana da Cunha Rocha, D. Sc.

Profª. Maria da Penha Cindra Fonseca, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

AGOSTO DE 2018

Barreto, Rodrigo Corrêa

Comportamento mecânico de tubos cladeados: avaliação experimental e modelamento numérico/ Rodrigo Corrêa Barreto. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2018.

XVI, 110 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João Marcos Alcoforado Rebello.

Dissertação (Mestrado) – UFRJ/COPPE/Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 108-110.

1. Comportamento Mecânico. 2. Tubos Cladeados. 3. Ensaio de Tração. 4. Modelamento numérico. I. Rebello, João Marcos Alcoforado. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

AGRADECIMENTOS

A Deus acima de tudo.

À minha esposa Natália, pela parceria e compreensão. Todas as escolhas que fazemos são em conjunto e não foi diferente ao longo desse projeto. Essa conquista é nossa.

À minha família que mesmo distante sempre acreditou na minha dedicação e me encorajou a perseverar em meus sonhos.

Ao Professor João Marcos, orientador impecável. Sempre disposto e com uma generosidade digna de admiração. Preciso em todas as colocações e imprescindível para a conclusão desse trabalho.

À Annelise Zeemann, minha maior referência na profissão. Incentivadora nos momentos difíceis e grande conselheira, sempre sábia e sutil. Minha admiração pela sua trajetória profissional é parte do combustível que me move a construir a minha.

Ao Guilherme Donato, um verdadeiro amigo. Altruísta de rara semelhança me inseriu na arte das simulações numéricas, sempre disposto e paciente a ensinar um iniciante nesta área da ciência.

A Tecmetal e todos os seus colaboradores, em especial o Guilherme Z., Henrique, Paulo, José, André, Leandro e Guilherme. Empresa que admiro pela história, abriu as portas para que eu pudesse realizar essa pesquisa, sempre com disposição para debater os resultados e auxiliar nas conclusões.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M. Sc.)

COMPORTAMENTO MECÂNICO DE TUBOS CLADEADOS: AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAMENTO NUMÉRICO

Rodrigo Corrêa Barreto

Agosto/2018

Orientador: João Marcos Alcoforado Rebello

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este trabalho apresenta resultados extraídos a partir de ensaios de tração nos quais o conjunto bimetálico, com metal base em aço carbono classe API 5L X-70 metalurgicamente cladeado com Inconel 625, rompe a uma carga inferior à necessária para romper ambos os materiais quando isolados. O critério de projeto de tubos cladeados definido pelas principais normas internacionais utilizadas na indústria de óleo e gás determina que se considerem apenas as propriedades mecânicas do metal base para fins de projeto, desprezando-se os efeitos do revestimento. O presente trabalho estuda os mecanismos que provocam a ruptura antecipada do revestimento de modo a ampliar a base de dados para que as normas reavaliem os critérios de projeto atualmente adotados. Os fenômenos físicos foram avaliados através de ensaios de tração e dureza e um modelo numérico implementado em software de elementos finitos é proposto de modo a reproduzir a curva gerada através do ensaio de tração. As diferentes taxas de encruamento entre o aço carbono classe API 5L X-70 e o Inconel 625, os diferentes momentos em que iniciam o processo de deformação plástica e o estado triaxial de tensões são os fatores que levam o revestimento a romper a uma carga inferior à do metal base. O modelo numérico proposto para o bimetálico indica que os efeitos do revestimento são desprezíveis até o nível de 2% de deformação, utilizado como limite operacional na indústria de óleo e gás.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M. Sc.)

MECHANICAL BEHAVIOR OF CLAD PIPES: EXPERIMENTAL ASSESSMENT
AND NUMERICAL MODELLING.

Rodrigo Corrêa Barreto

August/2018

Advisor: João Marcos Alcoforado Rebello

Department: Materials and Metallurgical Engineering

This work presents results obtained from tensile testing where one bimetallic, with base metal in carbon steel grade API 5L X-70 metallurgically clad with Inconel 625, breaks in a load below the loads needed to break both materials if isolated. The design criteria adopted for clad pipes is based on established international standards through the oil and gas industry, which specify that just mechanical strength from base metal is considered for design purposes, disregarding the effects of the clad coating. The present work studies the mechanisms that lead the early rupture of the clad coating to extend data base for the international standards to re-evaluate the design criteria currently adopted. Physical phenomena were evaluated through tensile and hardness testing and a numeric model implemented through finite elements software is proposed as a way to reproduce the curve obtained through tensile testing. The different hardening rates between the carbon steel grade API 5L X-70 and the Inconel 625, the different instants in which the plastic deformation of each is initiated and the triaxial stress state are factors that lead the clad coating to break in a load below the base metal. The numeric model proposed to the bimetallic indicates that the effects of the clad coating are negligible up to 2% deformation, used as operational limit through the oil and gas industry.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1	<i>TUBOS CLADEADOS (BIMETÁLICOS).....</i>	4
2.1.1	Aplicações Submarinas na Indústria de Óleo & Gás.....	4
2.1.2	Seleção de Materiais Cladeados	6
2.1.3	Tubos Cladeados e Processos de Fabricação.....	9
2.1.4	Características Metalúrgicas.....	15
2.1.5	Propriedades Mecânicas	21
2.2	<i>REQUISITOS NORMATIVOS.....</i>	27
2.2.1	DNV OS F101	27
2.2.2	API 5L e API 5LD.....	35
2.3	<i>MODELAMENTO NUMÉRICO.....</i>	38
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1.1	Caracterização dos Materiais.....	43
3.1.2	Ensaio Mecânicos	49
3.1.3	Simulações e Modelamento Numérico.....	54
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
4.1	<i>CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS.....</i>	58
4.1.1	Composição Química	58

4.1.2	Dureza Superficial	58
4.1.3	Dureza Vickers HV10	61
4.1.4	Análises Microestruturais	62
4.1.5	Ultrassom.....	68
4.2	<i>ANÁLISES EXPERIMENTAIS</i>	69
4.2.1	Ensaio de Tração	69
4.2.2	Dureza Vickers HV1	83
4.3	<i>SIMULAÇÕES E MODELAMENTO NUMÉRICO</i>	89
4.3.1	Simulação Analítica.....	89
4.3.2	Modelamento Numérico	90
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	102
6	CONCLUSÕES	105
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	107
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	108

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: SCRs utilizados em aplicações submarinas (adaptado de INDUSTRY-RESEARCH, 2018).....	5
Figura 2: Resistência à corrosão do Inconel 625 para diferentes temperaturas em ambientes com diferentes teores de H ₂ S/CO ₂ e ausência de enxofre elementar, sem ocorrência de SSC e SCC (CRAIG et al., 2011).	7
Figura 3: Potenciais reduções de custo para chapas cladeadas comparadas a CRAs sólidos (CELANT <i>et al.</i> , 2000).	8
Figura 4: Tipos de tubos cladeados separados por processo de fabricação.....	9
Figura 5: Tubos cladeados mecanicamente por expansão (BUTTING, 2017).....	11
Figura 6: Equipamento móvel para fabricação de tubos cladeados mecanicamente por explosão (CELANT <i>et al.</i> , 2000).	12
Figura 7: Processo de soldagem longitudinal em tubo cladeado com costura (a) e superfície interna do tubo (b) (BUTTING, 2017).	14
Figura 8: Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas do Inconel 625 (SUAVE <i>et al.</i> , 2014).	17
Figura 9: Precipitação das partículas intermetálicas δ e γ'' e composição química do material da pesquisa (SUAVE <i>et al.</i> , 2014).	18
Figura 10: Efeito da precipitação de γ'' em LE e LR (a) e na ductilidade (b) (SUAVE <i>et al.</i> , 2014).....	18
Figura 11: Estruturas formadas a partir de resfriamento lento (a) e resfriamento rápido (b) (LÓPEZ <i>et al.</i> , 1992).	20
Figura 12: Micrografias em MEV de amostras sujeitas a prensagem uniaxial 1050°C (a) e prensagem isostática 1250°C (c) (LÓPEZ <i>et al.</i> , 1992).	20
Figura 13: Variação da dureza em ambos os materiais, na região da interface de ligação: prensagem uniaxial 1050°C (a) e prensagem isostática 1250°C (b) (LÓPEZ <i>et al.</i> , 1992).....	21
Figura 14: Referência de LE para o cálculo da deformação plástica (DNV OS F101, 2013).....	22

Figura 15: Curvas de tensão x deformação representativas do metal base API X-65 e do revestimento em AISI 316L (HILBERINK, 2011).	24
Figura 16: Definição de incompatibilidade para solda com resistência superior ao metal base (adaptado de DNV-JIP LINED AND CLAD PIPELINES, 2013).	25
Figura 17: Curvas de tração verdadeira e real (SOUZA, 1977).	26
Figura 18: Locais de retirada de amostras para tubos sem costura (a) e com costura (b) (adaptada de API 5L, 2012).	33
Figura 19: Regiões para medida de dureza em materiais cladeados (adaptado da norma DNV OS F101, 2013).	34
Figura 20: Esquema do modelo meio-simétrico para tubo mecanicamente cladeado com metal de base em aço carbono API X-65 e revestimento em Inconel 625 (SRISKANDARAJAH, 2014).	39
Figura 21: Lacuna (<i>gap</i>) residual radial entre o revestimento em Inconel 625 e o aço carbono durante bobinamento (a) e durante operação (b) (SRISKANDARAJAH, 2014).	40
Figura 22: Capacidade de dobramento do tubo mecanicamente cladeado com e sem o revestimento, para a condição de instalação em 1.00 m e 2.000 m (SRISKANDARAJAH, 2014).	40
Figura 23: Material objeto da pesquisa	41
Figura 24: Equipamento portátil durômetro Leeb.	44
Figura 25: Marcação do tubo para medidas de dureza superficial.	45
Figura 26: Registro de medidas de dureza superficial.	45
Figura 27: Durômetro Vickers.	46
Figura 28: Representação da retirada de amostra para dureza de bancada Vickers HV10.	46
Figura 29: Procedimento para medidas de dureza de bancada (adaptado de API 5LD, 2015).	47
Figura 30: Representação da retirada das amostras para análise microestrutural.	48
Figura 31: Medidor de espessura (a) e equipamento de ultrassom (b) utilizados.	49

Figura 32: Amostra preparada para ensaio de tração com extensômetro instalado.....	50
Figura 33: Tipos de corpos de prova utilizados nos ensaios de tração.....	51
Figura 34: Dimensionais do corpo de prova retangular, espessura completa, conforme ASTM A370 (2017).	52
Figura 35: Esquema de retirada de amostras para medida de dureza Vickers HV1.....	54
Figura 36: Dureza Superficial média ao longo do comprimento do tubo, para cada ponto da seção transversal.	60
Figura 37: Dureza Superficial ponto a ponto ao longo do comprimento do tubo.	60
Figura 38: Medidas de Dureza Vickers HV10 – Amostra da seção transversal.	61
Figura 39: Medidas de Dureza HV10 verificadas em cada região – Amostra da seção transversal.....	62
Figura 40: MO Amostra 1A – Metal de Base (MB) e Revestimento (REV) – 50X – Ataque Nital 2%.	63
Figura 41: MO Amostra 1A – Metal de Base (MB) – 500X – Ataque Nital 2%.....	64
Figura 42: MO Amostra 1A – Metal de base / cordão de solda – 50X – Ataque Nital 2%.....	64
Figura 43: MO Amostra 4D – interface lado metal de base (MB), lado revestimento (REV) – 50X – Ataque ácido crômico.	65
Figura 44: MO Amostra 4D – Zona de difusão (interface) – 50X – Ataque ácido crômico.....	65
Figura 45: MEV Amostra 1A – interface – 500X (a), 2000X (b) – Ataque Nital 2%. ...	66
Figura 46: MEV Amostra 4D – interface – 500X (a), 1000X (b) – Ataque ácido crômico.....	67
Figura 47: MEV Amostra 5E – interface – 2000X (a), 5000X (b) – Sem ataque.	67
Figura 48: Curva σ x ϵ para o corpo de prova A1 (bimetálico com solda).	70
Figura 49: Curva σ x ϵ para o corpo de prova A2 (bimetálico sem solda).....	70
Figura 50: Curva σ x ϵ para o corpo de prova A3 (metal base isolado).....	71
Figura 51: Curva σ x ϵ para o corpo de prova A4 (revestimento isolado).	71

Figura 52: Curvas tensão-deformação convencionais comparativas para os ensaios de tração	72
Figura 53: Estricção do metal de base isolado (A3) durante ensaio de tração.	73
Figura 54: Alongamento do revestimento isolado (A4) durante ensaio de tração.	73
Figura 55: Momento do ensaio de tração em máxima carga com a ruptura do revestimento (CP bimetálico com solda, A1).....	75
Figura 56: Momento do ensaio de tração em máxima carga com a ruptura do metal base (CP bimetálico sem solda, A2).....	75
Figura 57: Representação dos estados biaxial de tensões (a) e triaxial de tensões (b)...	75
Figura 60: Curva tensão x deformação ressaltando o cruzamento das curvas do bimetálico (A1) e do revestimento (A4) sobre a curva do metal base (A3) antes do limite de escoamento a 0,5%.....	77
Figura 59: Valores pontuais de tensão extraídos para determinados patamares de deslocamento (deformação).....	78
Figura 60: Curvas de tensão até a deformação de 2%.....	79
Figura 61: Ensaio de tração no CP A1 em diferentes momentos, do início até a ruptura do revestimento anterior ao metal base.	80
Figura 62: Curvas tensão-deformação verdadeiras comparativas para os ensaios de tração.	81
Figura 63: Curvas tensão-deformação para os ensaios de tração interrompidos em diferentes níveis de deformação	82
Figura 64: Valores de tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima (LM), obtidos para cada nível de deformação estabelecido nos ensaios de tração interrompidos.	83
Figura 65: Esquema representativo dos pontos de medida de dureza HV1 retirados após os ensaios de tração interrompidos, em amostras nas seções transversal e longitudinal.....	84
Figura 66: Dureza HV1 média das amostras de seção transversal dos CPs após ensaio de tração para cada grau de deformação, nos pontos 1 – superfície revestimento; 2 –	

interface revestimento; 3 – interface metal base; 4 – centro metal base; 5 – superfície metal base (esquema da Figura 65).	87
Figura 67: Dureza HV1 média das amostras de seção longitudinal dos CPs após ensaio de tração para cada grau de deformação, nos pontos 1 – superfície revestimento; 2 – interface revestimento; 3 – interface metal base; 4 – centro metal base; 5 – superfície metal base (esquema da Figura 65).	87
Figura 68: Curva Analítica MPC para o aço (A5MB).....	89
Figura 69: Curva Analítica MPC para o revestimento (A5REV).....	90
Figura 70: Malha com elementos quadráticos, definida para modelamento numérico por elementos finitos para amostra A1.	91
Figura 71: Variáveis de pré-processamento do modelo numérico.	91
Figura 72: Representação esquemática dos comportamentos linear elástico e elasto-plástico, definidos respectivamente para as extremidades e região de interesse do corpo de prova.	92
Figura 73: Curvas de tração e numérica para comprimento não linear de 5mm.	92
Figura 74: Curvas de tração e numérica para comprimento não linear de 50mm.	92
Figura 75: Deformação do CP A1 após 104 etapas de deslocamento.	93
Figura 76: Curvas de tração e numéricas para diferentes nós – MB (extremidade metal base); MID (meio da espessura); REV (extremidade revestimento), CP A1.	94
Figura 77: Curvas de tração e numérica para LNL de 20mm, CP A1.....	95
Figura 78: Distribuição de tensões equivalentes de Von Mises, CP A1.	96
Figura 79: Deformação mecânica total equivalente (Von Mises), CP A1.	97
Figura 80: Tensão x Deformação (2%).	98
Figura 81: Curvas de tração e numérica, CP A2.	99
Figura 82: Curvas de tração e numérica – CP A3 (MB isolado).....	99
Figura 83: Curvas de tração e numérica – CP A4 (Revestimento isolado).	100
Figura 84: Fator de Triaxialidade de Davis.	101

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Exemplos de CRA utilizados como ligas para <i>cladding</i> (CELANT <i>et al.</i> , 2000).....	6
Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço carbono classe API 5L X-70 (API 5L, 2012, DNV OS F101, 2013).....	23
Tabela 3: Requisitos para fratura instável (DNV OS F101, 2013).....	29
Tabela 4: Composição química típica de tubos classe API 5L X70 (API 5L, 2012).	43
Tabela 5: Composição química típica do Inconel 625 (API 5LD, 2015).....	43
Tabela 6: Valores de m_2 e ϵ_p para aços e ligas de níquel; “R” corresponde à razão entre o limite de escoamento (LE) e o limite de resistência (LR) (API 579/ASME FFS-1, 2016).....	56
Tabela 7: Composição química do metal base aço carbono API 5L X70 (API 5L, 2012).	58
Tabela 8: Composição química do revestimento Inconel 625 (API 5LD, 2015).	58
Tabela 9: Valores de dureza superficial medidos com durômetro Leeb.	59
Tabela 10: Medidas de Dureza Vickers HV10, seção transversal.....	61
Tabela 11: Medidas de espessura registradas ao longo da amostra do tubo cladeado. ..	68
Tabela 12: Resultados dos ensaios de tração.....	72
Tabela 13: Valores de tensão referentes aos deslocamentos aplicados durante os ensaios de tração.....	77
Tabela 14: Características de forças ponderadas por camada, para deformação de 2%. 79	
Tabela 15: Valores de LE, LR e Deformações reais e verdadeiras.	81
Tabela 16: Valores de tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima (LM), obtidos para cada nível de deformação estabelecido nos ensaios de tração interrompidos. 83	
Tabela 17: Medidas de dureza HV1 ponto a ponto, retiradas da seção transversal dos CPs interrompidos em cada grau de deformação e comparados com valores de CP sem deformação e com deformação na ruptura (legenda associada à Figura 65). ..	85

Tabela 18: Medidas de dureza HV1 ponto a ponto, retiradas da seção longitudinal dos CPs interrompidos em cada grau de deformação e comparados com valores de CP sem deformação e com deformação na ruptura (legenda associada à Figura 65). .. 85

Tabela 19: Valores de σ_e extraídos do modelo numérico para 2% de deformação. 97

ÍNDICE DE SIGLAS

CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Faces Centradas
CRA	<i>Corrosion Resistant Alloy</i> (Liga Resistente à Corrosão)
CST	Corrosão Sob Tensão (<i>Stress Corrosion Cracking</i>)
ECA	Engineering Critical Assessment
FFS	Fitness for Service
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> (MIG)
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i> (TIG)
HIC	<i>Hydrogen Induced Cracking</i> (Trincamento Induzido pelo Hidrogênio)
MEF	Método dos Elementos Finitos
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
MPC	<i>Materials Properties Council</i>
PSL	<i>Product Specification Level</i>
SCC	<i>Stress Corrosion Cracking</i> (Corrosão Sob Tensão)
SCR	<i>Steel Catenary Riser</i>
SMAW	<i>Submerged Metal Arc Welding</i> (Soldagem Arco Submerso)
SSC	<i>Sulphide Stress Cracking</i> (Corrosão Sob Tensão por Sulfetos)
TFP	<i>Tight Fit Pipes</i>

1 INTRODUÇÃO

A descoberta de recursos energéticos em ambientes cada vez mais severos, com aumentos constantes de temperatura, pressão e contaminantes, tem exigido desenvolvimentos por parte dos fornecedores de produtos e serviços para indústria de óleo e gás que viabilizem a exploração dessas fontes, cumprindo com o avanço tecnológico necessário e mantendo o equilíbrio financeiro.

Os rigorosos requisitos da indústria são tradicionalmente garantidos através da seleção de materiais adequada, e.g. aços ao carbono ou aços resistentes à corrosão, e a decisão é tomada com base nas propriedades físicas, custo e análise de vida útil (FRYER, 2007).

A disponibilidade de materiais com resistências à corrosão e mecânica apropriadas para aplicações que demandam a otimização de tais propriedades é um limitante, o qual pode ser superado através da união de camadas de ligas resistentes à corrosão a substratos com altas propriedades mecânicas (LÓPEZ *et al.*, 1992). A utilização de tubos cladeados, que aliam as características de resistência mecânica e custo dos aços ao carbono com a resistência à corrosão das ligas resistentes à corrosão (CRA, *corrosion resistant alloy*) tem crescido em aplicações submarinas.

O comportamento mecânico do aço carbono como também das ligas resistentes à corrosão, isolados, são amplamente conhecidos e estão em constante aperfeiçoamento. A associação desses materiais, contudo, levanta variáveis atualmente desprezadas, e que podem representar potenciais problemas às aplicações. A união de materiais com características e propriedades distintas, portanto, demanda estudos que avaliem mecânica e metalurgicamente os benefícios, mas também os prejuízos da interação entre os materiais, para que possam ser corretamente especificados em projeto e então atender às condições de serviço a que serão propostos.

Tubos cladeados são conhecidos por aliar as características de resistência mecânica, tenacidade e custo dos aços ao carbono, utilizados como metal base na camada externa como forma de garantir os requisitos de resistência estrutural, com a resistência à corrosão dos materiais de alta liga, utilizados como revestimento na camada interna, região de contato com os fluidos corrosivos. A diferença na natureza dos materiais resulta em diferentes características, que conseqüentemente devem

culminar em requisitos específicos e naturalmente distintos.

As especificações de referência utilizadas na indústria de óleo e gás (API 5LD, 2015, ASME VIII, 2015, DNV OS F101, 2013) não estabelecem requisitos distintos para os materiais, e sugerem que possíveis efeitos no aumento da resistência devidos ao revestimento em um tubo de aço não devem ser levados em consideração nas características de resistência, a menos que o efeito de aumento de resistência seja documentado (DNV OS F101, 2013). Ou seja, as normas orientam o usuário quanto a efeitos incrementais de resistência devidos ao revestimento, mas sequer consideram potenciais prejuízos que o revestimento pode trazer à estrutura do metal de base. Pesquisas recentes (HILBERINK, 2011, PERMANA, 2013, SRISKANDARAJAH, 2014) endossam tal requisito ao apontarem para um efeito de potencialização da resistência mecânica de conjuntos bimetálicos em função da contribuição do revestimento, uma vez que apesar de a maioria dos materiais CRA apresentarem tensão de escoamento inferior, a tensão de ruptura é significativamente superior quando comparados aos aços C-Mn (PERMANA, 2013).

SRISKANDARAJAH (2014) mostrou os benefícios do revestimento em termos da capacidade de dobramento da camada CRA em tubos mecanicamente cladeados (*lined*) em condições de instalação e operação através das tensões nominais calculadas para variações dos níveis de deformação representativos das curvaturas do material durante utilização. Os resultados de dois modelos, com e sem revestimento, foram comparados e concluiu-se que a capacidade de carregamento no tubo com revestimento é muito superior à do tubo sem revestimento quando em operação, com máxima pressão interna. O trabalho sugere, portanto a inclusão do revestimento para cálculo de resistência em tubos mecanicamente cladeados, em condições de projeto com pressão interna, uma vez que sob tais condições a máxima aderência entre as camadas é atingida. O trabalho recomenda também que os efeitos de aumento de resistência de maneira geral devidos ao revestimento no metal de base sejam estudados caso a caso.

CARVALHO (2012) avaliou o comportamento de um tubo de aço carbono API X-65 mecanicamente cladeado com Inconel 625 através de resultados experimentais e concluiu que a tensão limite de resistência do bimetálico é governada pela propriedade do aço de menor resistência, no caso o metal de base. O mesmo trabalho mostrou,

entretanto, que a adição do revestimento diminui a tensão de escoamento do conjunto bimetálico. Desta forma, o trabalho propõe que a tensão de escoamento a ser considerada no dimensionamento de um tubo bimetálico deve ser menor que a tensão de escoamento do metal base.

Tais discrepâncias de resultados deixam clara a necessidade de aprimoramento da compreensão dos fenômenos físicos envolvidos na deformação de materiais cladeados. Além dos efeitos metalúrgicos inerentes da combinação de materiais e seus processos de fabricação (e.g. conformação, tratamento térmico), características mecânicas (e.g. distribuição de cargas, triaxialidade) também podem contribuir para a variação de propriedades mecânicas e, portanto precisam ser estudados.

Para compreender tais características, este trabalho apresenta resultados extraídos a partir de ensaios de tração nos quais o conjunto bimetálico com metal base em aço carbono classe API 5L X-70 metalurgicamente cladeado com liga de Inconel 625 rompe a uma carga inferior à necessária para romper ambos os materiais quando isolados. Ensaios de tração até a ruptura e interrompidos, com medidas de dureza como forma de leitura indireta do grau de encruamento e caracterização por metalografia e ultrassom dos materiais. Além disso, um modelo numérico é desenvolvido e implementado em software de elementos finitos de modo a reproduzir a curva gerada através do ensaio de tração.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TUBOS CLADEADOS (BIMETÁLICOS)

Tubos cladeados são conhecidos por aliar características de resistência mecânica, tenacidade e custo dos aços ao carbono com a resistência à corrosão dos materiais de alta liga, como as ligas resistentes à corrosão (CRA, *corrosion resistant alloy*).

Tubos fabricados a partir de materiais cladeados satisfazem requisitos de durabilidade, resistência à corrosão e economicidade. A sua utilização é recomendada em todas as áreas onde predominem tensões dinâmicas, altas pressões e elevada corrosividade dos meios transportados (BUTTING, 2017)

A variedade de produtos cladeados disponíveis permitiria que um projeto fosse completamente desenvolvido em aço cladeado, pelos métodos apropriados, desde o reservatório às linhas de exportação, passando pelas tubulações de produção, equipamentos de cabeça de poço, válvulas, linhas de transporte, tubulações da embarcação e trocadores de calor (SMITH, 2012).

2.1.1 Aplicações Submarinas na Indústria de Óleo & Gás

Produtos cladeados têm sido amplamente utilizados na indústria de óleo e gás como forma de combater condições de corrosão. As principais aplicações incluem tubos cladeados, instalações de navios, trocadores de calor, equipamentos de cabeça de poço e outras válvulas (CELANT *et al.*, 2000).

Apesar de o uso de aço carbono ainda cobrir boa parte das aplicações submarinas, determinados casos, onde a taxa de corrosão prevista é muito alta ou a vida útil do projeto muito longa demandam a utilização de ligas CRA ou aços cladeados.

Existem aplicações bem sucedidas ao redor do mundo e uma ampla experiência vem sendo adquirida com a soldagem de aços cladeados (SMITH, 2012). A escolha por um produto sólido CRA ou aço cladeado é uma questão direcionada principalmente por

fatores econômicos, mas os aços cladeados tendem a oferecer vantagens específicas. Um exemplo são os projetos *offshore*, nos quais a utilização de produtos mais leves representa vantagens para as instalações. A utilização de metais de base com resistências mecânicas superiores aos sólidos CRA permite redução da espessura de parede de equipamentos e tubulações, e conseqüentemente do peso desses itens resultando em benefícios econômicos (CELANT *et al.*, 2000).

Com o intuito de garantir a demanda global de energia, tem crescido a exploração de óleo e gás em campos que produzem altos níveis de água, H₂S e CO₂, em combinação com altas pressões e altas temperaturas. Com isso, há uma ênfase crescente para o desenvolvimento de soluções resistentes à corrosão para transportes desses produtos de maneira técnica confiável no longo prazo, garantindo a preservação do meio ambiente a um custo benefício atraente (BERG *et al.*, 2009).

Os tubos cladeados, por exemplo, são usados na montagem de SCRs (*Steel Catenary Risers*), desenvolvidos especialmente para águas profundas, expostos a carregamentos dinâmicos e altas temperaturas. Estes tubos devem ser resistentes à fadiga, possuir excelentes propriedades mecânicas e elevado grau de resistência à corrosão (BUTTING, 2017).



Figura 1: SCRs utilizados em aplicações submarinas (adaptado de INDUSTRY-RESEARCH, 2018).

2.1.2 Seleção de Materiais Cladeados

A seleção de materiais desempenha um papel relevante no desenvolvimento de qualquer projeto, por possibilitar reduções de custo e tempo consideráveis. Para muitas das aplicações com materiais metálicos é comum considerar inicialmente a utilização de aços carbono ou aços baixa liga (com total de elementos de liga tipicamente entre 1% e 2%), por serem aços baratos, com ampla faixa de propriedades mecânicas atingíveis e facilmente encontrados, provenientes de diversas fontes em diversas formas (CELANT *et al.*, 2000).

Ambientes agressivos, com condições de corrosão específicas, entretanto, podem demandar a utilização de materiais de alta liga para aumento da confiabilidade e da vida útil do projeto. Dentre esses podem ser citados diversos graus de CRA (Tabela 1): aços inoxidáveis, ligas de níquel, ligas de cobre ou de titânio, os quais são selecionados de acordo com o ambiente e tipo de serviço aos quais serão expostos (CELANT *et al.*, 2000), i.e. temperatura, concentrações de H₂S e CO₂, etc.

Tabela 1: Exemplos de CRA utilizados como ligas para *cladding* (CELANT *et al.*, 2000).

Liga	UNS	C max	S max	Mn max	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Ti
410S	S41008	0.08	1.00	1.00	12.0 14.0					
304L	S30400	0.030	1.00	2.00	18.0 20.0	10.0 12.5	-			
316L	S31603	0.030	1.00	2.00	16.5 18.5	11.0 14.0	2.0 2.5			
321	S32100	0.08	1.00	2.00	17.0 19.0	9.0 12.0				5x%C 0.70
317L	S31700	0.030	1.00	2.00	17.5 19.5	14.0 17.0	3.0 4.0			
22Cr	S31803	0.030	-	2.00	21.0 23.0	4.50 6.50	2.50 4.50			
904L	N08904	0.020	0.70	2.00	19.0 21.0	24.0 26.0	4.0 5.0	1.0 2.0		
926	N08926	0.020	1.00	2.00	19.0 21.0	24.0 26.0	6.0 7.0	0.5 1.5		
825	N08825	0.025	0.50	1.00	19.5 23.5	38.0 46.0	2.5 3.5	1.5 3.0	bal.	0.6 1.2
625*	N06625	0.025	0.50	0.50	2.0 23.0	61.0 65.0	8.0 10.0		< 3.0	< 0.4
400	N04400	0.150	0.50	1.25	-	> 63.0	-	28.0 34.0	1.0 2.5	

* 3,15 - 4,15 Nb

A seleção da liga resistente à corrosão para o transporte de óleo e gás corrosivos pode ser complexa e se não for conduzida adequadamente pode levar a erros de

aplicação e equívocos a respeito do desempenho da liga em um determinado ambiente (CRAIG, 2009).

O diagrama da Figura 2 mostra a resistência à corrosão do Inconel 625 para diferentes classes de temperatura, em ambientes com H₂S e CO₂. Não estão definidos aqui níveis de tensão e resistência – normalmente, se os requisitos da NACE MR0175/ISO 15156 (2015) são atendidos, resistência (e dureza) não representam problema do ponto de vista de corrosão localizada. Entretanto é válido ressaltar que o aumento da resistência de uma liga normalmente aumenta a susceptibilidade ao SSC (*sulphide stress cracking*) e ao SCC (*stress corrosion cracking*) (CRAIG, 2009).

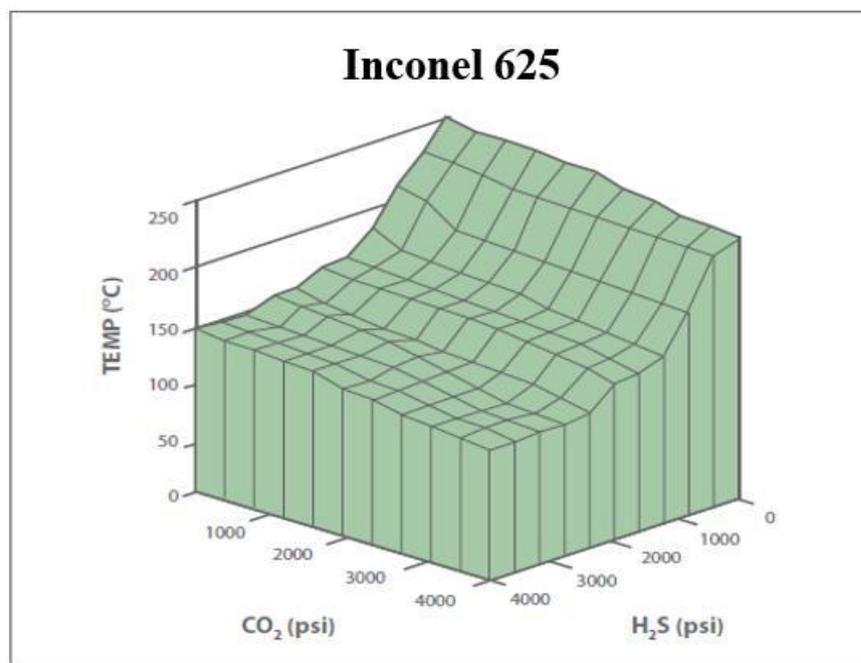


Figura 2: Resistência à corrosão do Inconel 625 para diferentes temperaturas em ambientes com diferentes teores de H₂S/CO₂ e ausência de enxofre elementar, sem ocorrência de SSC e SCC (CRAIG et al., 2011).

Essas opções representam diferenças significativas de custo, as quais podem ser analisadas caso a caso. Uma alternativa intermediária consiste na utilização do material CRA selecionado como revestimento. De acordo com CELANT *et al.* (2000) o termo para tecnologia de cladeamento (*cladding technology*) é utilizado genericamente para se referir tanto a opções de cladeamento metalúrgico (*cladding*) quanto a opções de cladeamento mecânico (*lining*).

A economia gerada com a utilização de aços cladeados ao invés de um material sólido CRA é particularmente válida quando a espessura total aumenta ou quando a liga utilizada no revestimento é muito complexa e, portanto onerosa. Uma indicação das economias possíveis ao se comparar chapas cladeadas e sólidas em CRA é mostrada na Figura 3 (CELANT *et al.*, 2000).

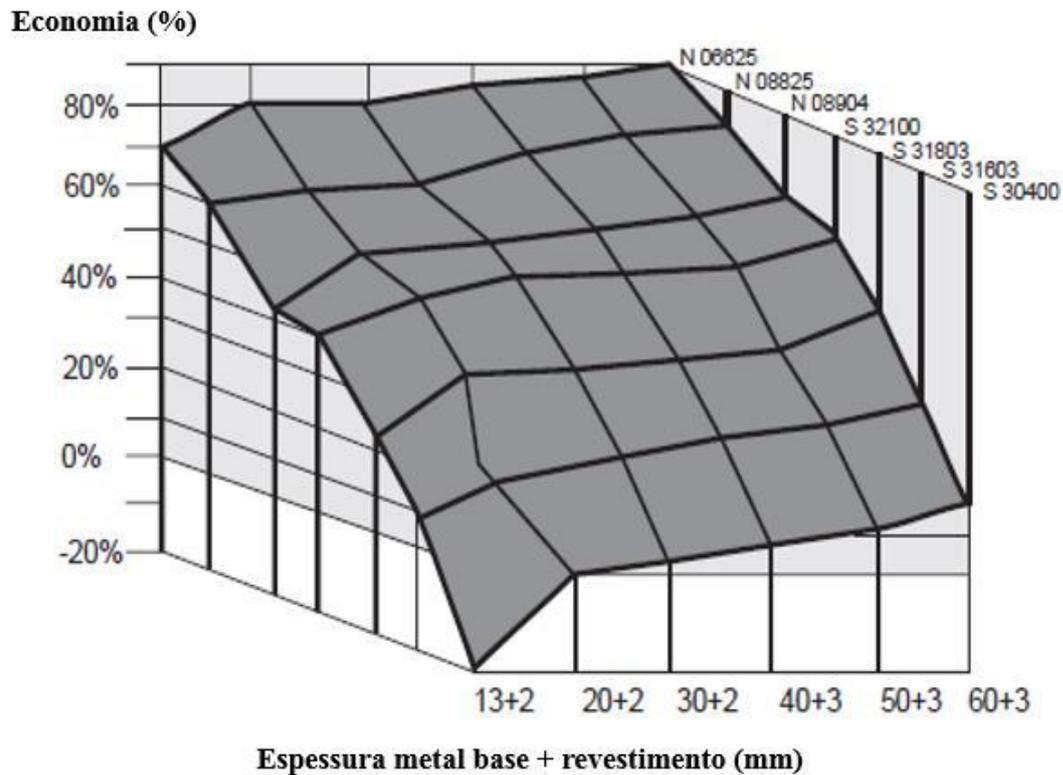


Figura 3: Potenciais reduções de custo para chapas cladeadas comparadas a CRAs sólidos (CELANT *et al.*, 2000).

A opção por materiais cladeados exige do projetista, além da análise das características fundamentais desempenhadas por cada um dos materiais individualmente, o conhecimento da interação entre esses materiais, desde a rota de fabricação até os efeitos que podem ter em operação, quando combinados.

Uma preocupação comum é com o risco do descolamento entre o revestimento e o metal de base (CELANT *et al.*, 2000). A resistência ao descolamento é particularmente alta onde a composição química do metal de base é cuidadosamente controlada e não há regiões endurecidas na interface (SMITH, 2012).

2.1.3 Tubos Cladeados e Processos de Fabricação

Tubos cladeados podem ser divididos em mecanicamente cladeados (*lined pipes*) e metalurgicamente cladeados (*clad pipes*), e podem ser feitos de diversas formas, sendo que a escolha de cada método é determinada principalmente pelas dimensões do produto (SMITH, 2012), além do custo e eficácia de processo. Dentre os principais processos de fabricação de tubos mecanicamente cladeados estão os expandidos (hidráulicos ou termo hidráulicos) e os explodidos. Já para a fabricação de tubos metalurgicamente cladeados, quatro processos principais podem ser listados: com costura, sem costura, fundidos por centrifugação e explodidos (CELANT *et al.*, 2000).

Além desses, os tubos podem ser cladeados pelo processo de sobreposição (*overlay*), o qual oferece maior versatilidade, permitindo ao fabricante soldar diferentes espessuras de metal de base, e modificar a liga do revestimento pela modificação do consumível de solda. De acordo com CELANT *et al.* (2000) o processo de sobreposição é apropriado para aplicações de pequeno volume ou em componentes com variações de espessuras, para os quais não seria economicamente viável para uma usina de laminação ou extrusão. Este trabalho dará enfoque a tubos metalurgicamente cladeados.

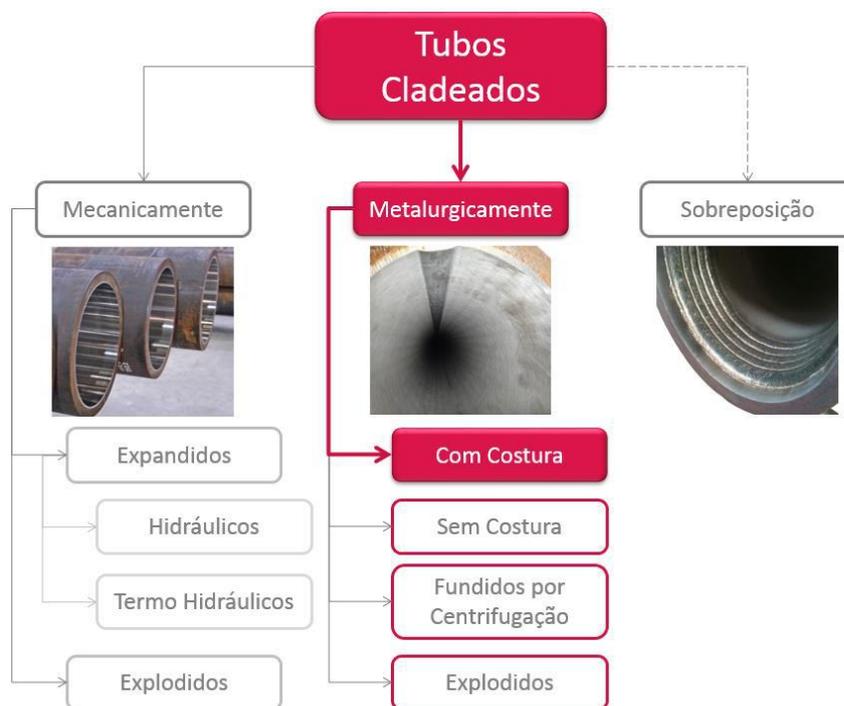


Figura 4: Tipos de tubos cladeados separados por processo de fabricação.

Os tubos cladeados com costura são fabricados, dentre outros, a partir de chapas colaminadas, técnica bem estabelecida para a fabricação de tubulares (LÓPEZ *et al.*, 1992), as quais serão calandradas e soldadas longitudinalmente. Processos de tratamento térmico podem ser executados antes ou após a soldagem, de acordo com a aplicação desejada (BUTTING, 2017).

Tubos com costura têm sido fabricados a partir de 4” (100mm), mas normalmente estão disponíveis em dimensões entre 8” e 40” de diâmetro externo. A espessura de parede (metal base + revestimento) vai de 6mm a 32mm. O comprimento de uma junta varia de 8,0m a 12,8m a depender do fornecedor, mas juntas duplas são usualmente fornecidas (SMITH, 2012).

2.1.3.1 Tubos Cladeados Mecanicamente (*Lined Pipes*)

Os tubos cladeados mecanicamente são definidos na norma DNV OS F101 (2013) como tubos com revestimento interno (resistente à corrosão) onde a união entre o metal base e o material do revestimento é mecânica. CELANT *et al.* (2000) definem os tubos cladeados como aqueles que não apresentam ligação metalúrgica entre o liner e o metal base exceto em pequenas áreas nas terminações do tubo ou ao longo dele. HILBERINK (2011) os descreve como tubos com parede dupla nos quais o aço carbono oferece capacidade estrutural enquanto um revestimento resistente à corrosão é colocado dentro do tubo externo, separando o tubo externo do contato físico com o produto corrosivo que será transportado.

Para conseguir uma ligação mecânica entre o metal de base e a liga resistente à corrosão existem duas rotas principais de fabricação: expandido (*expanded lined*) por expansão hidráulica ou termo hidráulica, e explodido (*explosively lined*) (CELANT *et al.*, 2000). Segundo BERG *et al.* (2009), a principal diferença entre ambos consiste na magnitude das forças de ligação atingidas entre a camada CRA e o metal base.

Aplicações típicas incluem tubulações e dutos retos e seções dobradas a frio. Não são utilizados para tubulações de topo provavelmente por preocupações com cortes e soldagens de partes dos tubos ao longo do comprimento (12). Soldas circunferenciais,

nesses casos, requerem técnicas similares às utilizadas para o reparo de soldas em tubulações. Outra preocupação consiste no colapso da tubulação, pela permeação de hidrogênio que venha a se alojar na interface ou ainda pela diferença de expansão térmica entre os materiais, quando operando em altas temperaturas (12).



Figura 5: Tubos cladeados mecanicamente por expansão (BUTTING, 2017).

2.1.3.1.1 Tubos Cladeados Mecanicamente por Expansão

Para o processo de expansão, um tubo sem costura (revestimento) CRA é inserido em outro tubo sem costura de aço carbono, e segue-se um processo de expansão, hidráulico ou termo hidráulico. Inicialmente o tubo interno é expandido até aderir firmemente à superfície interna do aço externo. Então este novo tubo de duas camadas é posteriormente expandido. Quando a força de expansão é removida, ambos os tubos irão relaxar elasticamente devido ao efeito mola (“*spring-back*”) (BERG *et al.*, 2009).

Ainda de acordo com BERG *et al.*, (2009), a força de ligação é resultado das diferenças de tensão de escoamento do tubo externo e do liner após o descarregamento, i.e. após o processo de expansão. A máxima compressão na interface entre o revestimento CRA e o metal base é atingida quando o escoamento do CRA interno é cerca de 50% da tensão de escoamento do tubo de fora. As forças de ligação, e como isso afeta a integridade das tubulações durante instalação e serviço, têm sido exploradas em pesquisas.

No processo termo hidráulico, o revestimento CRA é inserido em um tubo de aço carbono de alta resistência mecânica e expandido em uma prensa hidráulica. O processo de expansão hidráulica apresenta a vantagem de uma distribuição de pressão uniforme, sem causar quaisquer danos às superfícies dos tubos. Em uma etapa posterior de fabricação, os tubos recebem uma solda de selagem em suas extremidades, impedindo a entrada de umidade (BUTTING, 2017).

2.1.3.1.2 Tubos Cladeados Mecanicamente por Explosão

A fabricação deste produto envolve a montagem do revestimento CRA no tubo externo e a evacuação do espaço anular entre ambos a fim de eliminar possíveis bolhas após a expansão. O conjunto é então preenchido com água e uma carga explosiva é liberada a partir do eixo central do tubo. A água transmite uma força de explosão e o revestimento CRA é expandido no tubo externo. A força de explosão é suficiente para causar deformação plástica do CRA enquanto o tubo externo deforma apenas elasticamente (CELANT *et al.*, 2000).



Figura 6: Equipamento móvel para fabricação de tubos cladeados mecanicamente por explosão (CELANT *et al.*, 2000).

2.1.3.2 Tubos Cladeados Metalurgicamente (*Clad Pipes*)

Os tubos cladeados metalurgicamente são definidos na norma DNV OS F101 (2013) como tubos com revestimento interno resistente à corrosão, onde a união entre metal base e material do revestimento é metalúrgica. Neste processo, a camada CRA é completamente aderida ao metal base por uma ligação metalúrgica, com uma parcela de difusão entre os dois materiais, na interface (CELANT *et al.*, 2000).

As matérias-primas para fabricação de tubos cladeados metalurgicamente são as chapas cladeadas. Estas chapas consistem de um material de base (aço) e um material de liga resistente à corrosão, os quais são firmemente interligados através de uma ponte de difusão (BUTTING, 2017). As chapas devem ser completamente examinadas com relação à presença de defeitos superficiais antes de transformá-las em tubo. As bordas das chapas são usinadas para soldagem e a chapa bimetálica é transformada em tubo por um processo de calandragem (SMITH, 2012). A solda longitudinal (costura) deve ser feita primeiramente pelo lado do aço carbono e finalizada pela camada de revestimento. Seria mais simples o inverso, entretanto o processo resultaria em microestruturas endurecidas e deletérias na parcela de solda de aço carbono, onde uma pequena quantidade de CRA poderia dissolver na poça de fusão. Já da outra maneira, soldando-se primeiramente a costura em aço carbono, uma pequena quantidade do aço carbono dissolvido aparecerá na poça de fusão do CRA, não levando à formação de microestruturas endurecidas (CELANT *et al.*, 2000).

De acordo com SMITH (2012) a parte do metal base, em aço carbono, normalmente é soldada por processo de arco submerso (SMAW, *shield metal arc weld*), conforme um dos diversos processos disponíveis para o aço. A parte cladeada do tubo deve ser soldada por dentro para garantir completa fusão da raiz e conferir um perfil regular, que minimize os efeitos de tensão residual. Além disso, uma camada contínua resistente à corrosão no mínimo na espessura do revestimento e também para conferir um perfil suave de transição. Os processos utilizados para isso podem ser arco submerso (SMAW) ou TIG/GTAW (*tungsten inert gas / gas-shielded tungsten arc welding*), sendo o último preferível para tubos com diâmetros de até 114,3 mm (4.1/2") (CELANT *et al.*, 2000).

O material do eletrodo na superfície do revestimento necessita ter resistência à corrosão, na condição pós-soldado, no mínimo igual ao da liga CRA utilizada no revestimento. Para revestimento de alta liga como Inconel 625, as opções são por utilizar duas camadas do filete de enchimento correspondente ou uma camada de uma liga de níquel superior, e.g. Hastelloy G30 ou C4 (CELANT *et al.*, 2000).

Uma vez finalizada a costura, a rota de fabricação pode seguir um processo termomecânico ou receber um tratamento térmico no final (DNV OS F101, 2013). No processo termomecânico convencional o tubo é estirado por compressão ou expansão antes de ser inspecionado, por ultrassom ou radiografia do cordão de solda, teste hidrostático e inspeção dimensional (SMITH, 2012). Já os processos de tratamento térmico podem ser executados antes ou após a soldagem, de acordo com a aplicação desejada (BUTTING, 2017). É comum que o metal base utilizado na fabricação já esteja na condição final de tratamento térmico e o tubo seja finalizado para entrega com o processo de soldagem longitudinal. Uma exceção a esta regra está na fabricação de tubos de parede grossa, nos quais, após a fabricação, os tubos são aquecidos por indução e posteriormente temperados (CELANT *et al.*, 2000).

Tubos cladeados metalurgicamente proporcionam menores espessuras de parede quando comparados a tubos de paredes sólidas em materiais austeníticos ou ligas de níquel. Suas vantagens são a redução significativa de peso e custo reduzido em material. São usados, por exemplo, em SCRs (*steel catenary risers*), dutos de transporte de fluidos ou tubos para curvas e terminações (BUTTING, 2017).



(a)

(b)

Figura 7: Processo de soldagem longitudinal em tubo cladeado com costura (a) e superfície interna do tubo (b) (BUTTING, 2017).

2.1.4 Características Metalúrgicas

O aço cladeado é um produto composto desenvolvido para a utilização efetiva e econômica de materiais com custo elevado. A camada de revestimento, a qual estará em contato com os fluidos corrosivos, é feita de liga resistente à corrosão, enquanto que como metal de base se utiliza aço ao carbono em virtude do seu menor valor, sendo este último responsável por conferir resistência e tenacidade requeridas para manutenção da integridade mecânica do componente (SMITH, 2012).

As características mecânicas e metalúrgicas desses dois materiais, isolados, são amplamente conhecidas. Entretanto, a associação desses materiais levanta variáveis atualmente desprezadas, e que podem representar potenciais problemas às aplicações.

2.1.4.1 Aço carbono de alta resistência API 5L X70

Os aços carbono de alta resistência são os materiais mais utilizados na construção de tubulações para a indústria de óleo e gás, por apresentarem melhor relação resistência-peso que os aços carbono convencionais. Esses aços apresentam teores de carbono variando entre 0,05% e 0,25% em peso e um percentual em peso máximo de Mn de 2,0%, garantindo assim boa conformabilidade e boa soldabilidade, sendo projetados para atingir resistências mecânicas mais específicas (DESSI, 2015).

Ainda de acordo com DESSI (2015) as altas resistências atingidas por esses aços frente aos convencionais são conferidas por microadições, menores que 0,10% em peso, de elementos como nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti), que permitem elevar sua resistência e tenacidade sem comprometer a soldabilidade, propriedade importante para alguns processos de fabricação e de união de tubos, devido ao efeito sinérgico desses elementos de microadições.

As classes de tubos são determinadas por uma designação alfanumérica que identifica o nível de resistência do tubo, e.g. X70 (API 5L). A depender do nível de especificação do produto (PSL, *product specification level*), diferentes rotas de fabricação são aceitas.

As rotas de fabricação como laminado e normalizado (a partir do processo termomecânico de conformação utilizado) são aceitas para tubos PSL 2 classe X-70 com costura finalizados por estiramento a frio e tratamento térmico de têmpera e revenido (API 5L).

2.1.4.2 Liga resistente à corrosão Inconel 625

Ligas resistentes à corrosão (CRA, *corrosion resistant alloys*) são essenciais para garantir resistência à corrosão por longos períodos em muitos dos componentes expostos a ambientes de produção da indústria de óleo e gás, onde se destacam os aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos e supermartensíticos, duplex (ferrítico-austeníticos) e as ligas de níquel.

De acordo com a norma NACE MR0175/ISO15156, CRA é uma liga resistente à corrosão generalizada e localizada, em ambientes considerados corrosivos aos aços ao carbono e compreendem as classes de aços inoxidáveis e as ligas de níquel. Suas propriedades terão variação conforme determinados parâmetros, e.g. temperatura, concentração de íons cloretos, pressão parcial de H₂S e CO₂, pH do ambiente e a presença ou não de enxofre (CRAIG *et al.*, 2011).

A liga de níquel 625 (UNS N06625), frequentemente chamada de Inconel 625, nome comercial dado pela International Nickel Co (INCO) (DESSI, 2015), é uma superliga de Ni-Cr-Mo com adição de Nb, o qual reage com o Mo para aumentar a rigidez da matriz da liga e promover um aumento da resistência, sem a necessidade de tratamento térmico, oferecendo resistência a altas temperaturas e corrosão em ambientes úmidos, além da resistência a pites e corrosão por frestas (ASM, 1990).

A microestrutura do Inconel 625 é tipicamente composta de diferentes fases, sendo seus principais constituintes (DESSI, 2015): fase gama (γ), fase γ' -Ni₃Al e carbetos, sendo que os carbetos são formados através da combinação do carbono com outros elementos de liga, e não com o níquel, sendo os principais MC, M₆C, M₇C₃ e M₂₃C₆. Os carbetos M₂₃C₆ desempenham papel fundamental na determinação das propriedades mecânicas das ligas de níquel. Longos tempos de exposição a temperaturas

na faixa de 760 a 980°C (1440 a 1800°F) levam à precipitação de carbeto intragranulares angulares assim como partículas na interface de maclas (ASM, 1990).

O tratamento térmico propicia meios para a formação de estruturas de carbeto e morfologias desejadas. A composição química da liga, sua rota de fabricação anterior e os ciclos de tratamento térmico influenciam na precipitação de carbeto e consequentemente no desempenho da liga. Toda nova liga deve ser cuidadosamente examinada para determinar sua resposta ao tratamento térmico ou a altas temperaturas (ASM, 1990).

SUAVE *et al.* (2014) estudaram o impacto das transformações microestruturais durante o tratamento térmico da liga de Inconel 625 em suas propriedades mecânicas. A Figura 8 mostra os resultados obtidos para amostras sem tratamento térmico e com diferentes tratamentos.

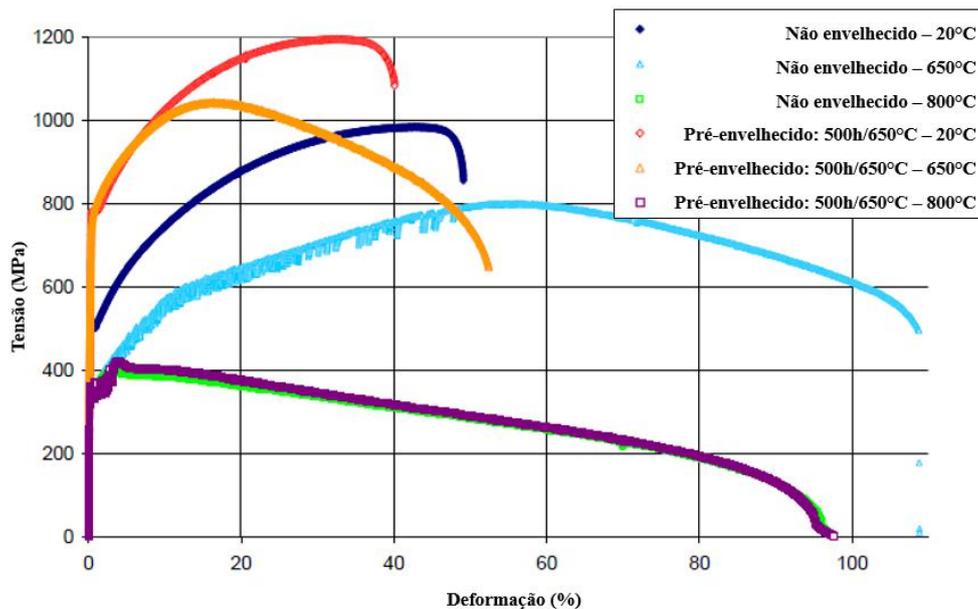


Figura 8: Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas do Inconel 625 (SUAVE *et al.*, 2014).

Verifica-se que a realização de tratamentos térmicos na faixa de temperatura de 550°C-800°C levam a um aumento das propriedades mecânicas à temperatura ambiente, justificada pelos autores como sendo resultado da precipitação de partículas intermetálicas (δ , Ni_3Nb ortogonal e γ'' , Ni_3Al tetragonal) (Figura 9), com um impacto

maior das partículas γ'' . A precipitação de γ'' leva a um aumento dos valores de limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) e reduz a ductilidade na faixa entre a temperatura ambiente e 750°C (Figura 10) (SUAVE *et al.*, 2014).

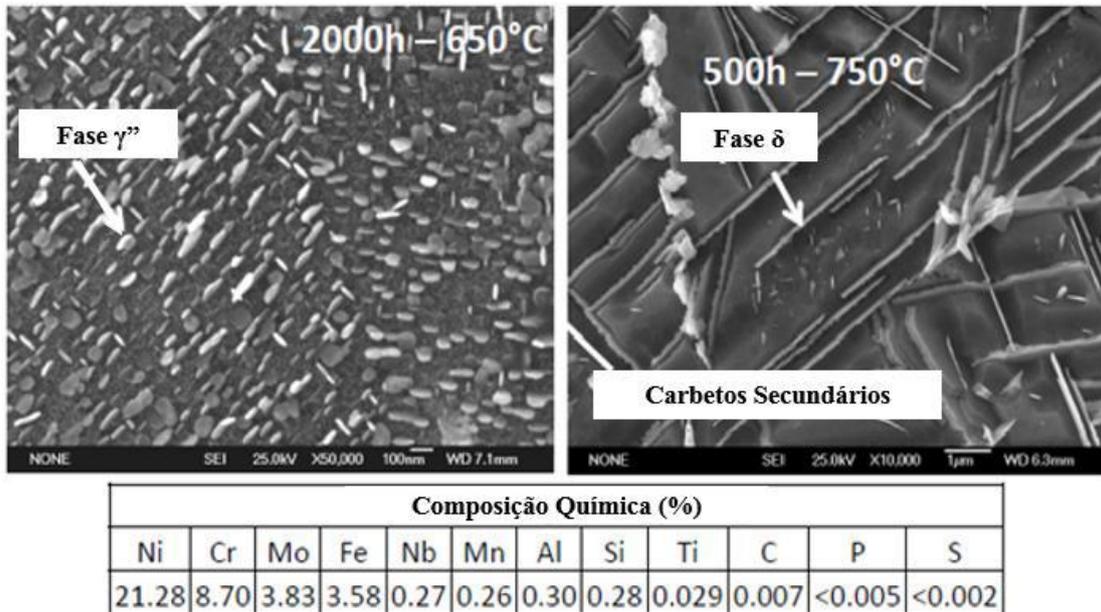


Figura 9: Precipitação das partículas intermetálicas δ e γ'' e composição química do material da pesquisa (SUAVE *et al.*, 2014).

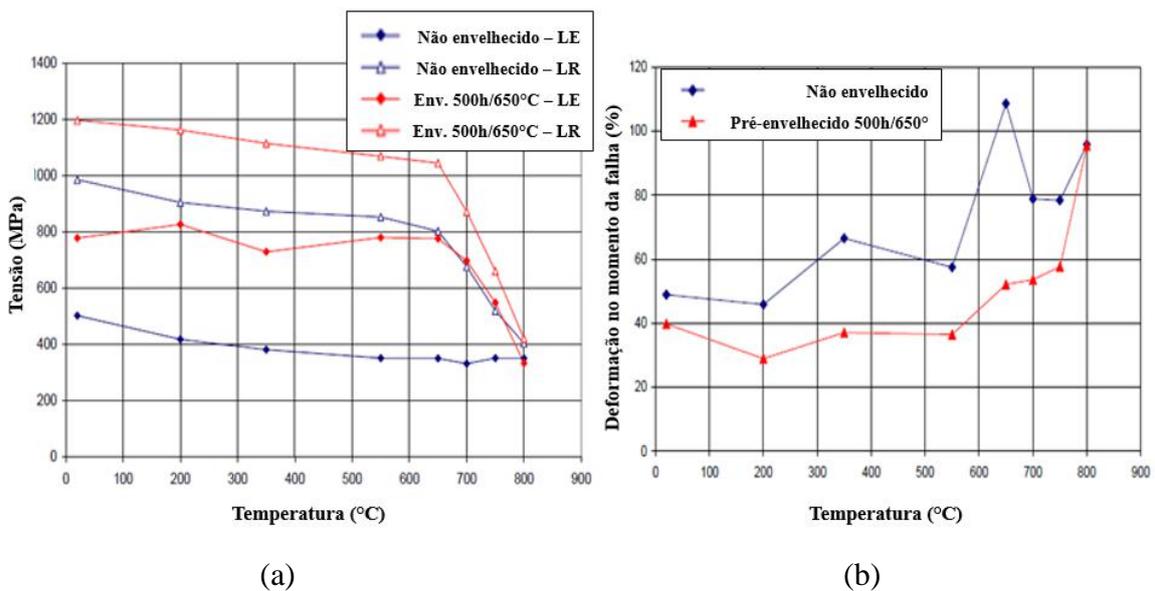


Figura 10: Efeito da precipitação de γ'' em LE e LR (a) e na ductilidade (b) (SUAVE *et al.*, 2014).

Tais informações relativas à influência de diferentes temperaturas de tratamento térmico ao Inconel 625 na formação de fases e precipitação de carbeto apresenta relevância à pesquisa em virtude de o material em questão ter um ciclo de tratamento térmico nas últimas etapas da rota de fabricação e a caracterização dos materiais estar incluída entre os objetivos do trabalho.

2.1.4.3 Bimetálico

O bimetálico resulta da união de dois materiais com características e propriedades diferentes, com o objetivo de combinar os aspectos mais relevantes de ambos em um produto com custo mais atrativo.

Um número elevado de combinações tem sido utilizado para atender diversos requisitos em indústrias de diferentes segmentos. Nas aplicações submarinas da indústria de óleo e gás, a combinação entre aço carbono e ligas de níquel para a formação de tubos cladeados, que aliam as características de resistência mecânica e custo dos aços ao carbono com a resistência à corrosão das ligas resistentes à corrosão está em constante expansão.

Além do comportamento isolado de cada um dos materiais, na formação de um bimetálico, principalmente em tubos cladeados, a interface resultante da associação dos metais torna-se mais relevante, uma vez que o processo de ligação é metalúrgico.

A difusão de carbono do aço carbono para o Inconel 625, por exemplo, resulta na precipitação de carbeto (de nióbio principalmente) próximos da interface do Inconel 625, principalmente no interior dos grãos e contornos de maclas. A difusão de Cr e Ni do Inconel 625 no aço, por outro lado, produzem uma faixa de austenita estável no aço, paralela à interface (LÓPEZ *et al.*, 1992).

LÓPEZ *et al.* (1992) caracterizaram aços baixa liga AISI 4130 cladeados com Inconel 625, obtidos por dois processos diferentes: prensagem uniaxial (1050°C, 34 MPa) e prensagem isostática (1250°C, 200MPa), e concluíram que as microestruturas produzidas por processos que envolvem temperaturas e tempos maiores de exposição apresentam regiões maiores de precipitação de carbeto, além de possuírem maiores

quantidades de carbeto intragranulares, indicando que ocorre uma difusão completa. Outro ponto observado consiste na formação de estrutura ferrítico-perlítica no processo com resfriamento lento (prensagem uniaxial) e de estrutura bainítica com resfriamento rápido (prensagem isostática) (Figuras 11 e 12). A descarbonetação do aço próximo à interface foi aparente em ambos os casos, sendo que a região é menor para o processo uniaxial (150 μm) e maior para o processo isostático (400 μm).

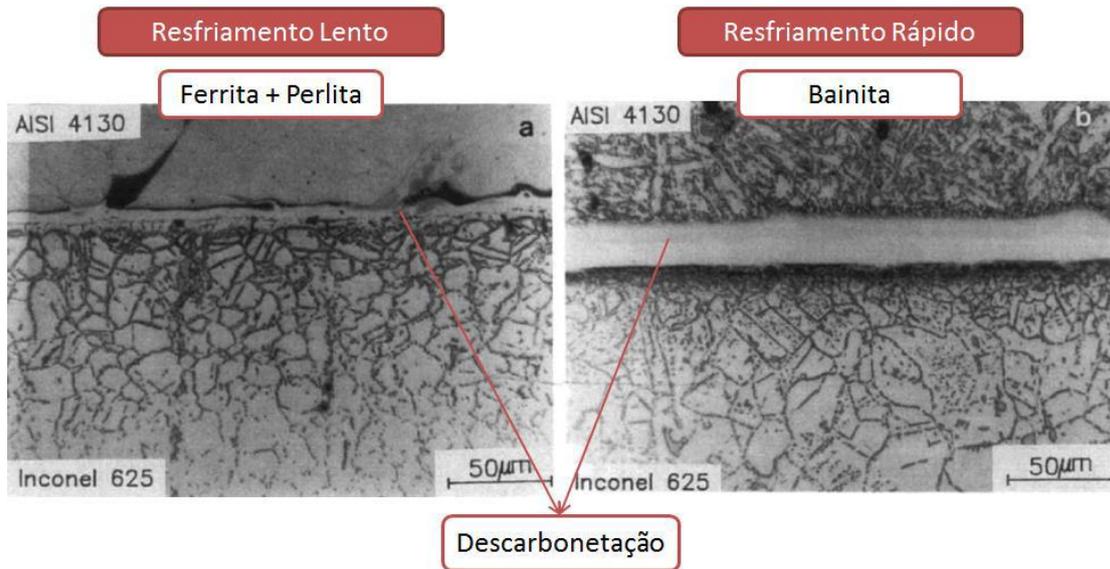


Figura 11: Estruturas formadas a partir de resfriamento lento (a) e resfriamento rápido (b) (LÓPEZ *et al.*, 1992).

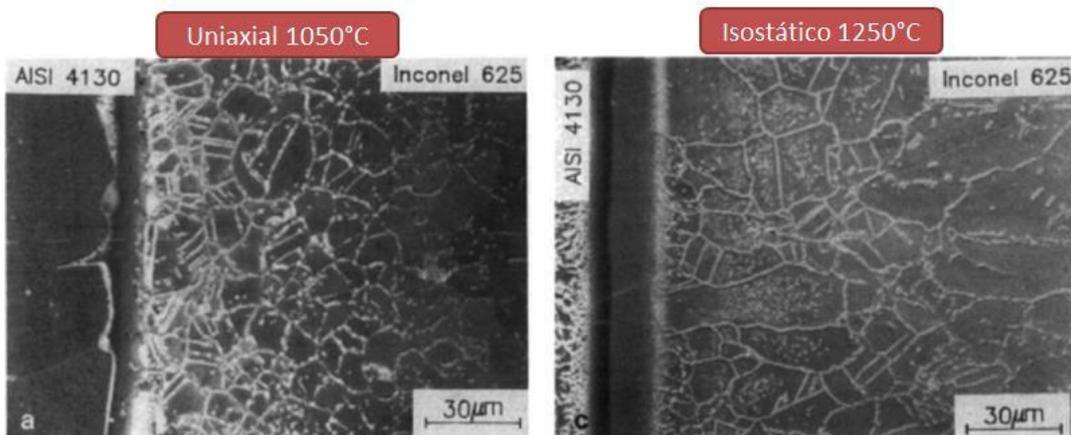


Figura 12: Micrografias em MEV de amostras sujeitas a prensagem uniaxial 1050°C (a) e prensagem isostática 1250°C (c) (LÓPEZ *et al.*, 1992).

Os maiores valores de dureza do Inconel na região mais próxima da interface, de acordo com LÓPEZ *et al.* (1992), aparentam estar relacionados à presença de carbeto, os quais previnem a recuperação e recristalização das subestruturas de discordâncias desenvolvidas nesta região durante o processo de união dos materiais (Figura 13). Além disso, as diferentes durezas comparando-se os dois aços AISI 4130 estão relacionadas à diferença microestrutural, já mencionada, em ambos os processos.

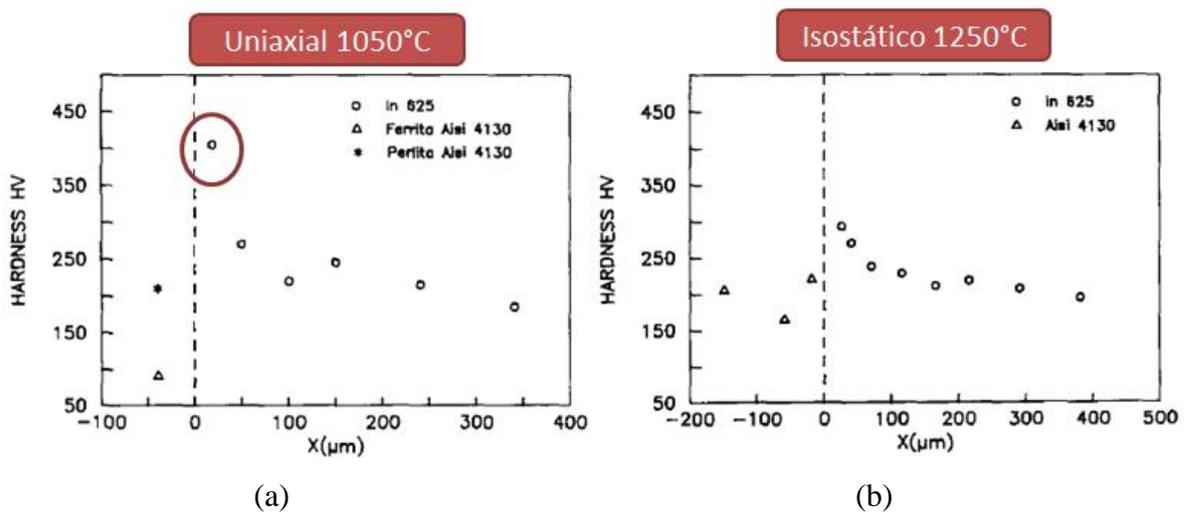


Figura 13: Variação da dureza em ambos os materiais, na região da interface de ligação: prensagem uniaxial 1050°C (a) e prensagem isostática 1250°C (b) (LÓPEZ *et al.*, 1992).

2.1.5 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas que podem ser obtidas com os materiais em questão, isolados, são amplamente conhecidas. Entretanto, além das variáveis metalúrgicas discutidas no capítulo anterior, o comportamento mecânico (avaliado basicamente através do ensaio de tração em que a curva tensão x deformação é gerada) do conjunto bimetalico também é afetado pela combinação dos metais.

O ensaio de tração consiste em submeter um material a um esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo, normalmente realizado em um corpo de prova com dimensões padronizadas, o qual é fixado a uma máquina de ensaio que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes por intermédio de um extensômetro (SOUZA, 1977).

Com esse tipo de ensaio, pode-se afirmar que praticamente as deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas em todo o seu corpo, sendo que a uniformidade da deformação permite ainda obter medições precisas da variação dessa deformação em função da tensão aplicada (SOUZA, 1977).

De acordo com a norma DNV OS F101 (2013), a deformação plástica deve ser calculada a partir do ponto onde a curva tensão x deformação do material deixa de obedecer a uma relação linear. A tensão de escoamento é definida como a tensão na qual a deformação é de 0,5% (Figura 14).

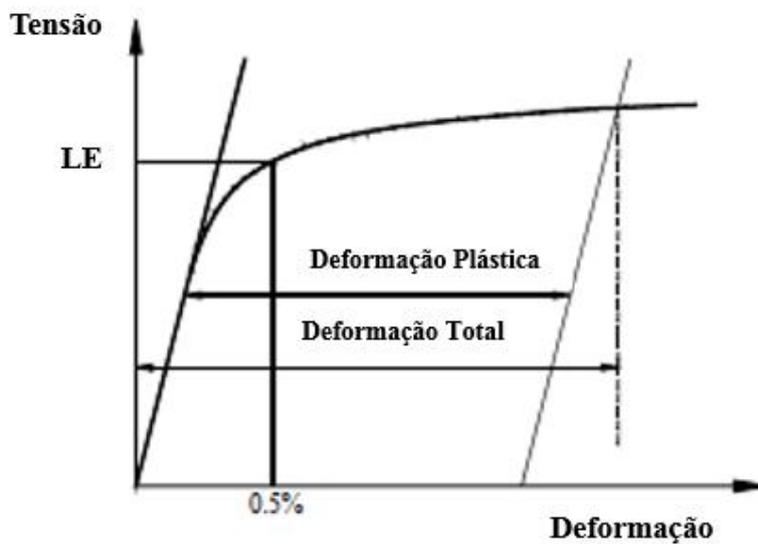


Figura 14: Referência de LE para o cálculo da deformação plástica (DNV OS F101, 2013).

A norma DNV OS F101 (2013) recomenda ainda que possíveis efeitos no aumento da resistência devidos ao revestimento em um tubo de aço não devem ser levados em consideração nas características de resistência, a menos que o efeito de aumento de resistência seja documentado.

Já a norma ASME VIII (2015) define que os cálculos de projeto para seções cladeadas podem ser baseados na espessura nominal do metal base acrescidos do produto entre o fator S_C/S_B e a espessura nominal do revestimento, desde que a tensão admissível do material menos resistente corresponda pelo menos a 70% da tensão admissível do material mais resistente. Além disso, caso S_C seja superior a S_B , deve-se considerar o fator como 1.0 (um).

De acordo com a norma API 5LD (2015), as propriedades mecânicas da camada de revestimento ou do conjunto podem ser especificadas mediante acordo entre usuário e fabricante.

A Tabela 2 traz as propriedades mecânicas para o aço carbono classe API 5L X-70 definidos pela norma API 5L (2012) e pela norma DNV OS F101 (2013).

Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço carbono classe API 5L X-70 (API 5L, 2012, DNV OS F101, 2013).

Aço / Liga	Norma		LE	LR	Razão LE/LR	Al.	R.A.	Dureza	LR Costura
			<i>ksi (MPa)</i>	<i>ksi (MPa)</i>	$R_{10,5}/R_m$	%	%	<i>HV10</i>	<i>ksi (MPa)</i>
X70	API 5L	mín	70.3 (485)	82.7 (570)	-	1	-	-	82.7 (570)
		máx	92.1 (635)	110.2 (760)	0.93	-	-	345	-
	DNV	mín	70.3 (485)	82.7 (570)	-	1	-	-	-
		máx	87.8 (605)	110.2 (760)	0.93	-	-	300	-
¹ $A = C \frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}}$			<i>onde, C é 1.940 (SI); A_{xc} é a área da seção transversal, em mm²; U é o LR mínimo especificado, em MPa;</i>						
² <i>requisito para tubos aplicados em ambientes azedos, i.e. com H2S</i>									

É importante notar que a norma de projeto DNV OS F101 (2013) se refere a um possível aumento da resistência causada pelo revestimento, negligenciando a possibilidade de queda de resistência com o uso do revestimento. Já a norma API 5LD (2015) não detalha potenciais aumento ou perda de resistência, entretanto deixa a critério do fabricante e do usuário estabelecerem algum acordo.

SRISKANDARAJAH (2014) ratifica efeitos benéficos do revestimento, em termos da capacidade de dobramento da camada CRA em tubos mecanicamente cladeados (*lined*) nas condições de instalação e operação. Em seu trabalho (6), são apresentadas as tensões nominais para variações dos níveis de deformação representativos das curvaturas do material durante utilização. Os resultados de dois modelos com e sem o revestimento foram comparados e a conclusão foi de que a capacidade de carregamento no tubo com revestimento é muito superior à do tubo sem revestimento.

HILBERINK (2011) avaliou as curvas de tensão x deformação para o revestimento e o metal base em tubos API X-65 mecanicamente cladeados TFP (*Tight Fit Pipes*) com revestimento em aço inoxidável AISI 316L, nos quais verificou valores superiores de tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência para o metal base em relação ao revestimento, quando avaliados isoladamente (Figura 15).

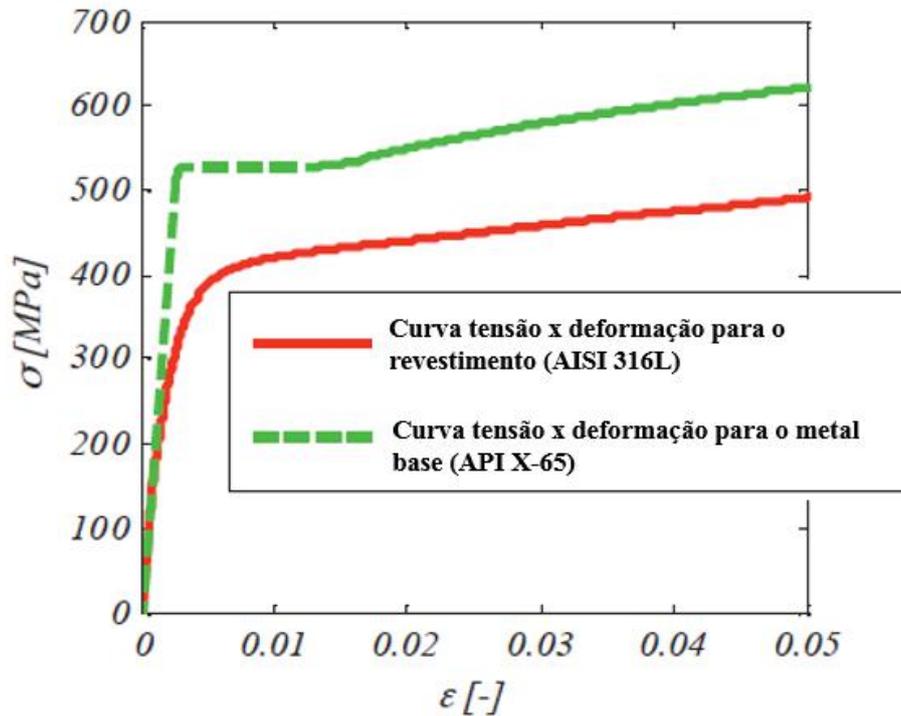


Figura 15: Curvas de tensão x deformação representativas do metal base API X-65 e do revestimento em AISI 316L (HILBERINK, 2011).

PERMANA (2013) propõe um estudo de ECA (*Engineering Critical Assessment*) em soldas circunferenciais de tubulações submarinas para instalação por bobinagem. Apesar de o estudo estar relacionado a soldas circunferenciais, alguns paralelos teóricos assumidos podem ser traçados no que diz respeito às diferenças entre os materiais, aço carbono e CRA, em termos de resistência e comportamento mecânico. De acordo com SRISKANDARAJAH (2014), conceitos de incompatibilidade são aplicáveis a tubos de aços carbono cladeados mecanicamente ou metalurgicamente com revestimentos CRA, quando possuem soldas longitudinais com o mesmo CRA ou outro, o qual geralmente possui tensão de escoamento inferior ao metal base.

De acordo com PERMANA (2013), a maioria dos materiais CRA tem tensão de escoamento inferior, mas com tensão de ruptura significativamente superior quando comparados aos aços carbono.

De acordo com o DNV-JIP LINED AND CLAD PIPELINES (2013), uma das diferenças de incompatibilidade entre metal de solda e metal de base é quando a resistência do metal de solda é superior à do metal base, i.e. *overmatch* (exceder em capacidade). Para que isso aconteça, os seguintes requisitos precisam ser cumpridos (Figura 16):

- A curva tensão x deformação do metal de solda cruza a curva tensão x deformação do aço antes de 0,5% de deformação;
- A tensão de resistência do metal de solda é 15% superior à tensão de resistência do aço;
- O valor de deformação no limite de resistência é maior para a solda do que a deformação no limite de resistência para o aço;

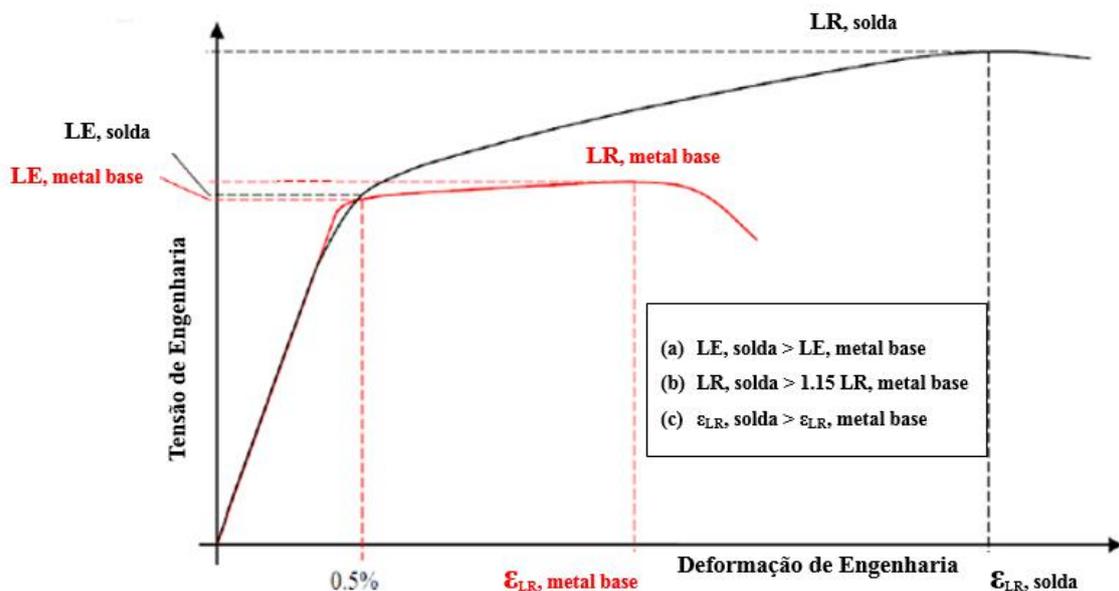


Figura 16: Definição de incompatibilidade para solda com resistência superior ao metal base (adaptado de DNV-JIP LINED AND CLAD PIPELINES, 2013).

Apesar de ser indicada para soldas de união, esta definição fornece parâmetros que podem ser aplicáveis a esta pesquisa, principalmente por serem numéricos e relacionarem as curvas de tensão e deformação dos materiais.

2.1.5.1 Curva de Tração Verdadeira

Os resultados das propriedades mecânicas mais comuns obtidos pelo ensaio de tração convencional estão sujeitos a erros, pois são baseados nas dimensões iniciais do corpo de prova, as quais se alteram à medida que o ensaio prossegue. Na região elástica, principalmente para metais dúcteis, nos quais a deformação é pequena, esses valores podem ainda ser considerados válidos; porém, após atingir a zona plástica, a mudança dessas dimensões introduz erros consideráveis (SOUZA, 1977).

Assim, a curva real tensão x deformação não fornece uma indicação precisa das características de deformação do metal, principalmente nos metais dúcteis, onde ocorre ainda a estricção que instabiliza completamente a distribuição das deformações pelo estado triaxial de tensões que se estabelece na região estrita (SOUZA, 1977).

Para tanto, foi estabelecido um método para se calcular os valores verdadeiros das propriedades, que se baseiam nos valores instantâneos das dimensões do corpo de prova. O ensaio de tração verdadeiro é, no entanto, mais trabalhoso de se realizar e nos ensaios industriais e de rotina, emprega-se o ensaio convencional (real), onde as propriedades mecânicas são obtidas com mais facilidade, ficando o ensaio verdadeiro ainda confinado a trabalhos de pesquisa e de estudo de novos materiais (SOUZA, 1977). A parte plástica da curva verdadeira apresenta resultados de tensão superiores aos da curva real, uma vez que a redução de área é contemplada na equação (Figura 17).

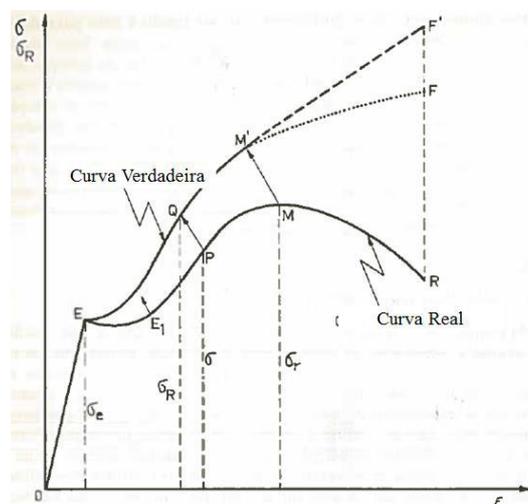


Figura 17: Curvas de tração verdadeira e real (SOUZA, 1977).

Neste trabalho, os ensaios de tração são realizados da maneira convencional, entretanto a conversão em curva verdadeira é feita com auxílio de um modelo analítico proposto pelo documento API 579 / ASME FFS-1 (2016), uma vez que os dados de entrada para o modelamento numérico devem ser expressos através dos valores de tensão e deformação verdadeiros.

2.2 REQUISITOS NORMATIVOS

Esta seção descreve os principais requisitos normativos de projeto e fabricação aplicáveis ao que se propõe avaliar dentro do escopo dessa pesquisa, principalmente com relação a propriedades e comportamento mecânico.

2.2.1 DNV OS F101

A norma DNV OS F101 (2013) é uma especificação de projeto e fabricação que determina os principais requisitos do tubo utilizado nesta pesquisa. O escopo da norma contempla os critérios e recomendações em desenvolvimento de conceito, projeto, construção, operação e abandono de Sistemas de Pipeline Submarinos.

Para a realização da pesquisa, os detalhes a respeito de duas premissas da norma foram verificados:

- Projeto: critérios de projeto mecânico e de materiais;
- Construção: critérios de fabricação, qualificação e ensaios;

Além desses, para a etapa de métodos e ensaios, dois assuntos adicionais devem ser considerados:

- Ensaios Químicos e Mecânicos: Análise Química (ASTM A751, 2014), Ensaio de Tração (ASTM A370, 2017), Dureza, Micrografia e Macrografia;
- Ensaio Não Destrutivo: Ultrassom (ASTM A578, 2012);

2.2.1.1 Projeto

2.2.1.1.1 Critérios Mecânicos:

A norma define os critérios mecânicos com base nos carregamentos ou nos modos de falha. Nesta revisão foram considerados apenas os critérios de resistência de material baseados em modo de falha. A depender das simulações que serão realizadas no decorrer da pesquisa, critérios de carregamentos em serviço podem ser considerados.

As características de propriedades dos materiais devem ser utilizadas nos cálculos de resistência. A tensão de escoamento e o limite de resistência devem ser baseados na curva tensão-deformação de engenharia.

Conforme já mencionado, a norma define que possíveis efeitos no aumento da resistência devidos ao revestimento em um tubo de aço não devem ser levados em consideração nas características de resistência, a menos que o efeito de aumento de resistência seja documentado.

A única distinção para perda de resistência que a norma faz, diz respeito a tal fato se relacionado ao aumento de temperatura: “Se nenhuma informação do efeito de perda (*de-rating*) da tensão limite de resistência existir, a perda na tensão de escoamento pode ser conservadoramente aplicada” (DNV OS F101, 2013).

Também como já mencionado, a deformação plástica deve ser calculada a partir do ponto onde a curva tensão x deformação do material deixa de obedecer a uma relação linear (Figura 14). A tensão de escoamento é definida como a tensão na qual a deformação é de 0,5%.

Para os casos em que requisitos suplementares P (*linepipe for plastic deformation*), F (*fracture arrest properties*) e HISC (*hydrogen induced stress cracking*) são considerados, os sistemas de tubulação devem ter resistência adequada à iniciação de fratura instável, para a qual a segurança é considerada satisfatória se os requisitos da Tabela 3 são obedecidos. Esses níveis de deformação poderão ser utilizados na pesquisa como referência para efeito de comparação com os valores de deformação que serão encontrados no conjunto bimetálico.

Tabela 3: Requisitos para fratura instável (DNV OS F101, 2013).

Deformação nominal total	Deformação plástica acumulada	Disposição
$\varepsilon_{1,nom} \leq 0,4\%$	-	Materiais, soldas e testes estão de acordo com os requisitos da norma DNV OS F101 (2013).
$0,4\% < \varepsilon_{1,nom}$	-	A integridade das soldas circunferenciais deve ser avaliada conforme Anexo A da norma.
$1,0\% < \varepsilon_{1,nom}$ or	$2,0\% < \varepsilon_p$	Suplemento P é necessário.

2.2.1.1.2 Critérios Metalúrgicos:

Esta seção da norma DNV OS F101 (2013) define os requisitos e recomendações para a seleção de materiais para sistemas de tubos submarinos e para o controle de corrosão interna e externa desses sistemas. Também são contempladas as especificações para tubos, assim como considerações gerais de fabricação aplicáveis à fase de projeto.

A seleção de um sistema de proteção interno contra corrosão de tubulações e *risers* tem efeito relevante no detalhamento do projeto e, portanto deve ser avaliada durante a fase conceitual. Uma das opções para controle da corrosão está no uso de revestimento CRA pelo lado interno das tubulações.

Materiais para sistemas de tubos devem ser selecionados com relação aos fluidos que serão transportados, cargas, temperatura e modos de falha possíveis durante instalação e operação. A seleção de materiais deve garantir compatibilidade de todos os componentes do sistema de tubos. As seguintes características de materiais devem ser consideradas: propriedades mecânicas, dureza, tenacidade à fratura, resistência à fadiga, soldabilidade e resistência à corrosão.

Além disso, a seleção de materiais deve incluir identificações dos seguintes requisitos suplementares para tubos:

- (S): para serviços em ambientes azedos (com H₂S).
- (F): *fracture arrest properties*, propriedades de interrupção de trinca.

- (P): tubos submetidos a deformações plásticas que excedam o limite de 2% especificado na Tabela 3.
- (D): requisitos dimensionais mais restritos.
- (U): aumento da utilização (vida útil).

Para os efeitos da pesquisa de Mestrado proposta, serão contemplados os requisitos suplementares para serviço em H₂S (S) apenas. O requisito para *fracture arrest* (F) é válido para requisitos específicos, i.e. tubulações aplicadas a transporte de metano até 15MPa e 30mm de espessura de parede, não contemplados por esta pesquisa. O requisito de tubulações expostas à deformação plástica (P) não será contemplado, pois o DNV define ensaios de resistência mecânica particulares para tal suplemento (não aceitando a norma ASTM A370 (2017)), e que não serão utilizados no trabalho. Os suplementos para dimensionais (D) e utilização além da vida útil (U) também não estão contemplados nas premissas da pesquisa.

Para materiais selecionados para serviço com H₂S através da norma NACE MR0175/ISO15156 (2015), requisitos de dureza são sempre aplicáveis. Qualquer material utilizado que não estiver listado na norma (e.g. aço carbono e baixa liga com SMYS > 450MPa/65ksi), devem ser qualificados de acordo com a própria norma. O mesmo é válido se o material especificado para serviço com H₂S for utilizado além das condições especificadas na norma (e.g. dureza superior à máxima admissível).

A NACE MR0175/ISO15156-1 (2015) define que a norma só é aplicável “à qualificação e seleção de materiais para equipamentos desenvolvidos e construídos sob a utilização de critérios de projeto elásticos”. Qualquer efeito deletério de carregamentos induzidos se aplicará apenas se forem impostos durante exposição ao H₂S. A norma não necessita ser inteiramente atendida caso não haja H₂S. Qualquer restrição à máxima deformação admissível durante operação está além do escopo da norma (NACE MR0175/ISO15156, 2015).

Os ensaios a serem realizados no âmbito desta pesquisa não se propõem a avaliar o comportamento do material em meio com H₂S.

2.2.1.2 Construção

Tubos cladeados devem ser fabricados com revestimento CRA, em metal base de aço carbono, com aplicação de um único cordão de solda longitudinal, sendo que o cordão deve ser feito em múltiplos passes.

2.2.1.2.1 Metal base

A rota de fabricação aceita para o metal base do tubo objeto dessa pesquisa está indicada na norma DNV OS F101 (2013), i.e. tubo com costura fabricado a partir de chapa temperada e revenida, com estiramento a frio e possibilidade de novo ciclo de tratamento, se requerido, devido ao grau de encruamento gerado pelo estiramento a frio.

O metal base de um tubo cladeado deve ser fabricado de acordo com a norma API 5L (2012), Anexo J (PSL-2 para serviço *offshore*) e cumprir os seguintes requisitos:

Composição Química:

A Tabela 2 define a composição química aceita pela norma API 5L (2012) e se aplica a tubos de aço carbono classe API X-70 na condição temperado e revenido (Q), com espessura de parede nominal $t < 25$ mm.

Propriedades Mecânicas e Dureza:

Os requisitos de propriedades mecânicas e dureza estão definidos na Tabela 4. Os requisitos de alongamento são baseados em uma equação idêntica descrita nas normas API 5L (2012) e DNV OS-F101 (2013). A equação é calibrada para uso em corpos de prova de ensaio de tração preparados de acordo com a norma ASTM A370 (2017). É válido notar que o mesmo material testado com corpos de prova baseados na norma ASTM A370 (2017) pode fornecer resultados de alongamento distintos devido às diferentes geometrias entre os corpos de prova. Em geral, deve-se considerar o uso desta norma para ensaio de tração, uma vez que ela dará a melhor correspondência com os requisitos expostos na Tabela 4.

Além desses, a resistência da ligação entre o metal de base e o metal do revestimento deve ser avaliada através do ensaio de dobramento, sendo que não devem ser encontradas evidências de trincamento ou separação das bordas dos corpos de prova.

2.2.1.2.2 Material do Revestimento

A norma DNV OS F101 (2013) não define os limites de composição química para o material do revestimento em Inconel 625, mas apenas sinaliza que materiais de revestimento devem ser especificados de acordo com normas internacionais reconhecidas.

A liga do revestimento deve ser produzida a partir de uma chapa e deve ser fornecida na condição solubilizada ou normalizada. A superfície da chapa base deve ser jateada e o conjunto deve ser laminado a quente com o intuito de garantir a ligação metalúrgica entre o metal de base e o revestimento. A rota de fabricação pode seguir um processo termomecânico ou receber um tratamento térmico no final (e.g. têmpera e revenido). A espessura do material do revestimento não deve ser inferior a 2.5mm (DNV OS F101, 2013).

Uma consideração relevante da norma com relação aos requisitos mecânicos é que o material do revestimento deve ser removido dos corpos de prova antes dos ensaios mecânicos do metal de base, e que o material do revestimento deve cumprir os requisitos de uma especificação internacional reconhecida.

2.2.1.3 Qualificação

2.2.1.3.1 Análise química e ensaios mecânicos

Ainda no escopo da norma DNV OS F101 (2013), amostras e corpos de prova para os diversos tipos de tubos devem ser retirados conforme Figura 18, adaptada da norma API 5L (2012).

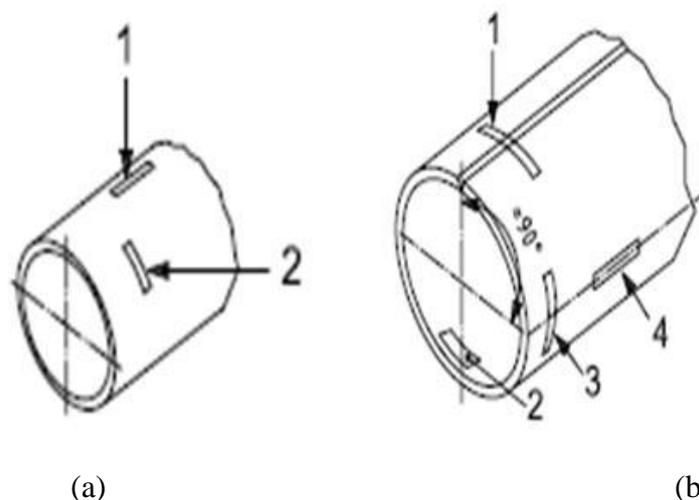


Figura 18: Locais de retirada de amostras para tubos sem costura (a) e com costura (b) (adaptada de API 5L, 2012).

Análise Química:

Deve ser feita conforme normas internacionalmente reconhecidas, e.g. ASTM A751 (2014).

Ensaio de tração:

Deve ser realizado de acordo com os requisitos do Anexo B da norma DNV OS F101 (2013) ou conforme a norma ASTM A370 (2017). As propriedades do metal de base podem ser determinadas via corpos de prova (CP's) retangulares ou redondos, a critério do fabricante. A norma fala também que o extensômetro deve ser afixado a uma superfície usinada. CP's retangulares devem representar a espessura de parede total. CP's na direção longitudinal não devem ser achatados e CP's na transversal devem ser achatados. A terminação dos CP's pode ser achatada ou usinada para se adequar às garras da máquina de ensaio e os cordões de solda podem ser lixados/escovados e imperfeições podem ser removidas.

Dureza:

Amostras do metal de base e da seção transversal da solda devem ser medidas em escala Vickers HV10 conforme norma ISO 6507-1. Para o metal de base, leituras de dureza individuais que excedam o limite aceitável podem ser aceitas se o valor médio de

um mínimo de três, e um máximo de seis leituras adicionais feitas em local próximo não exceder o critério de aceitação aplicável e se nenhuma das leituras individuais excederem o limite aceitável em mais de 10 unidades HV10. O ensaio de dureza do revestimento deve ter uma medida de dureza transversal adicional localizada no centro da espessura do revestimento (Figura 19).

Ensaio de dureza superficial, e.g. pontos com suspeita de endurecimento em uma análise visual devem ser realizados de acordo com as normas ISO 6506, ISO 6507, ISO 6508 ou ASTM A370 (2017) usando equipamento portátil de medida de dureza.

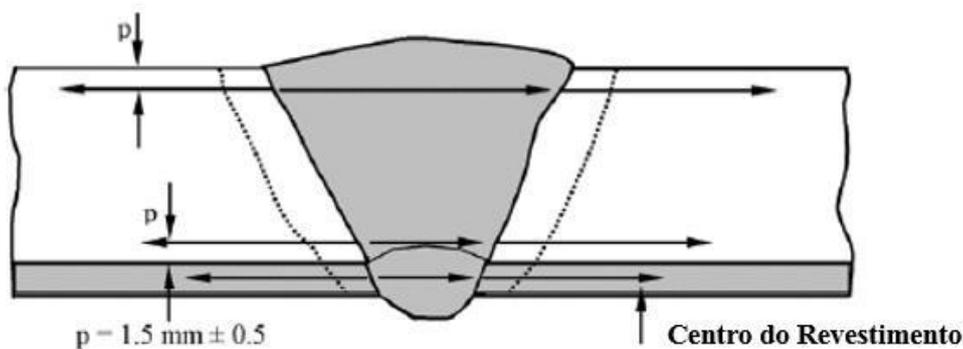


Figura 19: Regiões para medida de dureza em materiais cladeados (adaptado da norma DNV OS F101, 2013).

Análises Metalográficas

As macrografias devem ser realizadas com ampliações de 5X a 10X.

Amostras para análise metalográfica em microscópio óptico (micrografias) devem ser preparadas conforme procedimentos padrão, e posteriormente atacadas por uma solução capaz de revelar a microestrutura.

2.2.1.3.2 Ensaio Não Destrutivo (END)

Apesar de a norma detalhar outros ensaios não destrutivos, aqui foram descritos apenas os critérios para ultrassom em tubos cladeados, uma vez que será a única técnica utilizada na fase de caracterização do material.

Ultrassom:

Ensaio de ultrassom (UT, *ultrasonic testing*) e/ou radiografia devem ser usados para detecção de defeitos internos. Pode ser necessário complementar o UT com radiografia ou vice-versa, para aumentar a probabilidade de detecção ou caracterização/dimensionamento do tipo de defeito esperado.

A técnica de ultrassom deve ser preferida para a detecção de defeitos planares e em caso de necessidade de determinação de comprimento e profundidade de defeito, e.g. como resultado de um ECA, UT é obrigatoriamente requerido.

Para os casos de END manuais (não aplicáveis em escala fabril), a recomendação é para utilização da ASTM A578/578M (2012) para detecção de trincas de laminação em aços cladeados. Os critérios de aceitação são dados pelas normas ASTM A263, A264 ou A265 e devem corresponder ao nível de qualidade Classe 1. Adicionalmente, áreas com falha de laminação ou falta de ancoragem não são permitidas em largura de pelo menos 50 mm dentro da localização de preparações de soldas posteriores.

O ultrassom no corpo do tubo para avaliação da (falta de) ancoragem entre o revestimento e o metal de base do tubo deve ser realizado conforme ASTM A578/578M (2012), com critério de aceitação S7.

2.2.2 API 5L e API 5LD

A norma API 5L (2012) especifica os requisitos para fabricação de tubos de aço com e sem costura PSL-1 e PSL-2 (*product specification level*, nível de especificação do produto, que determina os requisitos de qualidade exigidos durante fabricação) utilizados em sistemas de tubulações de transporte na indústria de óleo e gás.

O grau do tubo utilizado para PSL-1 é idêntico ao grau do aço e consiste em uma designação alfa ou alfanumérica, que indica o nível de resistência do tubo e é atrelada à composição química do aço. A classe API X-70 representa um aço carbono com tensão de escoamento mínima especificada de 70 ksi e pode ser entregue em diversas condições, inclusive na condição temperado e revenido, como no caso do tubo objeto

deste trabalho. Caso a fabricação seja especificada conforme PSL-2, a classe API X-70 para a condição temperada e revenida deve vir acompanhado da letra Q (*quenched and tempered*), API X-70Q.

O tubo de aço utilizado neste trabalho é calandrado e soldado longitudinalmente a partir de chapas colaminadas, com um processo de conformação a frio (estiramento) intermediário, e posteriormente temperado e revenido. A rota de fabricação foi identificada a partir da caracterização dos materiais, uma vez que tal informação não estava disponível para a execução deste trabalho.

A chapa utilizada como matéria-prima para fabricação do tubo deve ser feita de aço proveniente dos processos de conversores a oxigênio (BOF, *basic oxygen furnace*) ou forno elétrico (EF, *electric furnace*). No caso de PSL-2, o aço deve ser acalmado e submetido a processos de refino de grão. Não são admitidos reparos de solda para chapas PSL-2. Qualquer lubrificante que possa contaminar o bisel do cordão de solda ou das regiões adjacentes deve ser removido antes do processo de solda longitudinal.

De acordo com a norma API 5L (2012), o cordão de solda em tubos COWL (*combination longitudinal welded pipe*, tubos soldados com cordões de solda combinados) deve ter o primeiro passe feito por processo MIG (*metal inert gas*) seguido por arco submerso (SMAW, *shielded metal arc welding*). Pelo menos um passe de arco submerso é exigido em cada lado do tubo, pelo diâmetro interno e pelo externo do tubo. O passe de raiz em MIG não pode ser completamente removido pelos passes de arco submerso (API 5L, 2012).

Requisitos dimensionais para o processo de estiramento a frio são definidos na norma API 5L (2012), mas não estão aqui mencionados. Requisitos de tratamento térmico devem seguir procedimentos qualificados e documentados. Como a rota de fabricação é desconhecida em detalhes, a não ser pela caracterização do material, não são abordados neste trabalho detalhes a respeito das temperaturas e tempos de tratamento térmico, por exemplo.

O Anexo B da norma API 5L (2012) define o procedimento de qualificação de fabricação para tubos PSL-2 para aplicações em geral, enquanto que o Anexo J especifica os requisitos para tubos PSL-2 destinados a serviços *offshore*.

O procedimento de fabricação de qualquer aço PSL-2 deve incluir os detalhes de fabricação do aço, composições químicas almeçadas, teste hidrostático e ensaios não destrutivos. Aos tubos soldados estendem-se as necessidades do método de fabricação da chapa, incluindo as práticas de tratamento térmico (se aplicáveis), ensaios não destrutivos da chapa, processo de conformação da chapa em tubo, incluindo preparação das bordas para soldagem e controle dimensional e de alinhamento. Além disso, procedimentos de tratamento térmico, inclusive do cordão de solda, especificação para o cordão de solda, com resultados de ensaios mecânicos, incluindo dureza da ZTA (zona termicamente afetada), e análise do metal de solda depositado.

A norma API 5LD (2015) especifica os requisitos para tubos cladeados mecanicamente ou metalurgicamente com ligas resistentes à corrosão, com ou sem costura, utilizados em sistemas de tubulações de transporte na indústria de óleo e gás. A norma inclui todos os requisitos para a classe de aço carbono API X-70 utilizado como metal base e os detalhes de composição química do revestimento em Inconel 625 (UNS N06625), ficando os demais requisitos sujeitos a acordo entre usuário e fabricante.

Tubos cladeados são definidos pela norma API 5LD (2015) como aqueles em que a ligação entre o metal de base em aço carbono e o revestimento em liga CRA se dá se forma metalúrgica. Para o caso de tubos cladeados com solda longitudinal, as chapas devem ser colaminadas, revestidas por sobreposição (*overlay*), por explosão ou algum outro processo capaz de produzir uma ligação metalúrgica entre os materiais. O aço usado como metal de base deve seguir os requisitos da norma API 5L (2012) já mencionados, inclusive quanto aos requisitos do cordão de solda.

Requisitos dimensionais para o processo de estiramento a frio são definidos na norma API 5LD (2015), mas também não estão aqui mencionados. Os requisitos de tratamento térmico aplicáveis ao tubo objeto desta pesquisa, i.e. têmpera e revenido, devem ser definidos através de acordo entre usuário e fabricante.

Os requisitos de composição química para o Inconel 625 estão descritos na Tabela 3. Requisitos de propriedade mecânica para o Inconel 625 não são especificados pelo API 5LD, e estão sujeitos a acordo entre usuário e fabricante.

2.3 MODELAMENTO NUMÉRICO

As simulações computacionais aplicam modelos numéricos e técnicas de programação para aquisição e análise de dados dos mais diversos problemas de engenharia. Basicamente, um problema físico é simplificado em um modelo matemático, com equações diferenciais, por exemplo, que por sua vez é discretizado em um modelo numérico, através do método dos elementos finitos, por exemplo.

A primeira etapa no processo de modelagem computacional de um fenômeno físico consiste na identificação dos fatores que influenciam de maneira relevante no problema. Isto implica na escolha adequada dos princípios físicos e das variáveis dependentes e independentes que descrevem o problema, resultando em um modelo matemático constituído por um conjunto de equações diferenciais. A segunda etapa do processo consiste em obter a solução do modelo matemático, tarefa atribuída aos métodos numéricos. O método dos elementos finitos (MEF) teve origem na análise estrutural, com o surgimento dos primeiros computadores digitais no início da década de 50 e desde então vem se consolidando como um método geral de solução de equações diferenciais parciais (RIBEIRO, 2014).

A ideia básica do MEF consiste em utilizar como parâmetros as variáveis nodais de um número finito de pontos previamente escolhidos, denominados de nós. No MEF o domínio de integração é subdividido em uma série de regiões, ou elementos finitos, interconectadas entre si através de um número discreto de pontos nodais. Para cada região (ou elemento) se estabelece um comportamento local aproximado, de tal forma que as incógnitas do problema em qualquer ponto do elemento podem ser definidas em função das mesmas incógnitas nos pontos nodais do elemento. Em seguida, minimizando o funcional do problema, obtido das somas das contribuições de cada elemento, se chega a um sistema total de equações, cuja solução permite conhecer os valores das incógnitas nos pontos nodais. Finalmente a partir desses valores se podem calcular outros resultados intermediários (MARINHO, 2012).

Softwares de elementos finitos, como ANSYS e ABAQUS, são utilizados atualmente para resolver as mais diversas classes de problemas de engenharia. SRISKANDARAJAH (2014) utilizou o software ABAQUS para desenvolver modelos

numéricos para tubos mecanicamente cladeados, com metal de base em aço carbono API X-65 com 217 mm de diâmetro externo e 18,3 mm de espessura de parede, simulado conforme indicado na Figura 20 e revestimento em Inconel 625 com 173,5 mm de diâmetro externo e 3,0 mm de espessura de parede, modelado com a lacuna (*gap*) inicial apropriada no processo de fabricação.

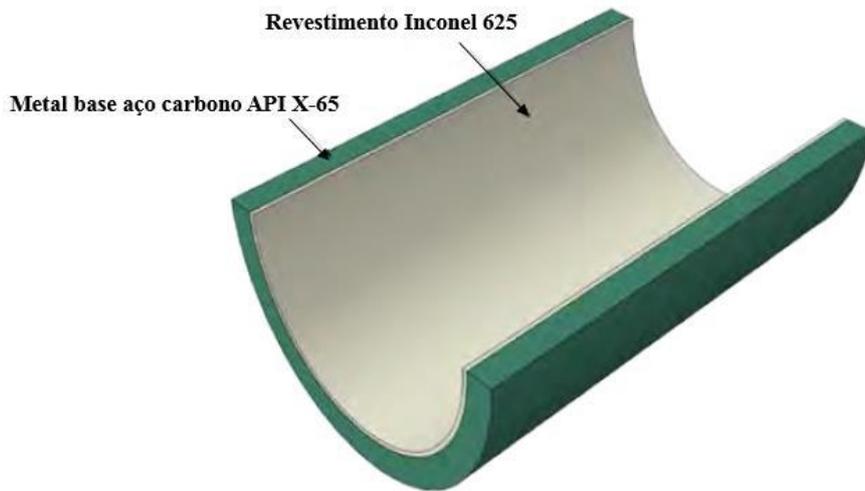
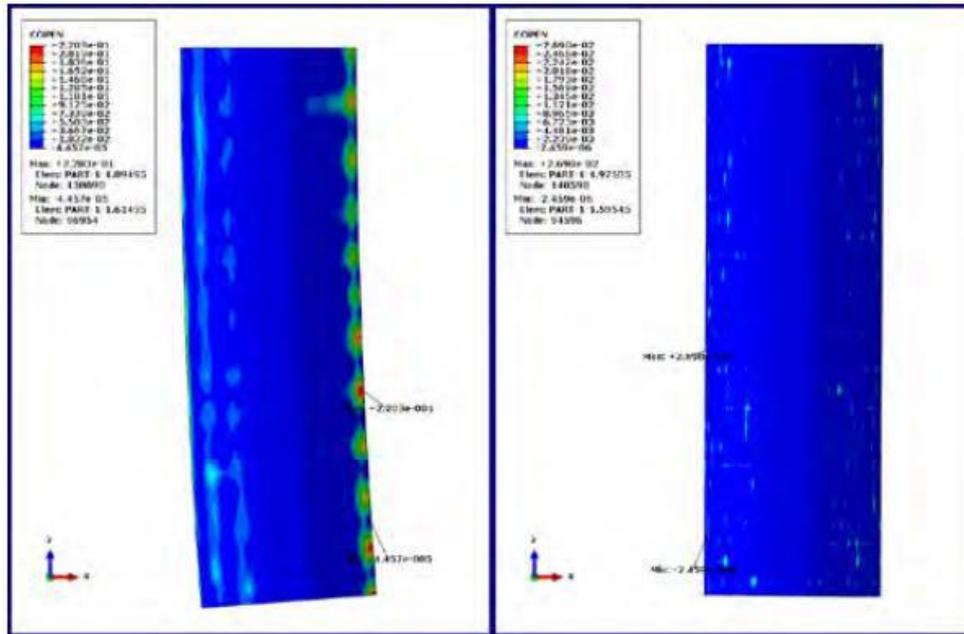


Figura 20: Esquema do modelo meio-simétrico para tubo mecanicamente cladeado com metal de base em aço carbono API X-65 e revestimento em Inconel 625 (SRISKANDARAJAH, 2014).

A análise feita por SRISKANDARAJAH (2014) cobriu detalhes de fabricação do tubo mecanicamente cladeado, contemplando inclusive a força de ligação na interface no estágio de pós-fabricação, ciclos de bobinagem e desempenho com pressão interna, dobramento em operação para diferentes lâminas d'água, i.e. com a contribuição da pressão hidrostática, a qual reduz a folga radial entre os metais (Figura 21), e também com ciclos de pressão interna e temperatura de 100°C.

Os gráficos de capacidade de curvatura dos tubos mecanicamente cladeados avaliados por SRISKANDARAJAH (2014), com e sem o revestimento para lâminas d'água de 1.000 m e 2.000 m em função da deformação nominal definida no lado externo da curvatura “*extrados*” (Figura 22) mostram que a capacidade de curvatura dos tubos cladeados mecanicamente é muito maior para o modelo com revestimento do que para o modelo sem revestimento. Tal conclusão possivelmente está relacionada com o fato de o revestimento aumentar o momento de inércia do conjunto, uma vez que a análise considera os efeitos de dobramento em serviço.



(a)

(b)

Figura 21: Lacuna (*gap*) residual radial entre o revestimento em Inconel 625 e o aço carbono durante bobinamento (a) e durante operação (b) (SRISKANDARAJAH, 2014).

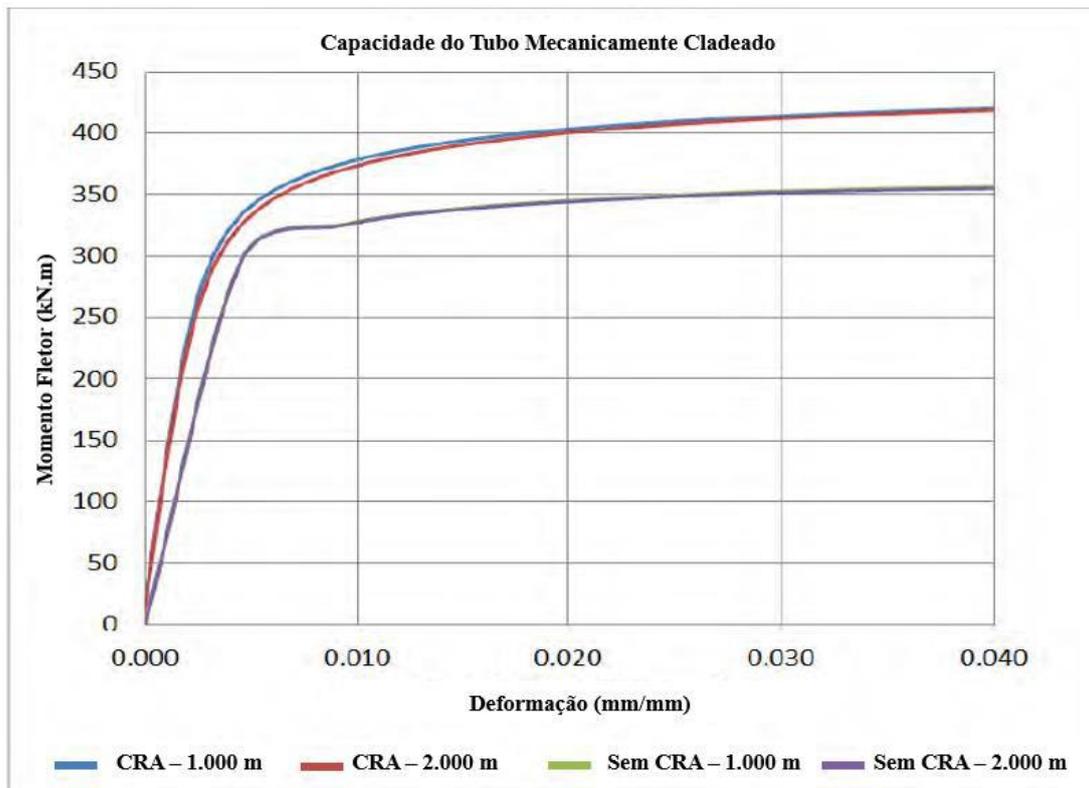


Figura 22: Capacidade de dobramento do tubo mecanicamente cladeado com e sem o revestimento, para a condição de instalação em 1.00 m e 2.000 m (SRISKANDARAJAH, 2014).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para este trabalho, foi utilizada uma seção de tubo com costura, cladeado metalurgicamente metal base aço carbono classe API 5L X-70 com revestimento interno em Inconel 625. As dimensões do material estão definidas no desenho técnico esquemático elaborado no software CREO Parametric (Figura 23).

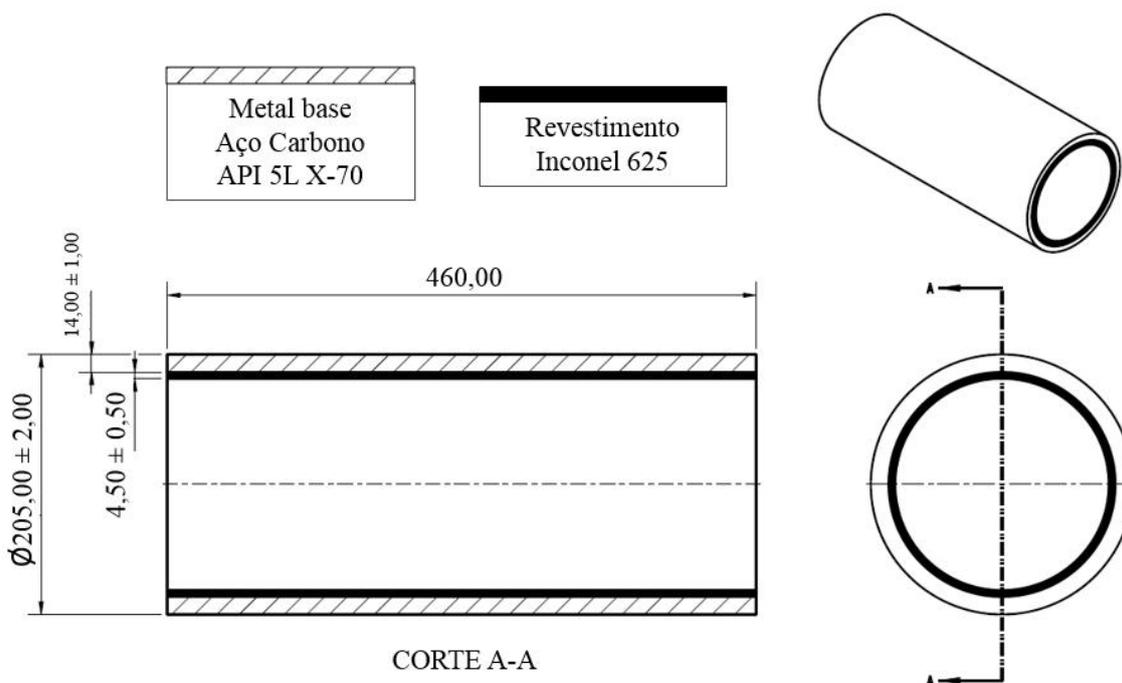


Figura 23: Material objeto da pesquisa

Diversas atividades foram realizadas para o cumprimento dos objetivos do trabalho, as quais podem ser enquadradas em três grandes áreas: (1) caracterização dos materiais, (2) ensaios mecânicos e (3) simulações numéricas. Os detalhes relacionados à metodologia adotada para cada atividade estão detalhados a seguir nesta seção.

Como o tubo foi disponibilizado para a realização de ensaios mecânicos e caracterização, não foram fornecidos detalhes do processo de fabricação, portanto as conclusões relativas a controles de processo foram determinadas a partir da caracterização do material ou a partir da literatura.

De acordo com SMITH (2012) a fabricação dos tubos metalurgicamente cladeados acontece a partir de chapas extrudadas de cada um dos materiais, que devem ser examinadas com relação à presença de defeitos superficiais antes de transformá-las

em tubo. A rota de fabricação segue através da coextrusão do aço carbono com o revestimento de Inconel 625, que resulta na união metalúrgica dos materiais. Esta nova chapa colaminada é então calandrada para o diâmetro desejado e um processo de soldagem longitudinal é realizado.

A necessidade de conhecimento das variáveis de processo utilizadas no processo de soldagem longitudinal (costura) para determinar o comportamento desta parte do tubo aliada ao fato de o objeto central dessa pesquisa ser a interface do bimetálico, fez com que a costura tenha sido desprezada neste estudo.

Apesar disso, uma revisão na literatura para conhecimento dos processos de soldagem normalmente utilizados neste tipo de produto foi feita. Segundo CELANT *et al.* (2000), a solda longitudinal (costura) deve ser feita primeiramente pelo lado do aço carbono e finalizada pela camada de revestimento. Seria mais simples o inverso, entretanto o processo resultaria em microestruturas endurecidas e deletérias na parcela de solda de aço carbono, onde uma pequena quantidade de CRA poderia dissolver na poça de fusão. Ao soldar primeiramente a costura em aço carbono, uma pequena quantidade do aço carbono dissolvido aparecerá na poça de fusão do CRA, não levando à formação de microestruturas endurecidas (CELANT *et al.*, 2000).

De acordo com SMITH (2012) a parte do metal base, em aço carbono, normalmente é soldada por processo de arco submerso (SMAW, *shield metal arc weld*), conforme um dos diversos processos disponíveis para o aço. A seleção do processo depende do diâmetro do tubo e da espessura de parede (CELANT *et al.*, 2000).

A parte cladeada do tubo deve ser soldada por dentro para garantir completa fusão da raiz e conferir um perfil regular, que minimize os efeitos de tensão residual. Além disso, uma camada contínua resistente à corrosão no mínimo na espessura do revestimento e também para conferir um perfil suave de transição. Os processos utilizados para isso podem ser arco submerso (SMAW) ou TIG/GTAW (*tungsten inert gas / gas-shielded tungsten arc welding*), sendo o último preferível para tubos com diâmetros de até 114,3 mm (4.1/2") (CELANT *et al.*, 2000).

Por fim, o tubo com costura cladeado metalurgicamente é completamente temperado e revenido para obtenção das propriedades mecânicas finais, e isso pode ser confirmado através das análises microestruturais em microscópio óptico.

3.1.1 Caracterização dos Materiais

O trabalho tem início a partir da caracterização dos materiais, com análises de composição química, ensaios de dureza e micrografias. Esta seção descreve as metodologias utilizadas, sendo os resultados apresentados na próxima seção.

3.1.1.1 Composição Química

Foi utilizado o equipamento SPECTROMAXx, sob o método de espectroscopia de emissão óptica para determinação da composição química dos materiais. Uma amostra foi preparada para estar livre de graxa, carepa e óxidos. O equipamento de ultrassom foi utilizado para lixamento e limpeza. Três queimas foram feitas ao longo da seção da amostra pra cada um dos materiais e comparadas com os respectivos padrões.

As Tabelas 4 e 5 trazem respectivamente as composições químicas típicas de tubos classe API 5L X-70 conforme norma API 5L (2012) e conforme norma API 5LD (2015).

Tabela 4: Composição química típica de tubos classe API 5L X70 (API 5L, 2012).

Composição Química (%max)									
Classe	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Outros
X70	0,18	0,45	1,8	0,025	0,015	¹	¹	¹	²
<i>¹a soma das concentrações de Nb, V e Ti deve ser inferior a 0,15%</i>									
<i>²0,50%Cu max, 0,50%Ni max, 0,50%Cr max, 0,50%Mo max</i>									

Tabela 5: Composição química típica do Inconel 625 (API 5LD, 2015).

Composição Química (%)										
Classe	%	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cb+Ta
UNS N06625	mín	-	-	-	-	-	58,00	20,00	8,00	3,15
	máx	0,10	0,50	0,015	0,015	0,50	-	23,00	10,00	4,15

3.1.1.2 Dureza Superficial

Este método é utilizado como fonte para avaliação preliminar do material. Ele não substitui os métodos de dureza de bancada Rockwell, Vickers ou Brinell.

O durômetro Timet H130 portátil utilizado para leitura das medidas de dureza apresenta correlação direta entre as escalas HRC, HRB, HV, HB com a escala principal do equipamento Leeb (HL). A escala Brinell (HB) foi utilizada. A dureza máxima medida pelo equipamento é de 65 HRC.

Para calibração do equipamento, deve-se conhecer o tipo de material (ferro fundido, inox, aço carbono, etc.) em que a dureza será medida a fim de selecionar no painel do equipamento o tipo de material, informando as faixas de dureza aplicadas. Depois de selecionado o tipo de material, deve-se selecionar a posição na qual será realizada a medida de dureza, no caso 90°.

O suporte de medição de dureza deve ser colocado sobre a superfície da peça, formando um ângulo de 90° entre a peça e o suporte, onde em seguida é disparado o torpedo contra a peça, devendo ser aguardado até que o mesmo fique em posição de repouso. Imediatamente o display informa o valor de dureza obtida (Figura 24).



Figura 24: Equipamento portátil durômetro Leeb.

O perímetro do tubo foi dividido em cinco regiões (em sentido horário: 1A – costura, 2B, 3C, 4D, 5E) equidistantes (Figura 25) nas quais foram realizadas as

medidas de dureza superficial. Essas regiões foram preparadas de forma a deixar a superfície limpa, seca, livre de óleo, graxa e camadas de óxido. O acabamento superficial foi obtido com lixa de granulação #200. O comprimento do tubo foi dividido em dez seções. Cinco leituras foram realizadas em cada seção e a média das cinco medidas registrada (Figura 26). De acordo com o manual do equipamento, a distância entre as impressões deve ser no mínimo três vezes o diâmetro da impressão e este cuidado foi tomado durante as leituras.

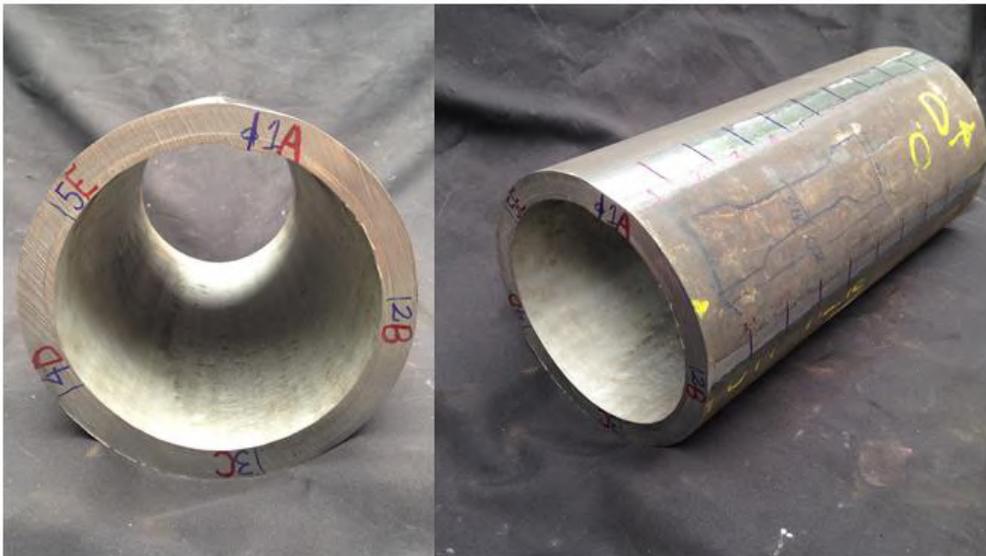


Figura 25: Marcação do tubo para medidas de dureza superficial.



Figura 26: Registro de medidas de dureza superficial.

3.1.1.3 Dureza da Seção Transversal

A fim de verificar os valores de dureza na seção transversal da parede do tubo, foram realizadas medidas de dureza em durômetro Vickers HVS-10 de bancada, escala Vickers HV10 (Figura 27). Um anel de 10 mm de comprimento foi seccionado do tubo, sendo que a divisão do perímetro em cinco seções equidistantes foi mantida. Uma amostra foi retirada entre as seções 3C e 4D (Figura 28), para realização dessas medidas e as demais amostras preservadas para posterior micrografia. A amostra passou por preparação metalográfica, incluindo lixamento, polimento e ataque com Nital 2%.

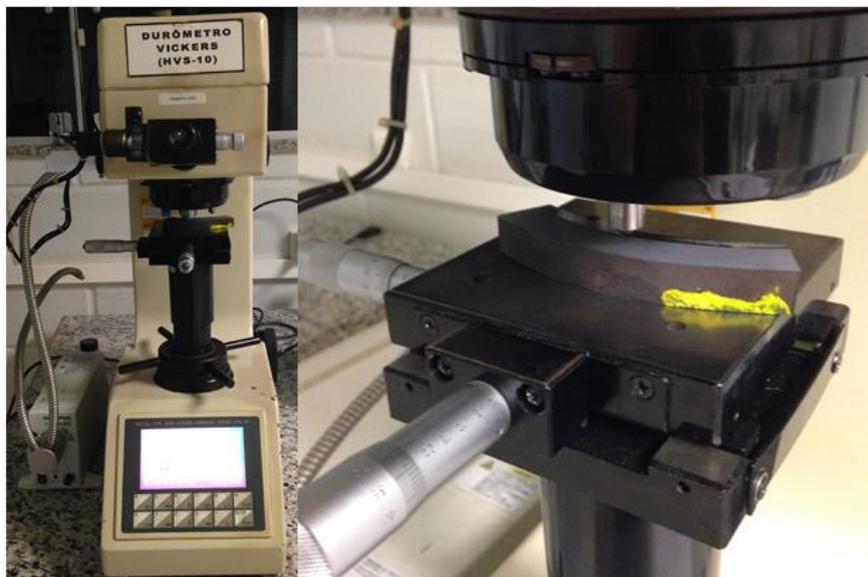


Figura 27: Durômetro Vickers.

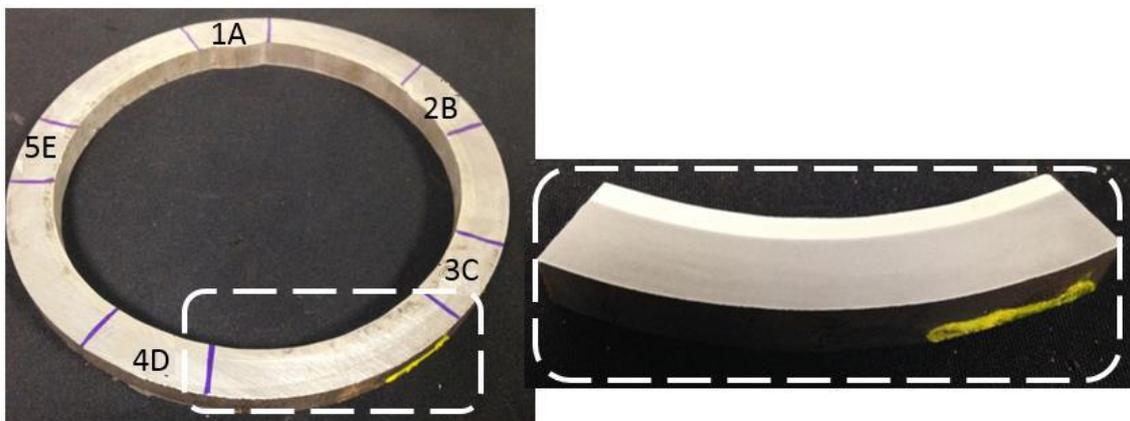


Figura 28: Representação da retirada de amostra para dureza de bancada Vickers HV10.

O procedimento seguido foi o mesmo indicado pela norma API 5LD (2015) (Figura 29), que determina a utilização da norma ASTM E384-11 para medidas de dureza em escala Vickers. As leituras foram feitas em cinco regiões espaçadas por cerca de 5 mm uma da outra.

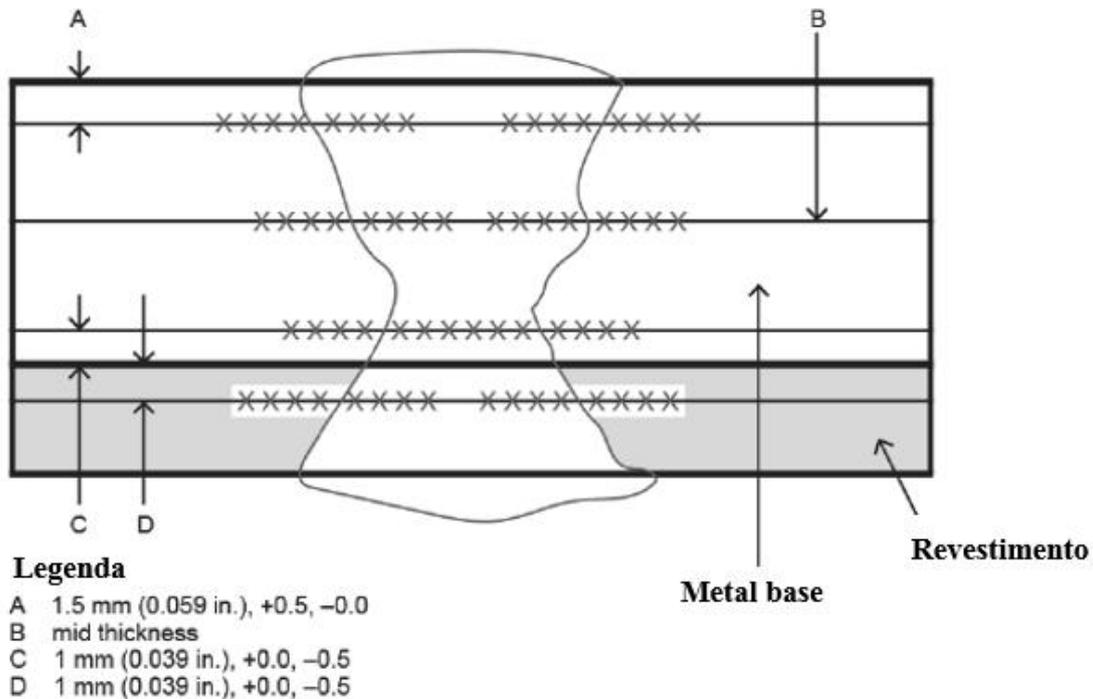


Figura 29: Procedimento para medidas de dureza de bancada (adaptado de API 5LD, 2015).

3.1.1.4 Análise Microestrutural

A partir do mesmo anel de 10 mm de comprimento utilizado para as medidas de microdureza, foram retiradas três amostras (1A, 4D e 5E) para caracterização microscópica (Figura 30). Mesmo estando fora do escopo de ensaios mecânicos, a caracterização microestrutural da região do cordão de solda (1A) foi feita para avaliação da estrutura dos cordões de solda.

Todas as amostras passaram por preparação metalográfica, incluindo lixamento e polimento. As amostras 1A, com ataque em Nital 2% (para revelar o aço carbono), e 4D, com ataque em ácido crômico (para revelar o Inconel 625), foram avaliadas tanto em um microscópio óptico (MO) Zeiss AXIOSKOP quanto em um microscópio

eletrônico de varredura (MEV) Zeiss DSM 940. A amostra 5E foi analisada apenas no MEV, sem ataque.

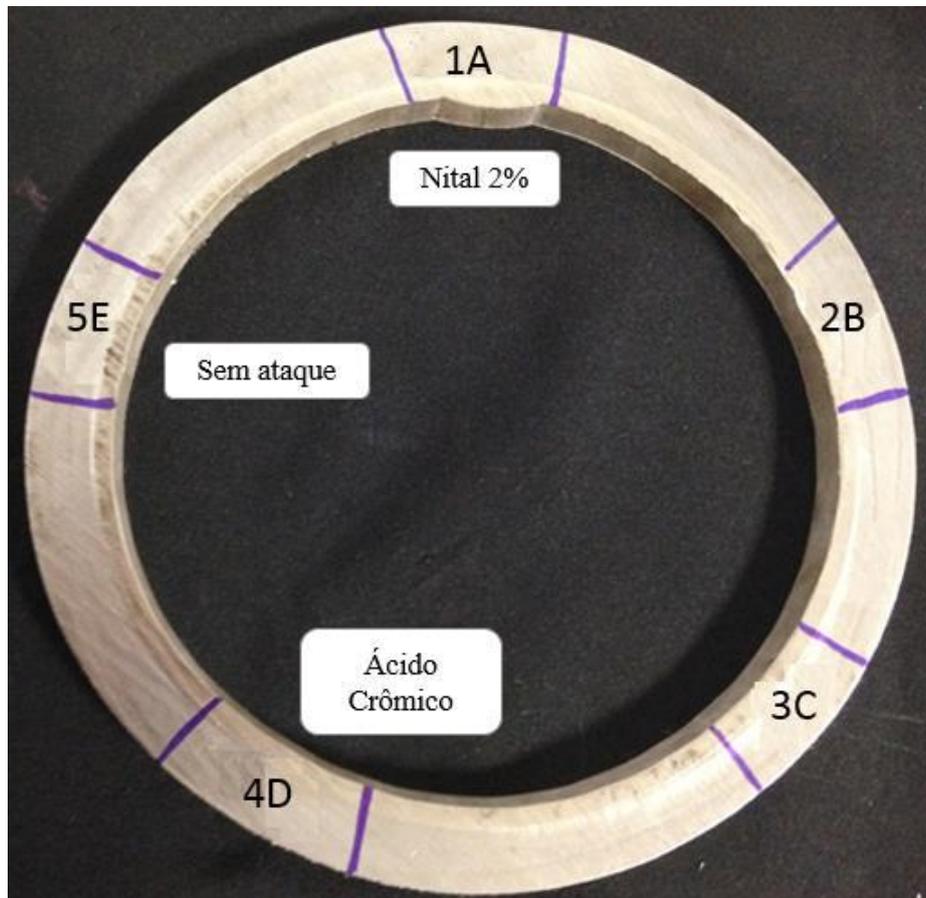


Figura 30: Representação da retirada das amostras para análise microestrutural.

3.1.1.5 Ensaio Não Destrutivo – Ultrassom

Como forma de caracterizar a interface para a presença de possíveis defeitos foi utilizado o medidor de espessura 38DL Plus (5 MHz) para avaliar a presença de discontinuidades entre o aço carbono e o Inconel, nas regiões em que a interface apresentava apenas ligação metalúrgica resultante da coextrusão (2B, 3C, 4D e 5E). Na região da costura, foi utilizado o equipamento de ultrassom UT Conv Isonic 2005 (2 MHz) (Figura 31).

A norma adotada como referência para tais ensaios foi a ASTM A578/A578M (2012), indicada pela norma DNV OS F101 (2013).



(a)

(b)

Figura 31: Medidor de espessura (a) e equipamento de ultrassom (b) utilizados.

3.1.2 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos realizados nesta pesquisa incluem a realização de ensaios de tração convencionais até a ruptura, ensaios de tração interrompidos em diferentes níveis de deformação e medidas de dureza Vickers HV1, as quais foram realizadas com o objetivo de avaliar o grau de encruamento para cada nível de deformação pré-estabelecido em relação à amostra antes de submetida à tração e após ruptura.

3.1.2.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados de maneira convencional, em corpos de prova com a espessura completa, até a ruptura, e também interrompidos em deformações pré-definidas.

A máquina DL 20000 da Tecmetal, com capacidade para 20 t e o software TESC foram utilizados. Primeiramente foram ensaiadas duas amostras como cladeadas, espessura completa, sem o uso de extensômetro, de onde se pôde perceber que não seria possível determinar com precisão o valor a $R_{t0.5\%}$, conforme orienta a norma DNV OS F101 (2013), uma vez que nos primeiros minutos de ensaio a acomodação da máquina de tração e seus elementos descaracteriza o módulo de elasticidade do material e as

diversas inclinações geradas no regime elástico da curva impossibilitam a correta aferição do limite de escoamento com uma linha paralela ao eixo das ordenadas, conforme $R_{t0.5\%}$. Por esse motivo, os demais ensaios foram realizados com a utilização do extensômetro da máquina (25 mm de comprimento) para as medidas de deformação, como demonstrado na Figura 32. Outras características como a ordem de grandeza das cargas e das deformações foram definidas em mais ensaios iniciais, que serviram como referência para a padronização dos ensaios utilizados na pesquisa.

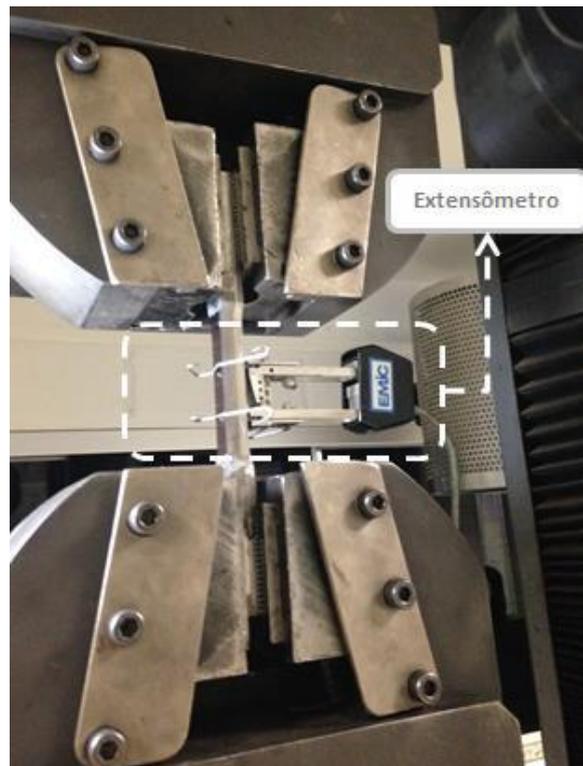


Figura 32: Amostra preparada para ensaio de tração com extensômetro instalado.

A norma de referência determinada pela norma DNV OS F101 (2013) e que foi seguida para os ensaios de tração foi a ASTM A370 (2017), que especifica que os corpos de prova devem ser selecionados de acordo com as especificações aplicáveis ao produto, i.e. conformados, forjados ou fundidos. Optou-se pelo corpo de prova longitudinal, conforme definido para materiais conformados, e retangular, uma vez que este permite realização de ensaio a espessura completa, o qual não seria possível em um corpo de prova cilíndrico. Ainda conforme ASTM A370 (2017), os corpos de prova retangulares devem ser feitos à espessura total ou seção do material no estado como fabricado, ou ainda usinado para as dimensões indicadas.

Foram realizados ensaios de tração em quatro tipos de corpos de prova, sendo que apenas um corpo de prova foi ensaiado em cada condição devido à indisponibilidade de material para aumentar a amostragem em todas as condições definidas (Figura 33):

- A.1. como cladeado (bimetálico com solda),
- A.2. metal base e revestimento, separados mas em um mesmo carregamento (bimetálico sem solda),
- A.3. metal base isolado,
- A.4. revestimento isolado.

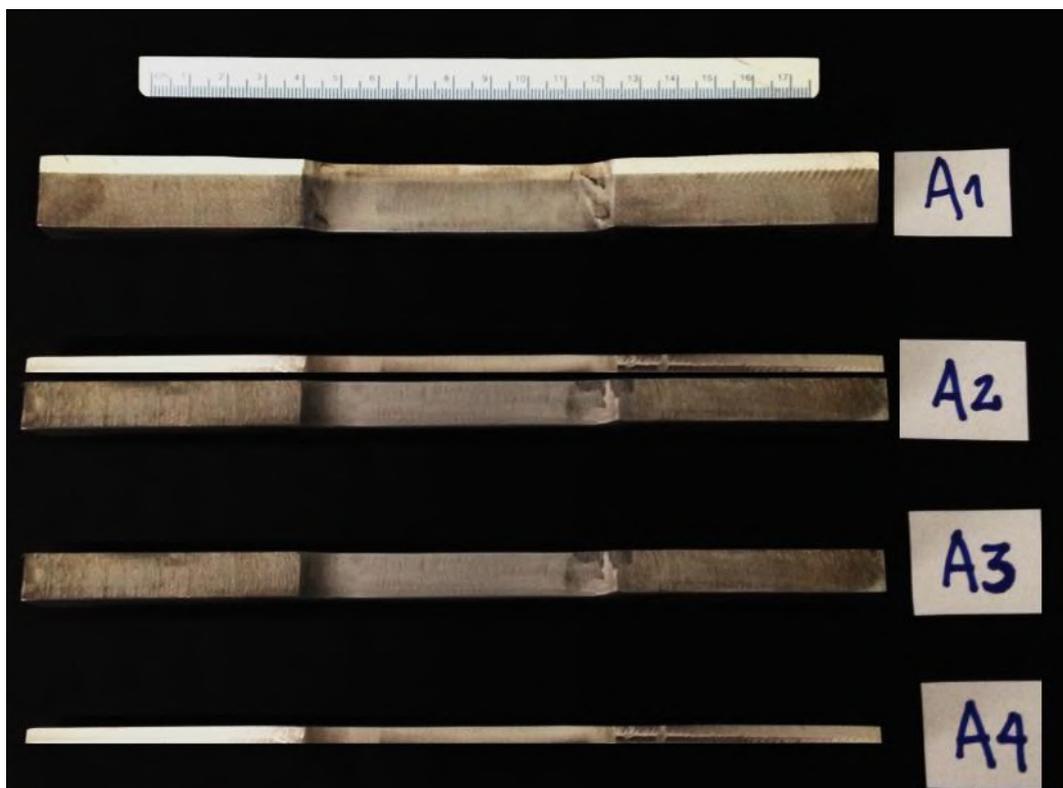


Figura 33: Tipos de corpos de prova utilizados nos ensaios de tração.

As dimensões padrão assumidas para os CP foram as mesmas indicadas pela ASTM A370 para CPs retangulares em formato de chapa, na espessura completa (Figura 34). A espessura de 18,00 mm indicada na Figura 34 é a espessura completa do CP, padrão adotado para o CP A1. O CP A2 teve a espessura reduzida em virtude da desunião feita entre aço carbono e revestimento que resulta na perda de espessura completa, ficando com espessura final de 14,23 mm. Os CPs A3 e A4, como metal de

base e revestimento isolados, respectivamente, tiveram 11,11 mm e 4,36 mm de espessura.

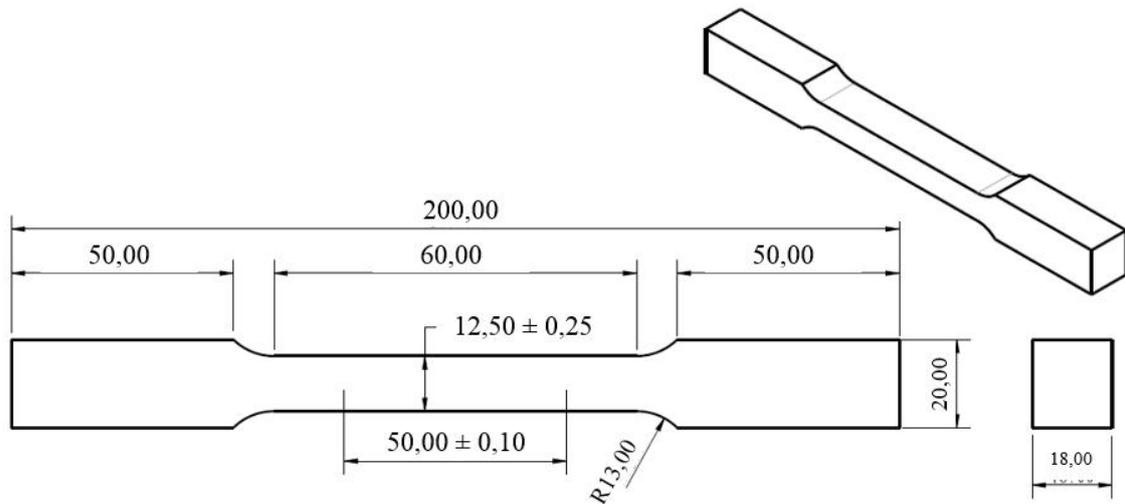


Figura 34: Dimensionais do corpo de prova retangular, espessura completa, conforme ASTM A370 (2017).

As curvas de tração-deformação reais geradas nos ensaios de tração foram modificadas em curvas verdadeiras (de engenharia), para que pudessem ser comparadas posteriormente com as curvas geradas pelo modelo numérico através do método de elementos finitos, uma vez que o modelo utiliza tais valores. As Equações 1 e 2 (SOUZA, 1977) foram utilizadas para determinação da deformação verdadeira e da tensão verdadeira, respectivamente.

$$\epsilon_V = \ln(1 + \epsilon_R) \text{ (Equação 1)}$$

$$\sigma_V = \sigma_R(1 + \epsilon_R) \text{ (Equação 2)}$$

De acordo com SOUZA (1977) a tensão de tração verdadeira (σ_V) é definida como o quociente entre a carga em qualquer instante e a área da seção transversal do corpo de prova no mesmo instante. A deformação verdadeira (ϵ_V) é baseada na mudança do comprimento com relação ao comprimento-base de medida instantâneo, em vez do comprimento inicial de medida. Conforme já mencionado, a região da solda longitudinal (costura) não foi considerada nesta pesquisa.

a. Ensaio de Tração Convencional (até a ruptura)

Dentre os ensaios de tração convencionais que foram levados até a ruptura, foram realizados ensaios de tração uniaxial até a ruptura em quatro amostras do material: (A1) como cladeado espessura completa, (A2) metal base e revestimento separados em um mesmo ensaio (mesma força uniaxial), (A3) metal base isolado e, (A4) revestimento isolado. Uma amostra foi testada em cada condição.

O ensaio do metal base e revestimento, separados, e com a mesma força uniaxial aplicada (A2) foi utilizado como forma de remover a influência de um material sobre o outro durante o deslocamento uniaxial aplicado pela máquina de tração.

b. Ensaio de Tração Interrompidos

Oito corpos de prova na forma como cladeados e com espessura completa foram submetidos a ensaios de tração, que foram interrompidos em deformações pré-definidas – 0,5%; 0,73%; 1,0%; 2,0%; 3,0%; 4,0%; 5,0% e 10%. Foram registrados os valores de tensão de escoamento e também a tensão máxima atingida, na dada deformação, uma vez que tais ensaios não foram levados até a ruptura.

Estes ensaios foram realizados com o objetivo de avaliar o grau de encruamento para cada nível de deformação pré-estabelecido através de medidas de dureza HV1.

3.1.2.2 Dureza Vickers HV1

Os valores de dureza Vickers HV1 foram realizados através do mesmo procedimento descrito na seção 3.1.1.3.

Foram medidos pontos de dureza em amostras das seções transversal e longitudinal dos corpos de prova (CP), nas regiões de interesse correspondentes. Para as amostras levadas até a ruptura foram realizadas medidas na região da ruptura (longitudinal) e adjacentes à ruptura (transversal). As amostras provenientes dos ensaios de tração interrompidos também tiveram medidas nas seções transversal e longitudinal, na região intermediária do CP. Medidas na cabeça dos CPs foram retiradas como referência para a

condição sem deformação. A Figura 35 esquematiza a retirada de amostras para medida de dureza Vickers HV1 no corpo de prova A1, levado até a ruptura.

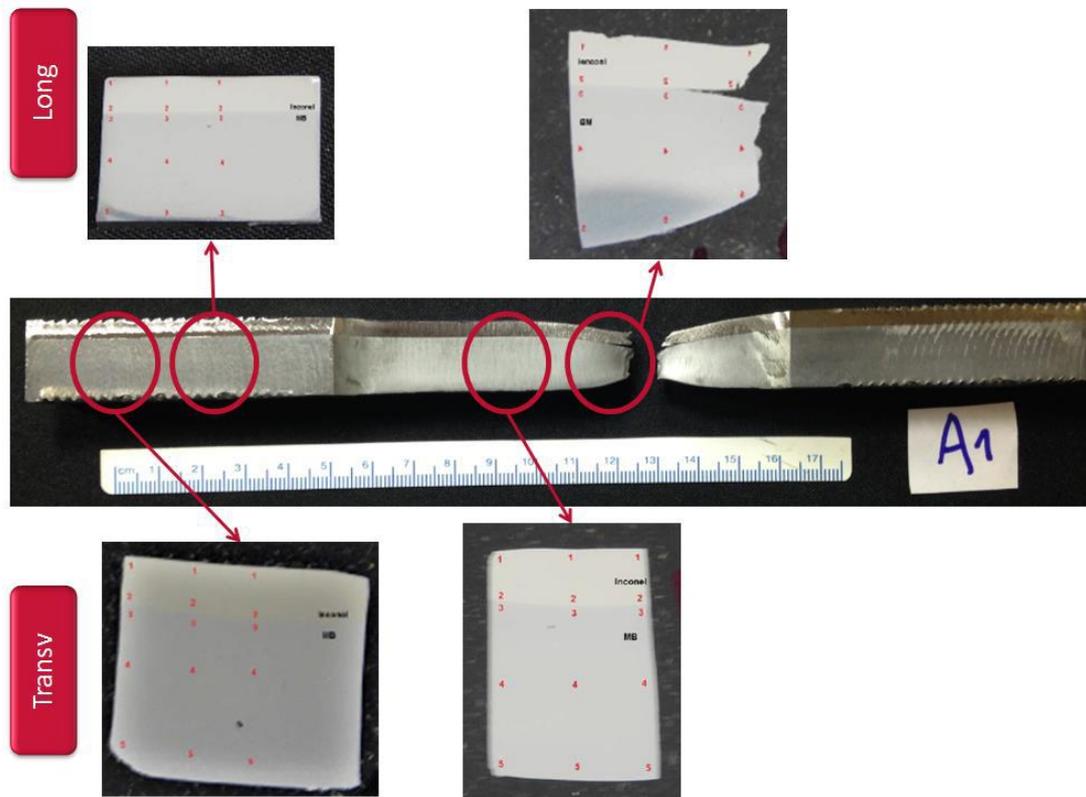


Figura 35: Esquema de retirada de amostras para medição de dureza Vickers HV1.

3.1.3 Simulações e Modelamento Numérico

3.1.3.1 Simulação Analítica:

Uma simulação analítica, baseada no método MPC (*Materials Properties Council*) definido no documento API 579 / ASME FFS-1 (2016), Anexo 2E – Propriedades de Materiais para uma análise de tensões, foi utilizada para validar a parte matemática. Nesta etapa a verificação do modelo matemático proposto foi feita comparando-se as curvas verdadeiras geradas a partir dos resultados dos ensaios de tração dos CPs A3 e A4, sendo que o MPC não deve ser aplicado ao conjunto bimetálico. A simulação foi feita a partir da deformação verdadeira ϵ_{ts} (Equação 3). As Equações de 4 a 13 definem as variáveis da Equação 3.

$$\epsilon ts = \frac{\sigma t}{E_y} + \gamma 1 + \gamma 2 \text{ (Equação 3)}$$

$$\gamma 1 = \frac{\epsilon 1}{2} (1.0 - \tanh[H]) \text{ (Equação 4)}$$

$$\gamma 2 = \frac{\epsilon 2}{2} (1.0 - \tanh[H]) \text{ (Equação 5)}$$

$$\epsilon 1 = \left(\frac{\sigma t}{A1}\right)^{\frac{1}{m1}} \text{ (Equação 6)}$$

$$A1 = \frac{\sigma ys (1 + \epsilon ys)}{(\ln[1 + \epsilon ys])^{m1}} \text{ (Equação 7)}$$

$$m1 = \frac{\ln[R] + (\epsilon p - \epsilon ys)}{\ln\left[\frac{\ln[1 + \epsilon p]}{\ln[1 + \epsilon ys]}\right]} \text{ (Equação 8)}$$

$$\epsilon 2 = \left(\frac{\sigma t}{A2}\right)^{\frac{1}{m2}} \text{ (Equação 9)}$$

$$A2 = \frac{\sigma uts \exp[m2]}{m2^{m2}} \text{ (Equação 10)}$$

$$H = \frac{2[\sigma t - (\sigma ys + K\{\sigma uts - \sigma ys\})]}{K(\sigma uts - \sigma ys)} \text{ (Equação 11)}$$

$$R = \frac{\sigma ys}{\sigma uts} \text{ (Equação 12)}$$

$$\epsilon ys = 0,002$$

$$K = 1,5R^{1,5} - 0,5R^{2,5} - R^{3,5} \text{ (Equação 13)}$$

Os valores de limite de escoamento e de resistência do material obtidos no ensaio de tração foram usados como dados de entrada para esta simulação analítica para cada um dos materiais (A3 e A4), além do módulo de elasticidade ($E_y = 30\text{ksi}$ ou 207GPa), m_2 (expoente de ajuste da curva tensão-deformação) e ϵ_p (*offset* a 0.2% de deformação), definidos na Tabela 6 como parâmetros para a curva tensão x deformação, para o aço e para ligas de níquel.

Tabela 6: Valores de m_2 e ϵ_p para aços e ligas de níquel; “R” corresponde à razão entre o limite de escoamento (LE) e o limite de resistência (LR) (API 579/ASME FFS-1, 2016).

Material	m_2	ϵ_p
Aços Ferrítico	0.60 (1.00 - R)	0,00002
Aços Inoxidáveis e ligas de Níquel	0.75 (1.00 - R)	0,00002

Finalmente, a tensão σ_t e deformação ϵ_t foram determinadas de acordo com as Equações 14 e 15 respectivamente:

$$\sigma_t = (1 + \epsilon_{es})\sigma_{es} \text{ (Equação 14)}$$

$$\epsilon_t = \ln(1 + \epsilon_s) \text{ (Equação 15)}$$

3.1.3.2 Modelamento numérico:

Depois de verificadas as curvas MPC dos materiais isolados, um modelo numérico foi implementado através do método de elementos finitos. Para tal, uma malha com elementos quadráticos foi gerada no software ANSYS Mechanical APDL 18.0.

Na etapa de pré-processamento, são definidas as dimensões do corpo de prova: L (largura do CP), H (espessura do CP), HR (espessura do revestimento), LC (largura da cabeça), HC (altura da cabeça), AL (alongamento do CP), e o DB (comprimento útil do extensômetro, *clip gage*).

Um modelo linear elástico foi definido para as regiões das cabeças do corpo de prova e um modelo elasto-plástico foi proposto para a região do comprimento útil, de

forma a concentrar a deformação nesta região. Este comprimento é definido através do parâmetro LNL (semi-comprimento não linear), i.e. comprimento definido com comportamento elasto-plástico. Além desses parâmetros, um último (DD) é definido de modo a determinar a extensão da curva, no qual um fator 0.9 multiplica o produto entre o alongamento do CP (AL) e o comprimento útil do extensômetro (DB).

Uma vez gerado o modelo, uma etapa de pós-processamento foi realizada, na qual o número de interações resultantes do modelo é utilizado para extrair as cargas resultantes e os deslocamentos lineares na linha de simetria do extensômetro, onde foram definidos os *keypoints*, sendo seis (6) para o metal base e dois (2) para o revestimento, quando no conjunto bimetálico e seis (6) para ambos, quando isolados

As cargas resultantes são então convertidas em tensões equivalentes de Von Mises (σ_e), definida pela Equação 16 e recomendada para definir o escoamento de materiais metálicos sujeitos a tensões combinadas (SOUZA, 1977).

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}{2}} \quad \text{(Equação 16)}$$

A partir dos valores obtidos no pré-processamento e pós-processamento, os dados são tratados para obtenção dos valores de tensão e deformação verdadeiras resultantes do modelo numérico e posteriormente compará-los com os dados obtidos através do ensaio de tração convencional.

Por fim, foram geradas curvas a partir do fator de triaxialidade de Davis (TFD), definido na Equação 17 (MARESCA *et al.*, 1997).

$$TFD = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sigma_e} \quad \text{(Equação 17)}$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 Composição Química

A análise química confirmou os materiais esperados para o metal de base (API 5L X70) e para o revestimento (Inconel 625), conforme composição química definida nas Tabelas 4 e 5. As Tabelas 7 e 8 trazem as composições químicas encontradas para os materiais utilizados nesta pesquisa.

Tabela 7: Composição química do metal base aço carbono API 5L X70 (API 5L, 2012).

Composição Química (%max)								
Classe	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
API 5L X70	97,600	0,055	0,385	1,340	0,025	0,011	0,035	0,011
	Mo	Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	Outros
	0,112	0,035	0,225	0,011	0,046	0,043	0,003	-

Tabela 8: Composição química do revestimento Inconel 625 (API 5LD, 2015).

Composição Química (%)								
Classe	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
UNS N06625	3,830	0,015	0,104	0,080	0,004	0,007	21,420	61,100
	Mo	Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	Outros
	9,130	0,197	0,024	0,053	0,041	3,670	0,232	-

4.1.2 Dureza Superficial

As medidas de dureza superficial feitas com durômetro Leeb mostraram que o material apresenta homogeneidade e está dentro dos valores admitidos pela norma DNV OS F101 (2013), i.e. 285 HB ou 300 HV10 máximos, como indicado na Tabela 9 e nas Figuras 36 e 37. Os valores de dureza foram retirados ao longo do perímetro (10 pontos) do tubo em cinco pontos equidistantes da seção transversal conforme indicado na Figura 25 (seção 3.1.1.2).

Tabela 9: Valores de dureza superficial medidos com durômetro Leeb.

Dureza (BHN)	1A (Cordão)	2B (72°)	3C (144°)	4D (216°)	5E (288°)	Dureza (BHN)	1A (Cordão)	2B (72°)	3C (144°)	4D (216°)	5E (288°)
11	181	247	246	191	247	61	191	263	198	202	219
12	192	261	242	207	259	62	192	256	233	197	205
13	195	249	257	224	259	63	200	264	250	220	249
14	199	251	250	224	261	64	197	259	244	190	244
15	200	255	261	231	264	65	202	260	256	187	246
Média 1	193	252	251	215	258	Média 6	196	260	235	199	232
21	192	264	255	239	265	71	193	259	259	245	250
22	200	266	253	242	256	72	199	255	255	238	252
23	192	255	260	257	253	73	203	261	253	200	242
24	191	255	257	261	260	74	204	263	249	192	258
25	193	263	263	257	252	75	201	244	241	251	257
Média 2	192	260	257	251	257	Média 7	200	256	251	225	251
31	199	249	263	255	257	81	196	260	250	200	252
32	193	248	264	258	254	82	200	256	238	209	242
33	194	257	269	249	242	83	193	269	247	197	256
34	205	265	268	244	251	84	196	266	247	251	245
35	197	265	266	249	259	85	197	271	262	251	251
Média 3	198	256	266	251	253	Média 8	197	264	248	221	249
41	209	251	267	251	226	91	190	258	267	262	244
42	208	265	260	215	226	92	194	267	265	256	247
43	196	265	256	239	250	93	193	261	267	235	244
44	208	264	258	249	244	94	186	260	265	225	239
45	193	270	226	256	253	95	187	269	262	246	247
Média 4	202	263	260	241	239	Média 9	190	263	265	244	244
51	203	258	293	225	241	101	187	266	259	246	211
52	191	269	204	229	240	102	190	257	261	209	226
53	197	267	206	209	249	103	189	259	250	247	237
54	187	254	207	195	229	104	188	265	250	240	224
55	194	258	200	191	226	105	190	262	253	236	219
Média 5	194	261	202	209	237	Média 10	189	262	254	242	223

Como ponto relevante, pode-se notar uma queda dos valores de dureza na metade do comprimento da amostra, nas regiões 3C e 4D da circunferência, opostas ao cordão de solda. Não é possível comentar os valores inferiores na metade do comprimento da amostra, uma vez que não se sabe de que altura do tubo a amostra pertencia. Entretanto, como o tubo foi seccionado no meio para confecção dos corpos de prova de tração, não são esperadas variações de resultados devidos a este efeito.

Por outro lado, a dispersão maior de valores associadas às regiões 3C e 4D da circunferência sugere relação com algum efeito do processo de conformação na etapa de calandragem ou na etapa de soldagem do cordão, por se tratar da região oposta ao cordão. Apesar dessas constatações, a observação mais relevante obtida por essas medidas de dureza foi com relação aos menores valores encontrados no cordão de solda (Figura 36).

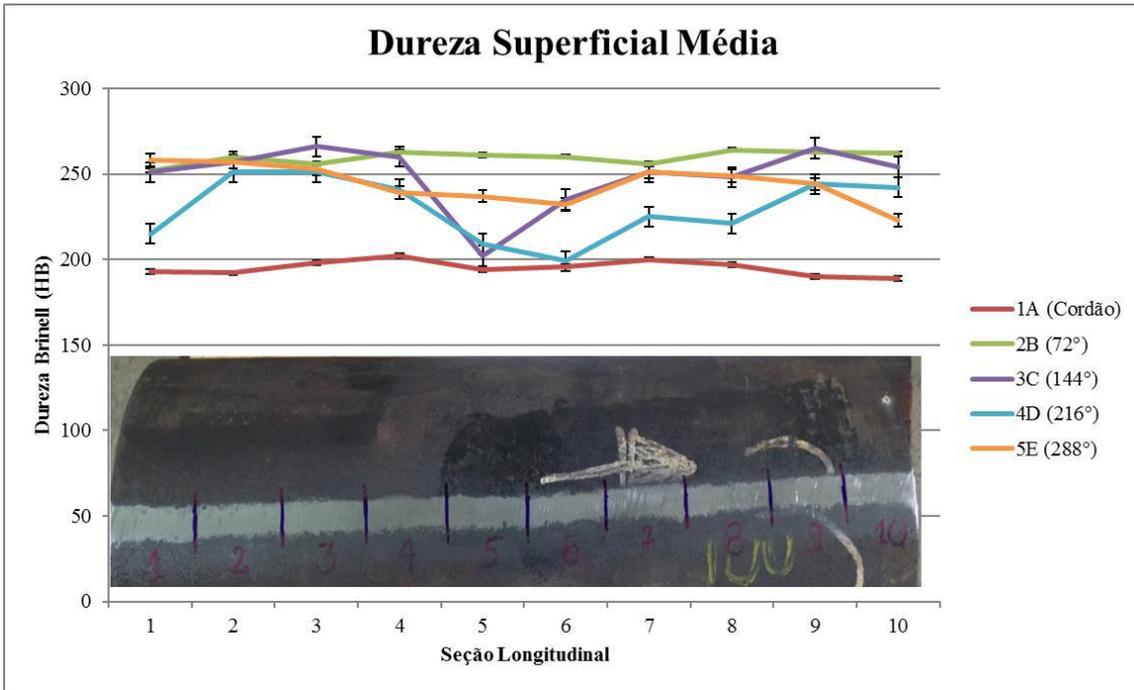


Figura 36: Dureza Superficial média ao longo do comprimento do tubo, para cada ponto da seção transversal.

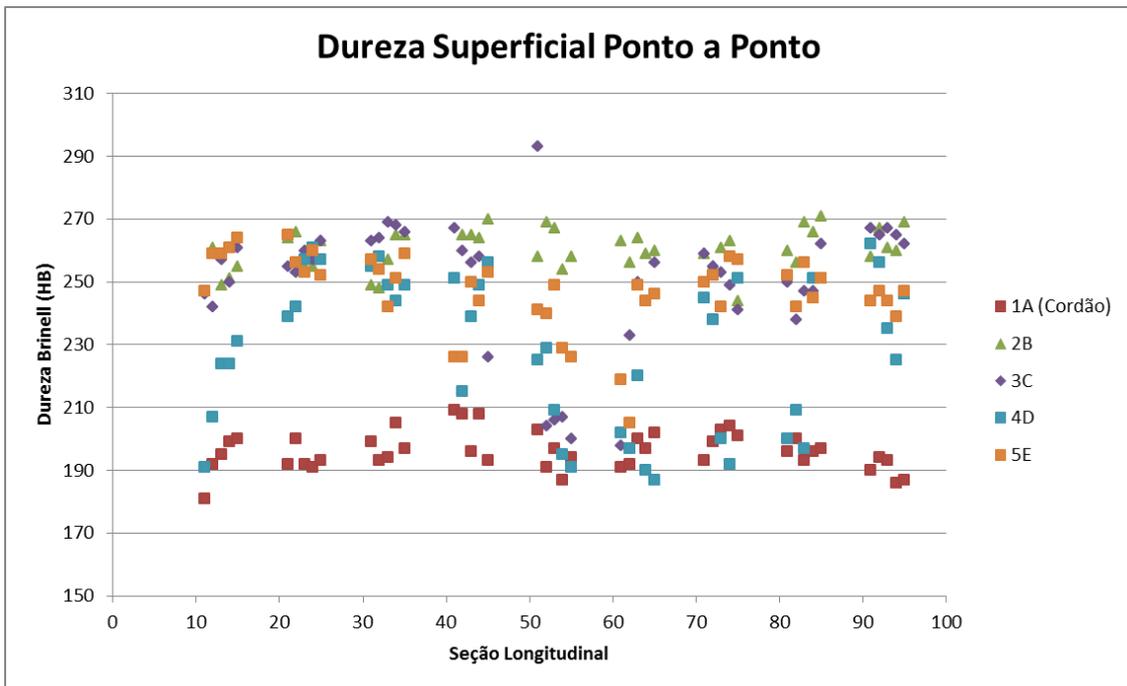


Figura 37: Dureza Superficial ponto a ponto ao longo do comprimento do tubo.

Estes valores estão possivelmente relacionados com a sequência de fabricação, que inclui o tratamento térmico após a etapa de soldagem e também ao fato de se utilizar consumíveis com menores teores de carbono do que o metal de base. Apesar disso, o fato de os valores apresentarem-se bastante homogêneos, na faixa de 200 HB, dá indício da presença de elementos de liga aos consumíveis, os quais conferem certa resposta ao tratamento térmico executado após a soldagem (CELANT *et al.*, 2000).

4.1.3 Dureza Vickers HV10

As medidas de dureza na seção transversal feitas em escala Vickers HV10 também foram consistentes com os limites definidos pela norma de referência DNV OS F101 (2013), i.e. 300 HV10 máximo, como indicado na Tabela 10 e na Figura 38.

Tabela 10: Medidas de Dureza Vickers HV10, seção transversal.

Região	Ponto	HV10	Região	Ponto	HV10
Revest.	1	257	Centro MB	1	226
	2	241		2	227
	3	241		3	231
	4	245		4	234
	5	259		5	233
Interface	1	233	Superfície Externa	1	272
	2	236		2	277
	3	234		3	255
	4	233		4	257
	5	237		5	260

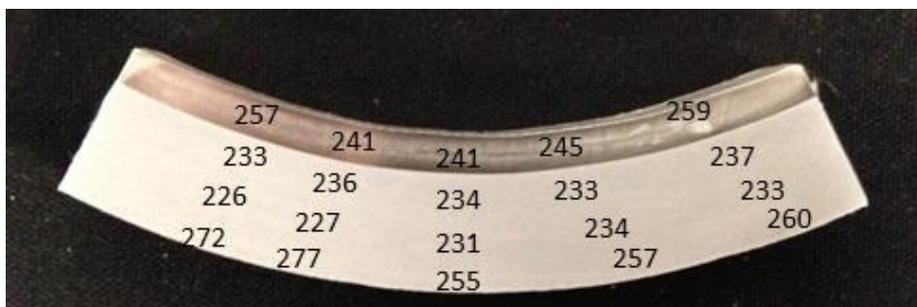


Figura 38: Medidas de Dureza Vickers HV10 – Amostra da seção transversal.

A Figura 39 discrimina os valores em gráficos para facilitar a análise.

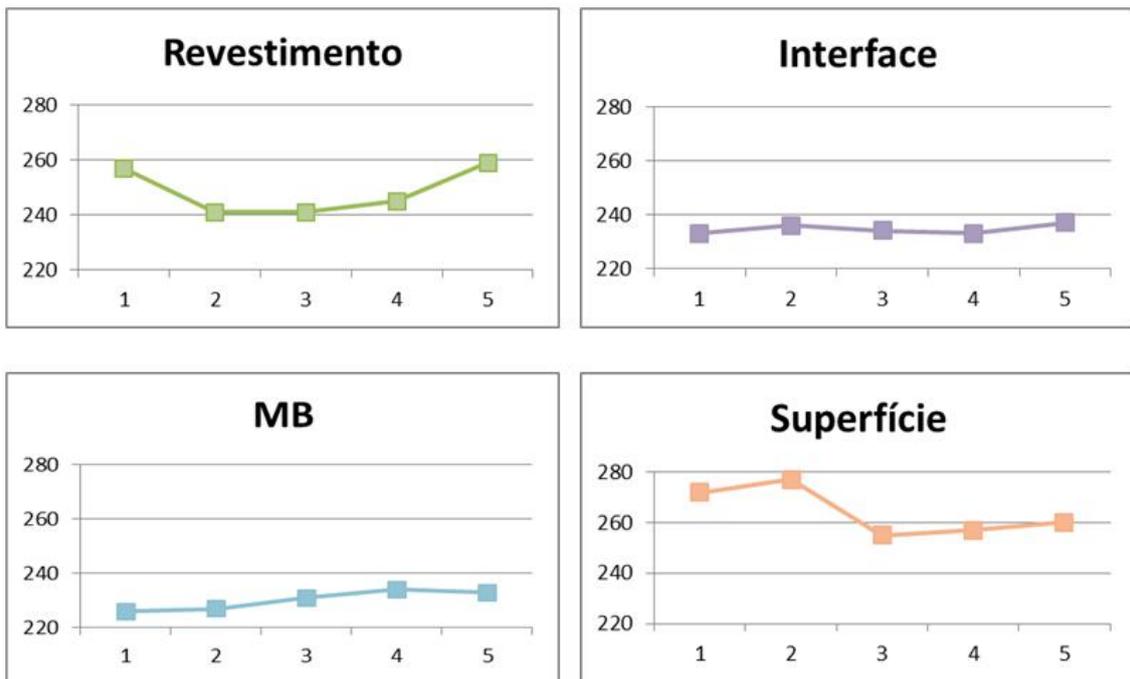


Figura 39: Medidas de Dureza HV10 verificadas em cada região – Amostra da seção transversal.

Os valores encontrados na superfície externa foram maiores do que no centro do metal de base e na interface, devido ao fato de a superfície ser a região mais temperável do tubo, o qual foi temperado e revenido como última etapa do processo de fabricação (seção 2.1.3.2). A interface apresentou valores levemente superiores ao centro da amostra, possivelmente devidos aos níveis de deformação que ocorrem na interface, associados à difusão entre os materiais, potencializada nessa região.

4.1.4 Análises Microestruturais

4.1.4.1 Microscopia Óptica (MO)

As análises feitas por microscopia óptica permitem concluir que o aço carbono classe API 5L X-70 do metal base apresenta uma estrutura bainítica compatível com a propriedade mecânica tensão limite de escoamento mínima de 630 MPa (70ksi). A estrutura do revestimento é austenítica granular, típica de uma chapa de Inconel 625, e

na interface a estrutura se apresenta com granulação refinada devido à deformação plástica causada no processo de colaminação, que promove uma recristalização diferenciada no tratamento térmico posterior.

Como já mencionado, a região do cordão de solda foi desconsiderada para efeitos de propriedades mecânicas, mas uma caracterização microestrutural foi feita. A amostra 1A, correspondente à região do cordão de solda, mostra uma interface homogênea e desprovida de defeitos relevantes entre aço e revestimento (Figura 40).

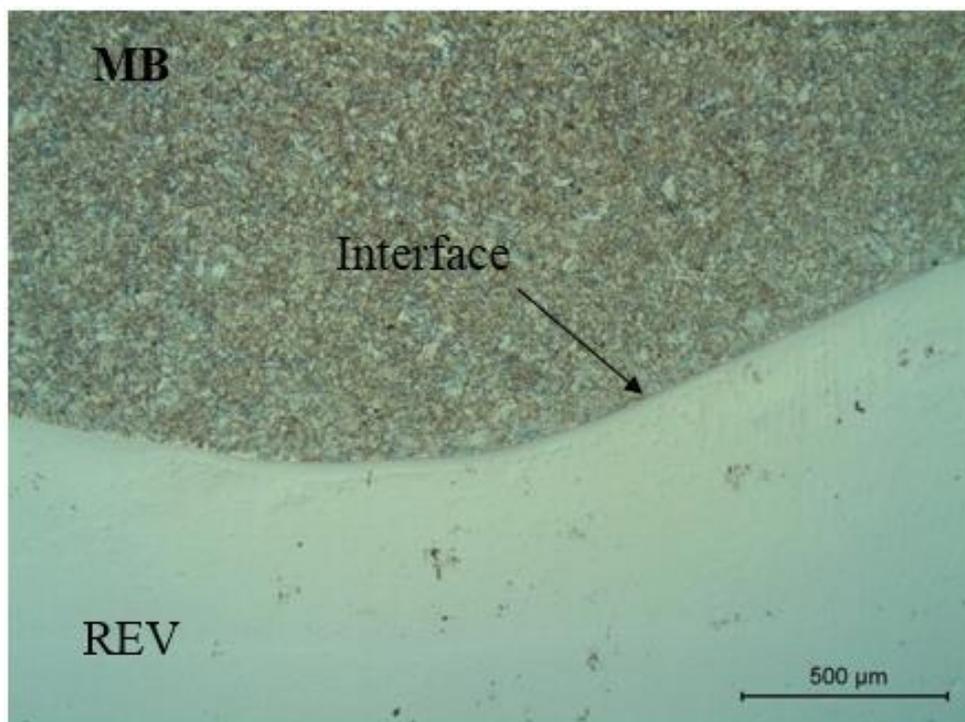


Figura 40: MO Amostra 1A – Metal de Base (MB) e Revestimento (REV) – 50X – Ataque Nital 2%.

A Figura 41 mostra a interface para o lado do metal de base (aço), com uma estrutura bainítica.

A Figura 42 mostra a região central da amostra 1A, do cordão de solda, correspondente ao lado do metal de base. É possível perceber algumas bandas brancas, que representam as zonas de ligação entre os passes de solda e que, portanto, evidenciam uma soldagem multipasses.

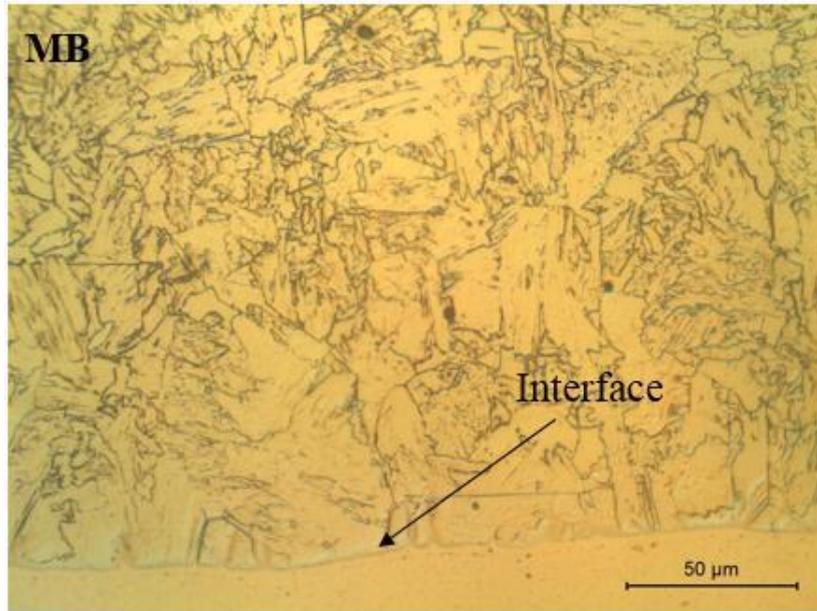


Figura 41: MO Amostra 1A – Metal de Base (MB) – 500X – Ataque Nital 2%.

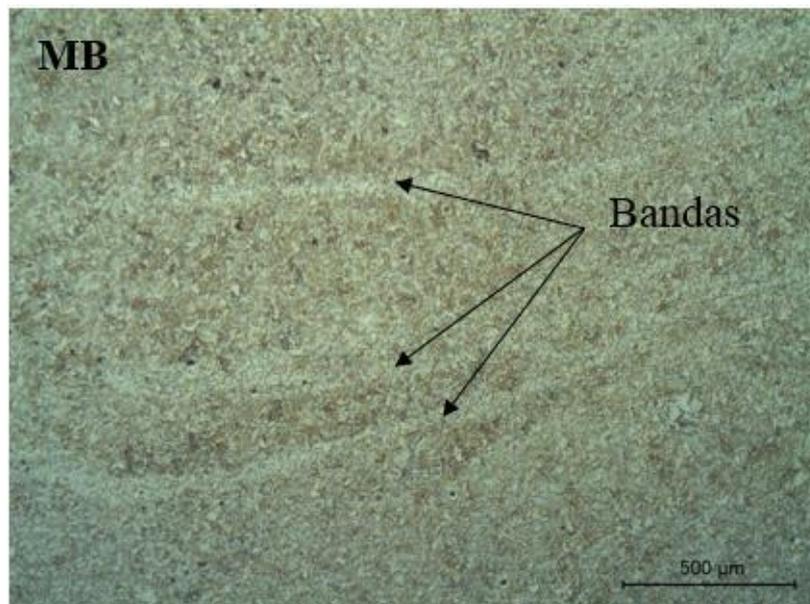


Figura 42: MO Amostra 1A – Metal de base / cordão de solda – 50X – Ataque Nital 2%.

A Amostra 4D foi atacada com ácido crômico para revelar a estrutura do Inconel e seus contornos de grão, devido sua seletividade em relação à microestrutura austenítica e eficácia no ataque ao contorno de grão austenítico (FILHO, 2013). O ataque com ácido crômico possibilitou a visualização de carbeto dispersos na matriz austenítica (Figura 43). De acordo com LÓPEZ *et al.*, (1992), a difusão de carbono do

metal de base (aço carbono) para o revestimento (Inconel 625), por exemplo, resulta na precipitação de carbeto (de nióbio principalmente) próximos à interface do Inconel, principalmente no interior dos grãos e contornos de maclas. Além de revelar a microestrutura do revestimento, o ataque com ácido crômico possibilitou a visualização dos tamanhos de grão na interface da solda, por ser uma região de maior entropia.

Ainda na Figura 43 e também na Figura 44 pode-se perceber que à medida que se afasta da interface, os grãos da chapa de Inconel 625 aumentam.

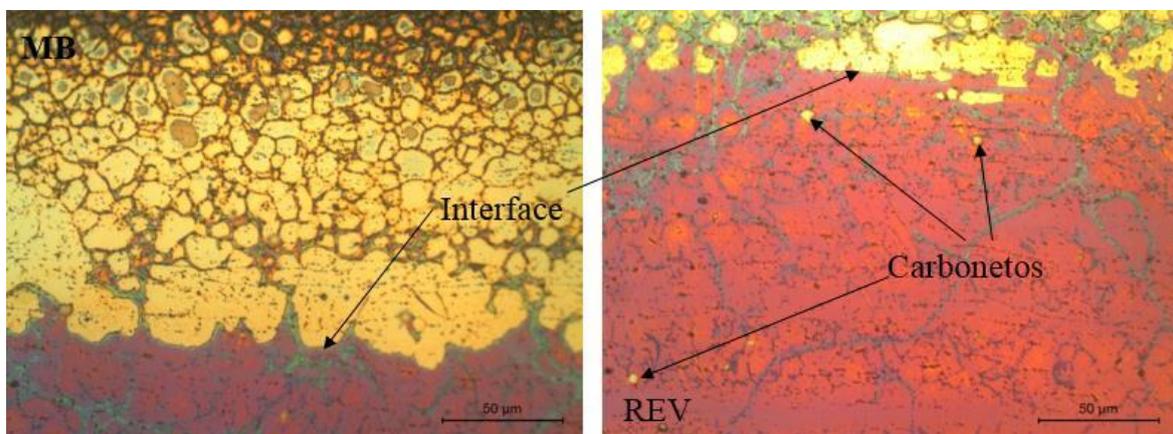


Figura 43: MO Amostra 4D – interface lado metal de base (MB), lado revestimento (REV) – 50X – Ataque ácido crômico.

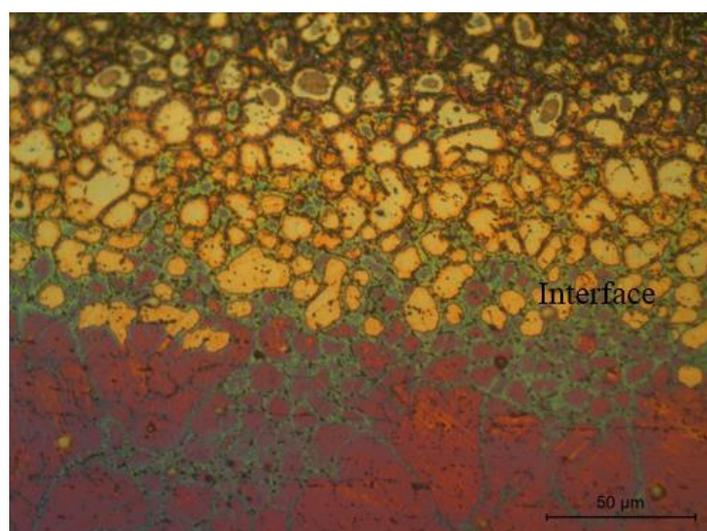


Figura 44: MO Amostra 4D – Zona de difusão (interface) – 50X – Ataque ácido crômico.

A região da interface apresenta grãos finos, justamente devido ao processo de difusão que ocorre pela ligação metalúrgica dos materiais, que resulta em uma maior deformação plástica na região da interface, recristalizada, em função do ciclo de tratamento térmico posterior que envolve austenitização para têmpera e revenido. Essa variação no tamanho de grão ao longo da espessura do revestimento pode exercer influência nas propriedades mecânicas, uma vez que grãos menores (próximos à interface) apresentam maior restrição à deformação e conseqüentemente elevam os resultados de propriedades mecânicas (CALLISTER, 2002).

4.1.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As microestruturas bainítica no metal de base (aço) e austenítica granular no revestimento (Inconel), verificadas nas Figuras 40 a 44, foram confirmadas em maior ampliação por microscopia eletrônica de varredura, conforme verificadas nas Figuras 45 e 46 com ataque de Nital 2% e ácido crômico, respectivamente.

Novamente a zona de difusão ficou bastante evidente na Figura 46, onde a amostra foi exposta ao ataque com ácido crômico. Em virtude da maior deformação, resultado do processo de ligação metalúrgica dos materiais e por ser, conseqüentemente, uma região de maior entropia, possibilitou a completa revelação da zona de difusão (interface).

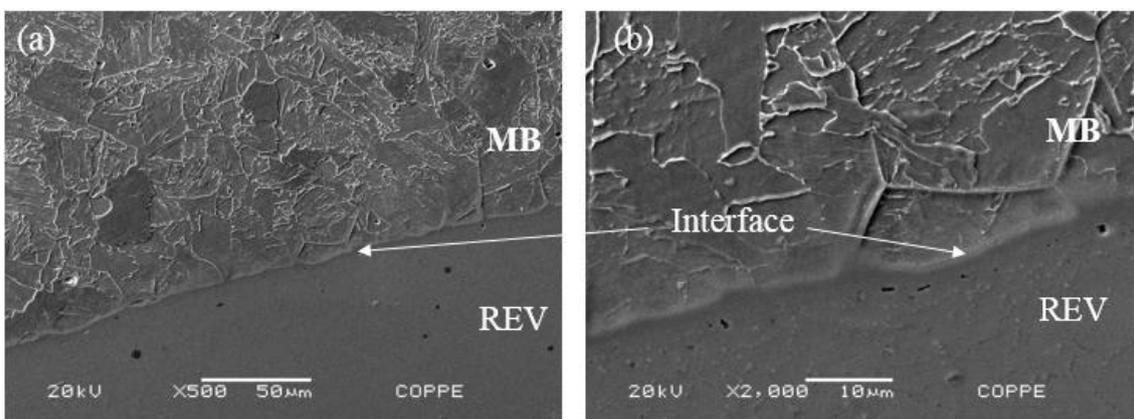


Figura 45: MEV Amostra 1A – interface – 500X (a), 2000X (b) – Ataque Nital 2%.

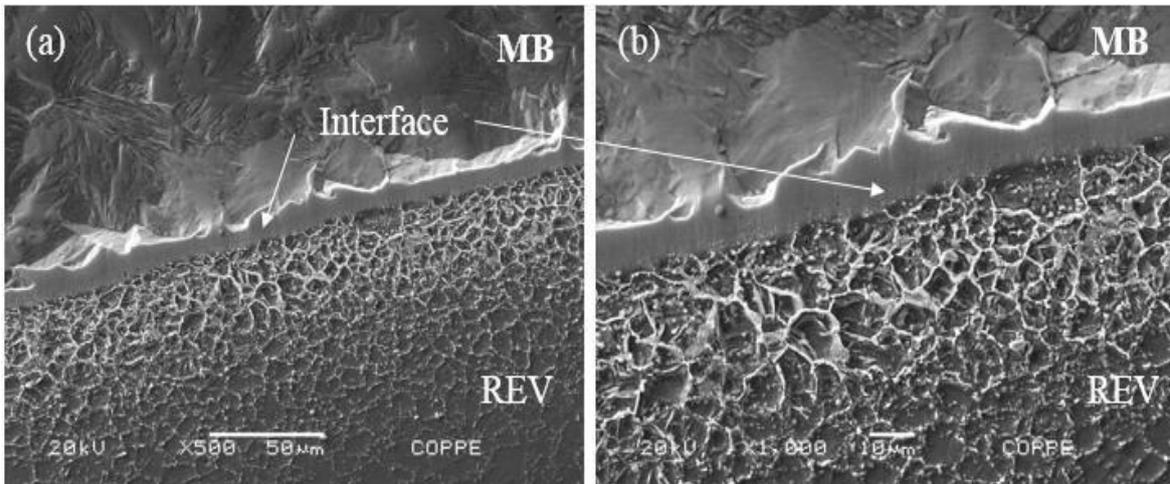


Figura 46: MEV Amostra 4D – interface – 500X (a), 1000X (b) – Ataque ácido crômico.

Uma amostra (5E) foi avaliada no MEV sem ataque para avaliação da integridade da zona interdifusional (Figura 47), uma vez que esta seria determinante para os resultados dos ensaios de tração, a depender do nível de integridade da ligação metalúrgica, podendo influenciar os resultados dos ensaios de tração.

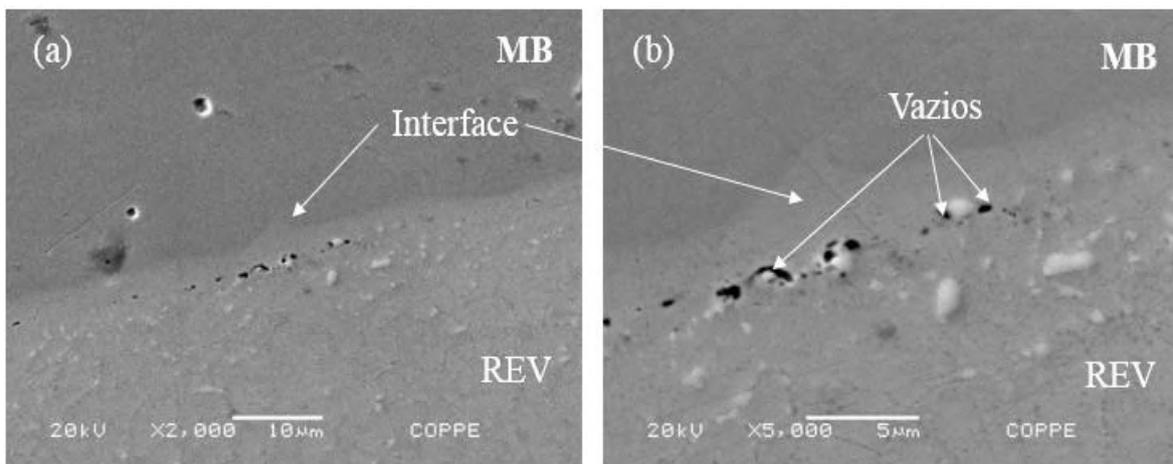


Figura 47: MEV Amostra 5E – interface – 2000X (a), 5000X (b) – Sem ataque.

Na Figura 47 podem ser verificados pequenos vazios na interface, da ordem de cerca de 1 a 2µm, que confirmam a existência de ligação metalúrgica (interdifusão) entre os materiais. Estes vazios são uma forma de manifestação do Efeito Kirkendall,

que consiste na redução do volume de um material em relação ao outro e prova, neste caso, que a difusão do carbono oriundo do metal de base no revestimento é maior do que a difusão do incoel sobre o aço. Isto faz com que a linha que separa um material do outro (interface de Kirkendall) se desloque para o lado do material que se difunde menos, no caso o incoel. A presença de tensões internas e a deformação dos materiais também são sinais da presença de tal efeito (NEVES, 2016).

4.1.5 Ultrassom

As medidas de ultrassom também visaram caracterizar a interface quanto à presença de possíveis defeitos que pudessem disfarçar conclusões no momento da interpretação dos resultados nos ensaios de tração.

A Tabela 11 mostra que não foram encontrados valores que pudessem representar descontinuidade na interface entre os dois materiais, confirmando a mesma conclusão obtida através da caracterização metalográfica (Figura 47).

Na região do cordão de solda, onde se aplicou o ultrassom por ser a região de maior propensão à ocorrência de defeitos, não foi possível definir a presença de defeitos ou descontinuidades.

Tabela 11: Medidas de espessura registradas ao longo da amostra do tubo cladeado.

Espessura Total		18,7mm
Revestimento		3,9mm
Região	Mín	Máx
1A	N/D	N/D
2B	18.11	18.65
3C	18.02	18.63
4D	18.21	18.44
5E	18.21	18.79

4.2 ANÁLISES EXPERIMENTAIS

4.2.1 Ensaios de Tração

a. Convencional (até a ruptura)

Foram realizados ensaios de tração em quatro tipos de corpos de prova. Como cladeado (bimetálico com solda, A1), metal base e revestimento, separados em um mesmo ensaio (bimetálico sem solda, A2) e metal base e revestimento isolados em dois ensaios (metal base isolado, A3 e revestimento isolado, A4) (Figura 33). Foram adquiridos os resultados de uma amostra para cada condição, como já comentado.

Foram plotadas as curvas convencionais, extraídas diretamente dos ensaios de tração, e suas respectivas curvas verdadeiras foram calculadas e também plotadas. As curvas verdadeiras são base de comparação para a parte numérica, uma vez que o modelo matemático proposto se baseia nos dados da curva verdadeira (de engenharia).

O corpo de prova como cladeado (A1) possuía 12,49 mm de largura por 18,30 mm de espessura e apresentou tensão limite de escoamento de 573 MPa e tensão de ruptura de 697 MPa com alongamento de 42,1% e redução de área de 65,0% (Figura 48). O corpo de prova bimetálico sem solda (A2), com metal de base e revestimento separados em um mesmo ensaio (mesma força uniaxial aplicada), possuía respectivamente largura e espessura de 12,56 mm e 10,56 mm para o metal base e 12,39 mm e 3,67 mm para o revestimento e apresentou tensão limite de escoamento de 653 MPa e tensão de ruptura de 759 MPa com alongamento de 28,4% e redução de área de 66,0% (Figura 49).

O corpo de prova metal base isolado (A3) possuía 12,54 mm de largura e 11,11 mm de espessura e apresentou tensão limite de escoamento de 645 MPa e tensão de ruptura de 715 MPa com alongamento de 25,0% e redução de área de 69,4% (Figura 50). O corpo de prova revestimento isolado (A4) possuía 12,58 mm de largura e 4,36 mm de espessura e apresentou tensão limite de escoamento de 471 MPa e tensão de ruptura de 886 MPa com alongamento de 49,8% e redução de área de 54,5% (Figura 51).

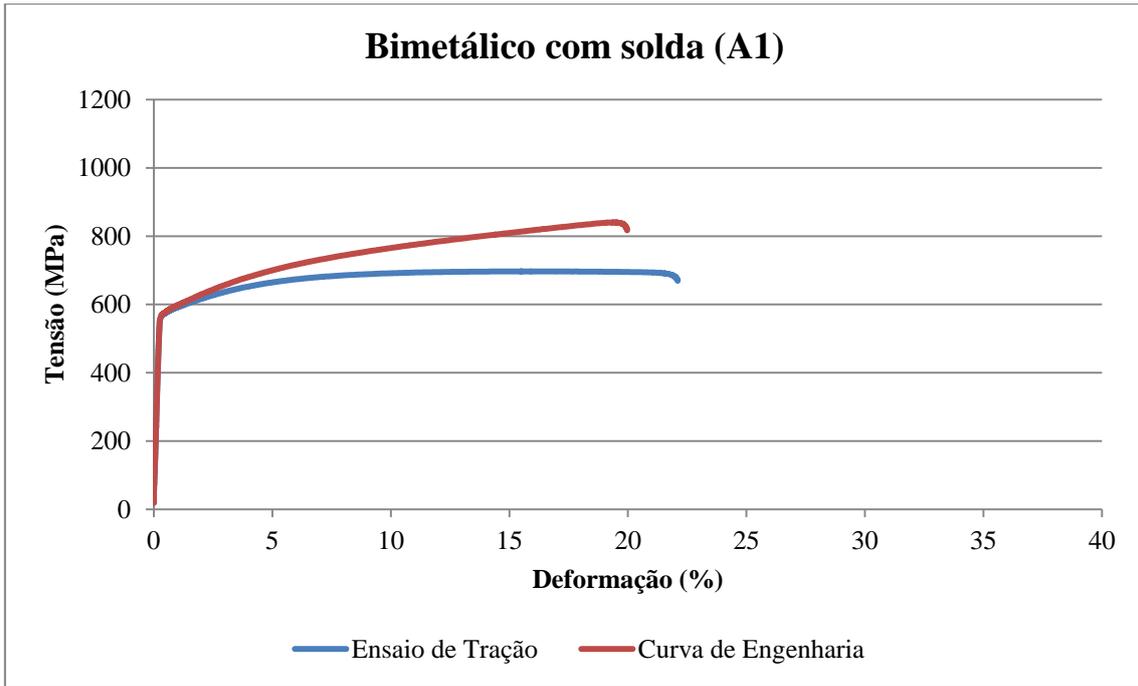


Figura 48: Curva $\sigma \times \epsilon$ para o corpo de prova A1 (bimetálico com solda).

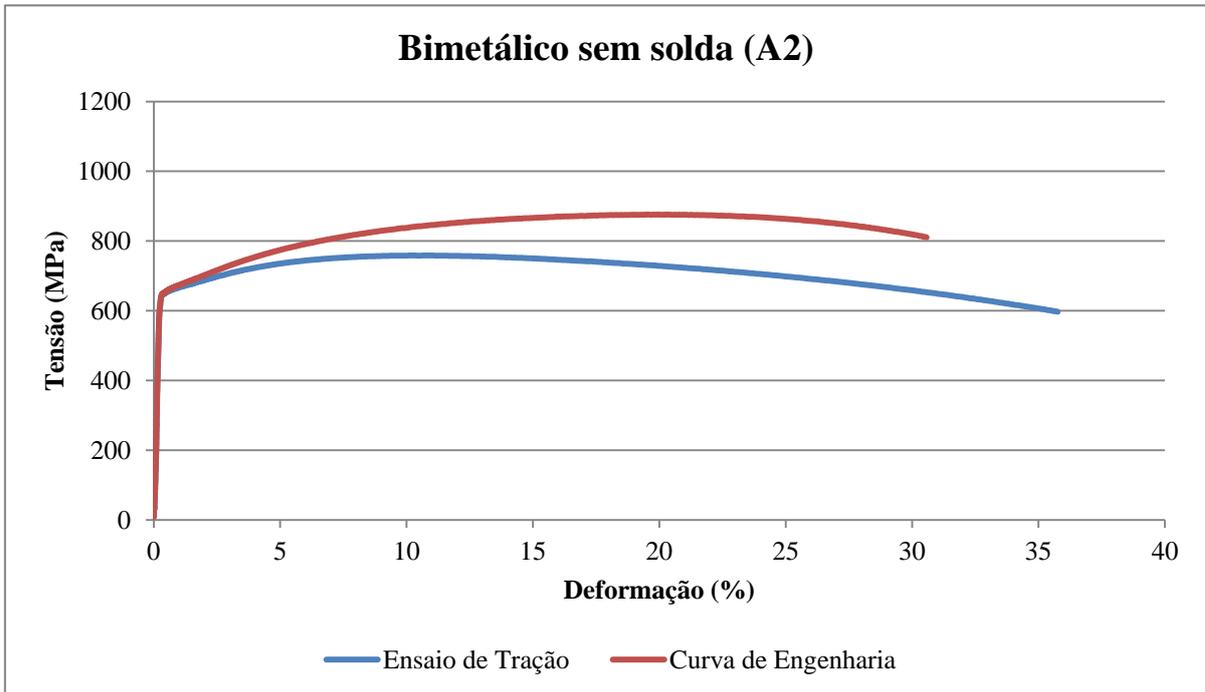


Figura 49: Curva $\sigma \times \epsilon$ para o corpo de prova A2 (bimetálico sem solda).

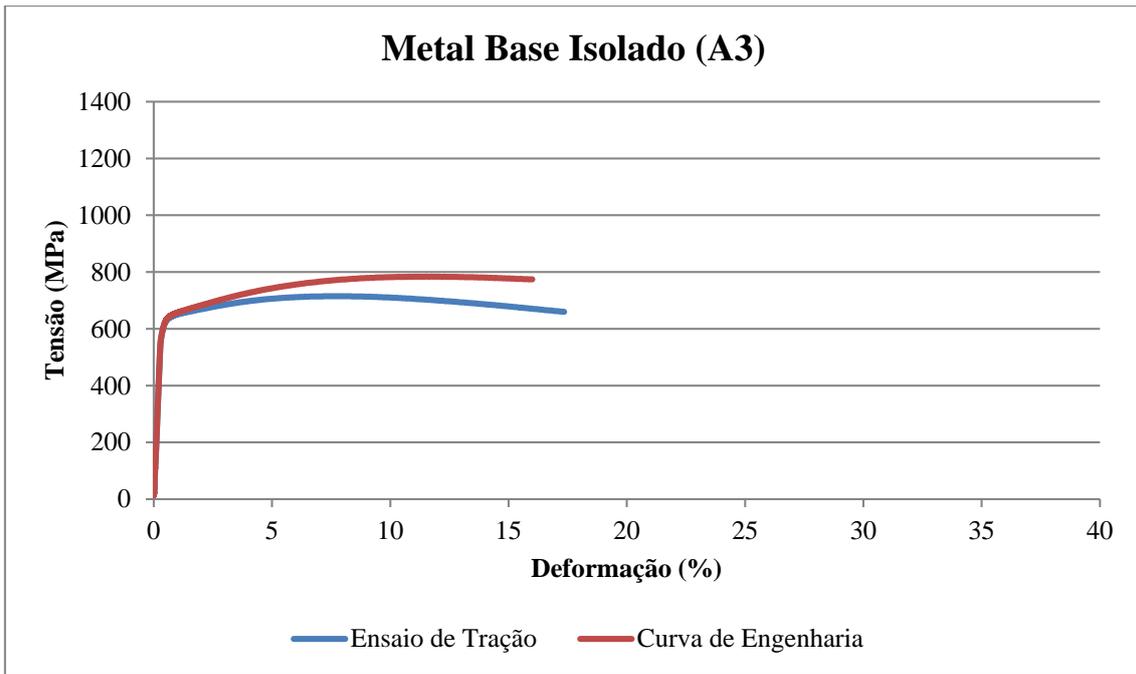


Figura 50: Curva $\sigma \times \epsilon$ para o corpo de prova A3 (metal base isolado).

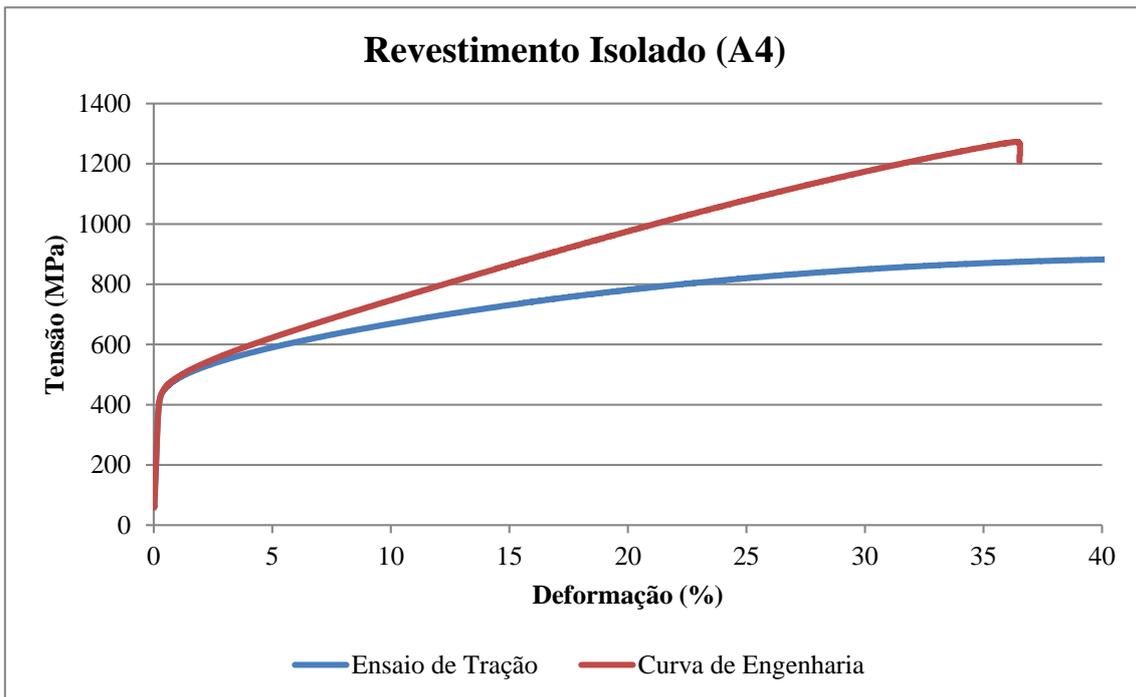


Figura 51: Curva $\sigma \times \epsilon$ para o corpo de prova A4 (revestimento isolado).

Os valores consolidados dos ensaios de tração de todos os corpos de prova, bem como as curvas tensão x deformação convencionais geradas estão apresentadas na Tabela 12 e na Figura 52. Os valores de tensão limite de escoamento e de ruptura dos materiais separados, utilizados pelo fabricante do material, são colocados na tabela para efeito de referência. Deve-se notar que tais valores foram tirados a Rp0,2.

Tabela 12: Resultados dos ensaios de tração

Amostra / Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
A1, Bimetálico com solda	573	697	42,1	65,0
A2, Bimetálico sem solda	653	759	28,4	66,0
A3, Metal base isolado	645	715	25,0	69,4
A4, Revestimento isolado	471	886	49,8	54,5
API 5L X-70	482*	565		
Inconel 625	415*	830-950	-	-

*Rp0.2

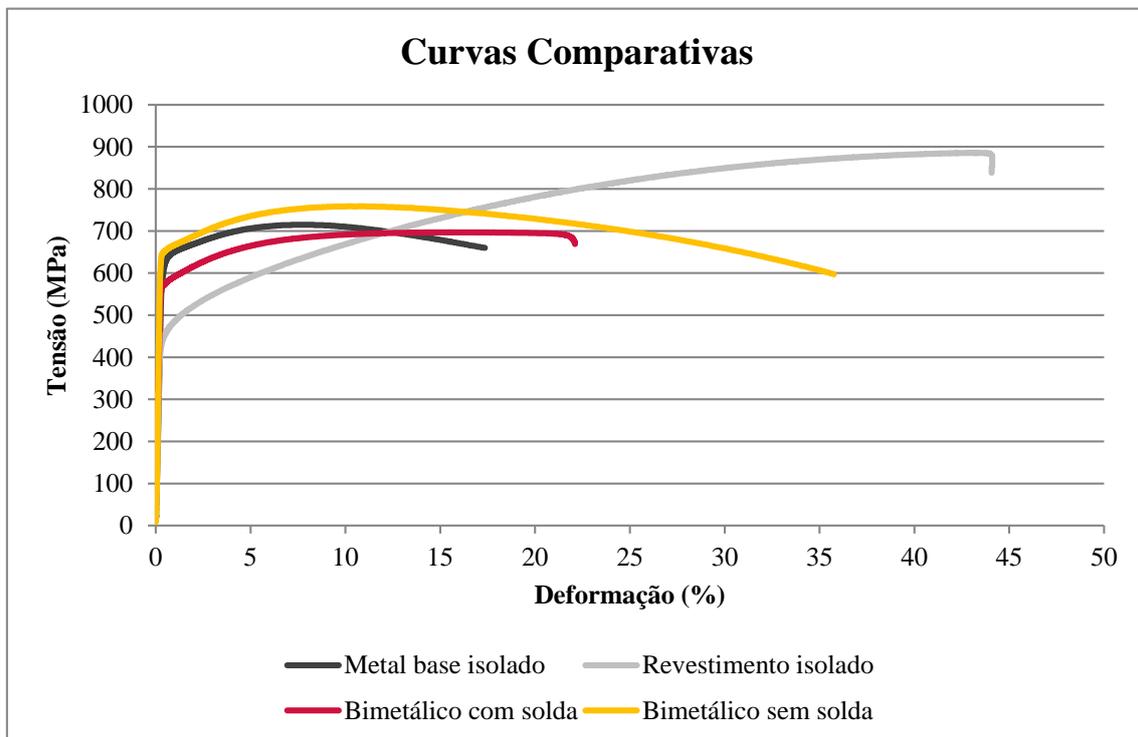


Figura 52: Curvas tensão-deformação convencionais comparativas para os ensaios de tração

Dos resultados apresentados, pode-se perceber que o bimetálico com solda (A1) possui a segunda menor tensão limite de escoamento (573 MPa) e a menor tensão limite de resistência (697 MPa) dentre as condições testadas. Os resultados de propriedades mecânicas dos materiais isolados foram utilizados para determinar possíveis conclusões sobre a influência destes no conjunto bimetálico com solda.

A comparação do bimetálico com solda (A1) com o metal base isolado (A3), responsável por determinar as propriedades mecânicas estruturais assumidas em projeto, mostra que o bimetálico com solda, A1 apresenta propriedades mecânicas inferiores aos valores do aço carbono API 5L X-70 isolado, A3, que possui tensão limite de escoamento (LE) de 645 MPa e tensão limite de resistência (LR) de 715 MPa. A análise dos resultados do revestimento isolado, A4, LE de 471 MPa e LR de 886 MPa, permite concluir que, apesar de possuir tensão de ruptura superior (886MPa) em relação ao metal base isolado, o revestimento esco a 471MPa, iniciando seu processo de deformação plástica antes do metal base, que, isolado, escoaria a 645MPa.

Ainda, enquanto o metal base isolado possui a maior redução de área (Figura 53), o revestimento isolado alonga 49,8% com a menor redução de área, de 54,5% (Figura 54), comportamento típico de materiais com estrutura cúbica de face centrada (CFC), e.g. níquel, os quais possuem maiores taxas de encruamento em relação aos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), e.g. ferro.



Figura 53: Estricção do metal de base isolado (A3) durante ensaio de tração.



Figura 54: Alongamento do revestimento isolado (A4) durante ensaio de tração.

No bimetálico com solda, o limite de escoamento (573 MPa) fica entre os valores encontrados para o metal base (645 MPa) e o revestimento (471 MPa) isolados, uma vez que o metal base restringe a deformação plástica do revestimento. Já a ruptura acontece primeiramente no revestimento (Figura 55), o que não seria esperado do ponto de vista dos materiais isolados, uma vez que o revestimento apresenta maior tensão limite de ruptura (886 MPa) do que o metal base (715 MPa).

O encruamento é uma das propriedades que pode explicar este fenômeno, sendo o encruamento definido como o aumento de resistência de um metal dúctil à medida que submetido à deformação plástica abaixo da sua temperatura de recristalização (CALLISTER, 2002). O níquel possui uma estrutura CFC, com uma taxa de encruamento superior à do ferro, que possui estrutura CCC à temperatura ambiente. Portanto, o fato de o revestimento aumentar sua resistência a uma taxa superior à do aço faz com que a carga necessária para deformá-lo seja também superior à do ferro, quando isolados.

A hipótese para a ruptura do revestimento (Inconel) antes do metal base (aço carbono) está relacionada ao fato de a redução de área do revestimento não acompanhar sua capacidade de alongamento. Apesar de possuir alongamento muito maior que o aço (49,8% para o revestimento e 25,0% para o aço), esta deformação é distribuída uniformemente no corpo de prova, limitando a redução de área pela estrição, que por sua vez é maior no aço que no revestimento (69,4% para o aço e 54,5% para o revestimento).

O ensaio de tração do bimetálico sem solda apresenta um comportamento diferente, com o metal base rompendo primeiramente (Figura 56). Ao remover o efeito da união, no CP bimetálico sem solda, A2, percebe-se que os resultados de tensão limite de escoamento (653 MPa) e resistência (759 MPa) e também de alongamento (28,4%) e redução de área (66,0%), se assemelham aos valores encontrados para o ensaio do metal base isolado (LE 645 MPa; LR 715 MPa; Al 25,0%; RA 69,4%), indicando que o revestimento exerce pouca influência quando associado ao aço em tensão uniaxial apenas, como no ensaio de tração em que estão carregados simultaneamente (Figura 56).

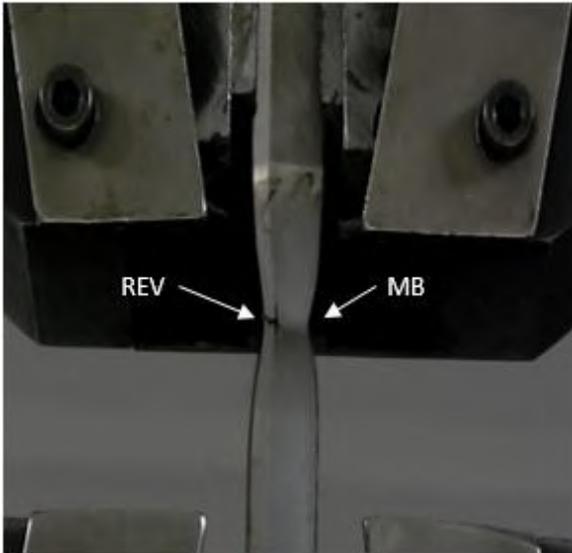


Figura 55: Momento do ensaio de tração em máxima carga com a ruptura do revestimento (CP bimetálico com solda, A1).

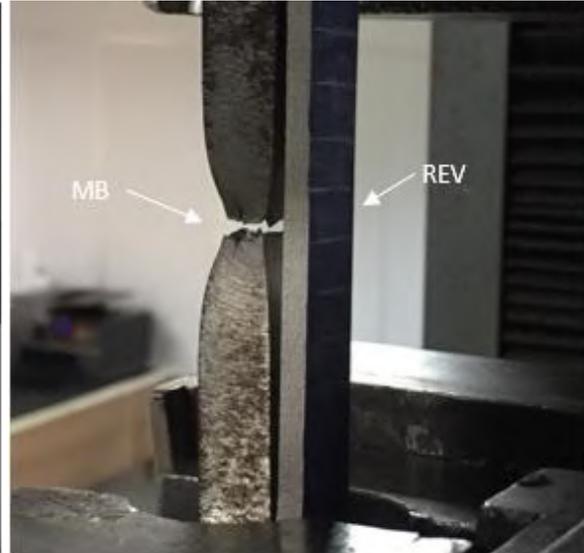


Figura 56: Momento do ensaio de tração em máxima carga com a ruptura do metal base (CP bimetálico sem solda, A2).

A explicação para tais repostas ao ensaio de tração uniaxial tem relação com o estado triaxial de tensões (Figura 57), gerado em corpos de prova com maiores espessuras e agravado no CP A1, bimetálico com solda. Neste, não apenas a espessura, mas principalmente a união metalúrgica acentua o efeito das tensões no sentido da espessura do corpo de prova, fazendo com que a componente σ_3 seja mais elevada e desbalanceada, em decorrência dos diferentes momentos em que os materiais entram em deformação plástica.

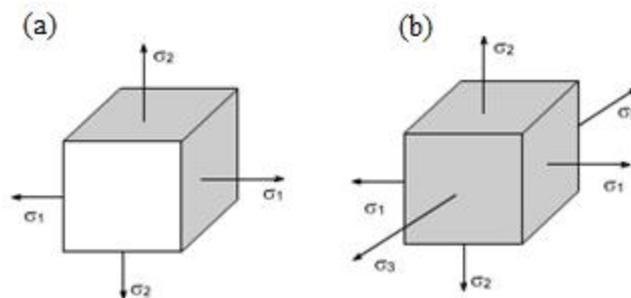


Figura 57: Representação dos estados biaxial de tensões (a) e triaxial de tensões (b).

O estado biaxial de tensões acontece quando uma das dimensões do corpo é pequena em relação às demais. Ao se carregar um corpo com espessura fina, a tensão

atuando na direção perpendicular à espessura será negligenciável e o sistema será constituído por duas tensões normais σ_1 e σ_2 (Figura 57.a) e uma tensão cisalhante τ_{12} . Denomina-se tensão plana à condição de se possuir tensões nulas em uma das direções principais do material. Para o caso mais geral de uma tensão tridimensional, existirão três tensões principais, σ_1 , σ_2 e σ_3 . (Figura 57.b) (SOUZA, 1977).

A definição de incompatibilidade em que o metal de solda excede o metal base em resistência, adotada pelo DNV-JIP LINED AND CLAD PIPELINES (2013) (Figura 15, seção 2.1.5) é válida quando os três requisitos abaixo são cumpridos e confirma a superioridade de propriedades do revestimento em relação ao metal base, ainda que tal definição seja indicada para soldas de união.

- a. A curva tensão x deformação do metal de solda cruza a curva tensão x deformação do aço antes de 0,5% de deformação: a Figura 60 mostra que tanto a curva do bimetálico (A1) quanto à curva do metal de solda cruzam a do aço antes de 0,5% de deformação.
- b. A tensão de resistência do metal de solda é 15% superior à tensão de resistência do aço: a tensão de resistência do metal de solda (886MPa) é 24% superior à tensão de resistência do aço (715MPa) e 27% superior à do bimetálico (697MPa).
- c. O valor de deformação no limite de resistência é maior para a solda do que a deformação no limite de resistência para o aço: o valor de deformação no limite de resistência para a solda (10,7mm ou 43%) é maior do que para o aço (1,8mm ou 7%) e do que para o bimetálico (3,5mm ou 14%).

Este último requisito (c) que mostra que a deformação necessária para levar os materiais à ruptura é bastante distinta. Comparando-se os valores do bimetálico (A1) com o metal base (A3), percebe-se que ao utilizar a curva tensão x deformação do metal base (A3), desprezando os efeitos da camada do revestimento, conforme definido pela norma DNV OS F101 (2013), não pode ser admitida como um critério seguro para fins de projeto, uma vez que a tensão relativa à mesma deformação de 2% é inferior no bimetálico, comparada ao metal base.

No entanto, o limite de escoamento é o parâmetro adotado como critério de projetos estruturais e não o limite de resistência. Como nesta pesquisa, o limite de

escoamento foi definido a 0,5% em relação ao comprimento do extensômetro (25mm), os valores de deformação encontrados neste ponto são iguais para todos os materiais: 0,125mm.

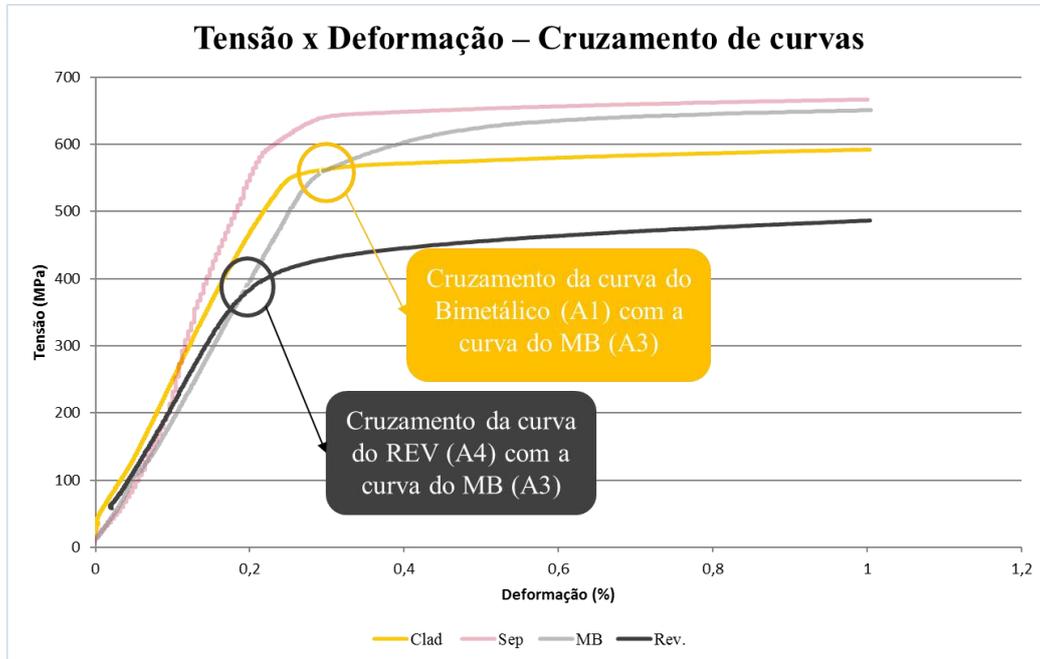


Figura 58: Curva tensão x deformação ressaltando o cruzamento das curvas do bimetálico (A1) e do revestimento (A4) sobre a curva do metal base (A3) antes do limite de escoamento a 0,5%.

Foram verificados então os valores de saída em tensão, correspondentes aos deslocamentos aplicados durante o ensaio de tração (Tabela 13).

Tabela 13: Valores de tensão referentes aos deslocamentos aplicados durante os ensaios de tração.

Deformação (mm)	Tensão (MPa)			
	A1	A2	A3	A4
0,05	500	545	397	384
0,063	550	614	502	415
0,071	560	635	551	426
0,095	570	647	596	442
0,125 (LE)	573	653	645	471
0,335	600	674	657	499
0,95	650	720	695	566
3,54	697	752	685	721

É possível notar que os valores de tensão para o MB (A3) são sempre maiores que o revestimento (A4) antes do escoamento, mas que após o escoamento aumentam a uma taxa superior no revestimento, resultado da maior taxa de encruamento deste último quando em deformação plástica (Figura 59).

Percebe-se também que o perfil das curvas A1 e A2 são bastante semelhantes, o que mostra que a leitura de tensão extraída da máquina de tração uniaxial para corpos de prova bimetálicos obedece a um padrão. Ainda, a curva do bimetálico sem solda (A2) apresenta valores de tensão cerca de 10% acima dos valores extraídos do bimetálico com solda (A1). Conclui-se, portanto que a união metalúrgica presente no CP A1 dificulta a deformação uniaxial no sentido de tração, possivelmente pelo fato de aumentar a componente de forças no sentido transversal à carga aplicada.

Já a curva do metal base (A3) apresenta um aumento nos valores de tensão nos estágios anteriores ao escoamento, quando se estabiliza, comportamento justificado também pela baixa taxa de encruamento.

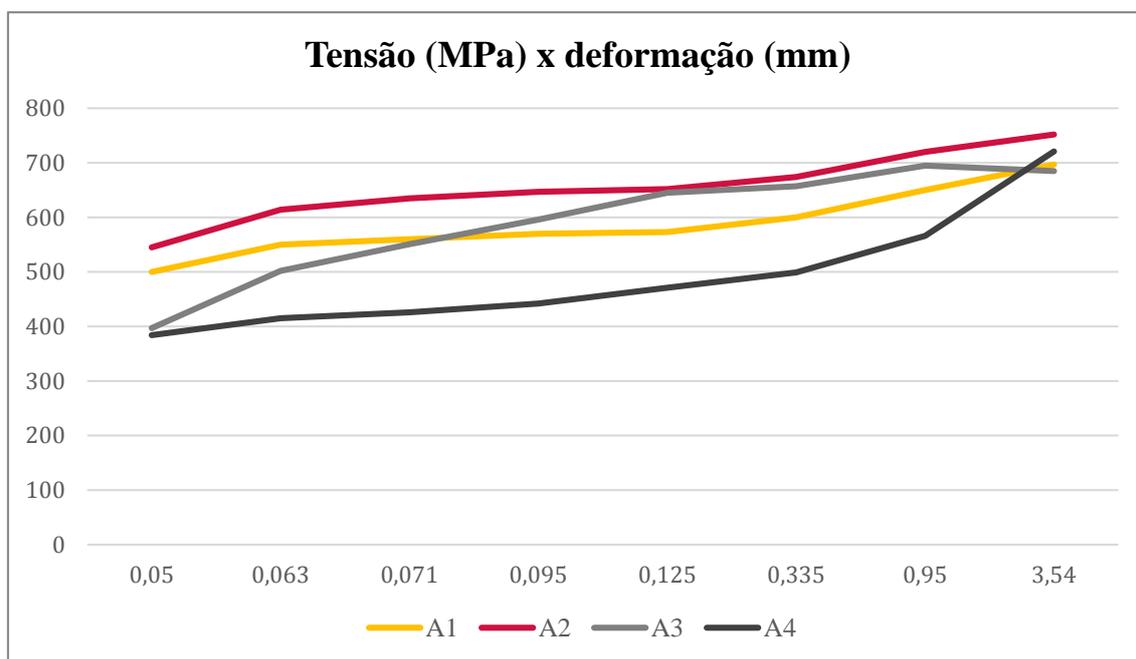


Figura 59: Valores pontuais de tensão extraídos para determinados patamares de deslocamento (deformação).

Admite-se como critério limite (*threshold*) de projeto para estes materiais neste tipo de aplicação um nível de deformação, já no regime plástico, de até 2%. Ao se

analisar a curva dentro dessa faixa (Figura 60), é possível perceber que diferentes valores de tensão são extraídos para cada um dos materiais: 687MPa para o CP A2, 668MPa para o CP A3, 616MPa para o CPA1 e 522MPa para o CP A4.

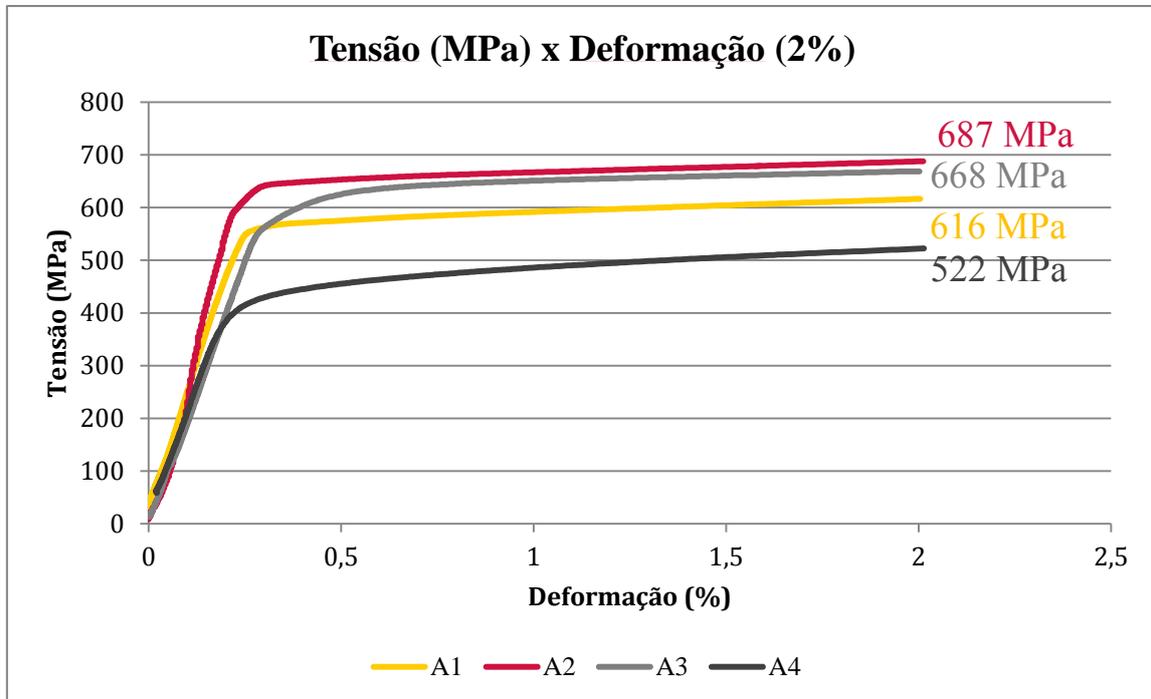


Figura 60: Curvas de tensão até a deformação de 2%.

Tabela 14: Características de forças ponderadas por camada, para deformação de 2%.

Força / CP	A1	A2	A3	A4
F_T (N)	140870	122480	93137	N/A
F_{MB} (N)	107713	91210		28655
F_{REV} (N)	33083	31270	N/A	

Se tal análise for levada para as características de força (Tabela 14), tem-se uma força de 140870N ao aplicar 2% de deformação no CP A1, que se ponderada em relação às respectivas áreas do metal base e revestimento, corresponde a 107713N sobre o metal base, suficiente para levá-lo à ruptura quando isolado, já que o CP A3 rompe a 99560N, e 33083N sobre o revestimento, suficiente para deformá-lo em 6% caso estivesse isolado, conforme verificado na curva do CP A4.

Ao comparar os valores de força obtidos para o CP A1 com aqueles obtidos para o CP A2 também é possível notar que níveis maiores de força são requeridos para causar o mesmo patamar de deformação de 2%, fato seguro de atribuir ao incremento de

resistência causado pela ligação metalúrgica entre os materiais, e que possivelmente resulta em carregamentos transversais não discretizados em um ensaio de tração uniaxial.

Essas observações não apontam para um fator específico que leva o revestimento a romper logo antes do metal base, mesmo tendo um limite de ruptura bem superior. Cabe afirmar, no entanto, que a geração de resultantes transversais devido à ligação metalúrgica na interface, não considerado em um carregamento uniaxial, favorece um desequilíbrio de cargas que possibilita resultados não previsíveis a partir de um ensaio de tração convencional, culminando em uma ruptura antecipada, não prevista.

Estima-se que, por ter uma taxa de encruamento superior e uma espessura inferior, o revestimento tenha capacidade de se alongar quando carregado no regime plástico sem que ocorra estrição ou redução da área da seção transversal. Por outro lado, o metal base inicia seu processo de estrição logo que atinge a tensão limite de escoamento, provocando sobrecarga localizada ao conjunto na direção transversal, que aumenta à medida que o carregamento axial aumenta. Como o revestimento não sofre estrição e sua espessura é bem inferior em relação ao metal base, ocorre um dado momento em que o primeiro não resiste e vem a romper (Figura 61).

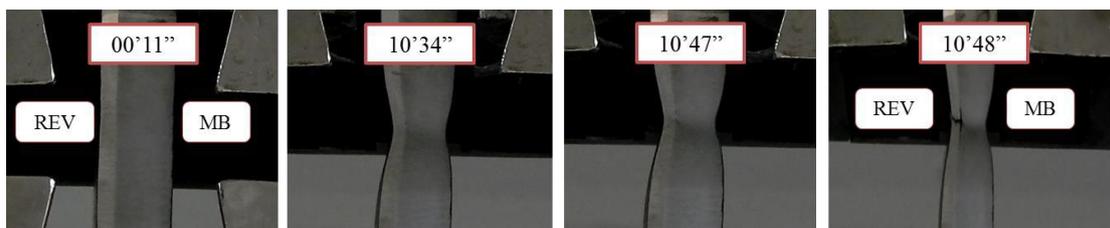


Figura 61: Ensaio de tração no CP A1 em diferentes momentos, do início até a ruptura do revestimento anterior ao metal base.

b. Curvas Verdadeiras

A partir dos resultados obtidos das curvas reais extraídas dos ensaios de tração, foram utilizadas as Equações 1 e 2, apresentadas em 3.1.2.1 para convertê-las em curvas verdadeiras (Figura 62). Os resultados para os limites de escoamento e de resistência reais e verdadeiros estão descritos na Tabela 15.

Como é de se esperar, enquanto no regime elástico, os valores de tensão e deformação reais e verdadeiros permanecem os mesmos, pois a área da seção pela qual a tensão é calculada é a mesma, a partir do limite de escoamento, onde a área da seção transversal diminui, os valores de tensão verdadeira são maiores, em virtude da redução de área causada pela estricção do corpo de prova.

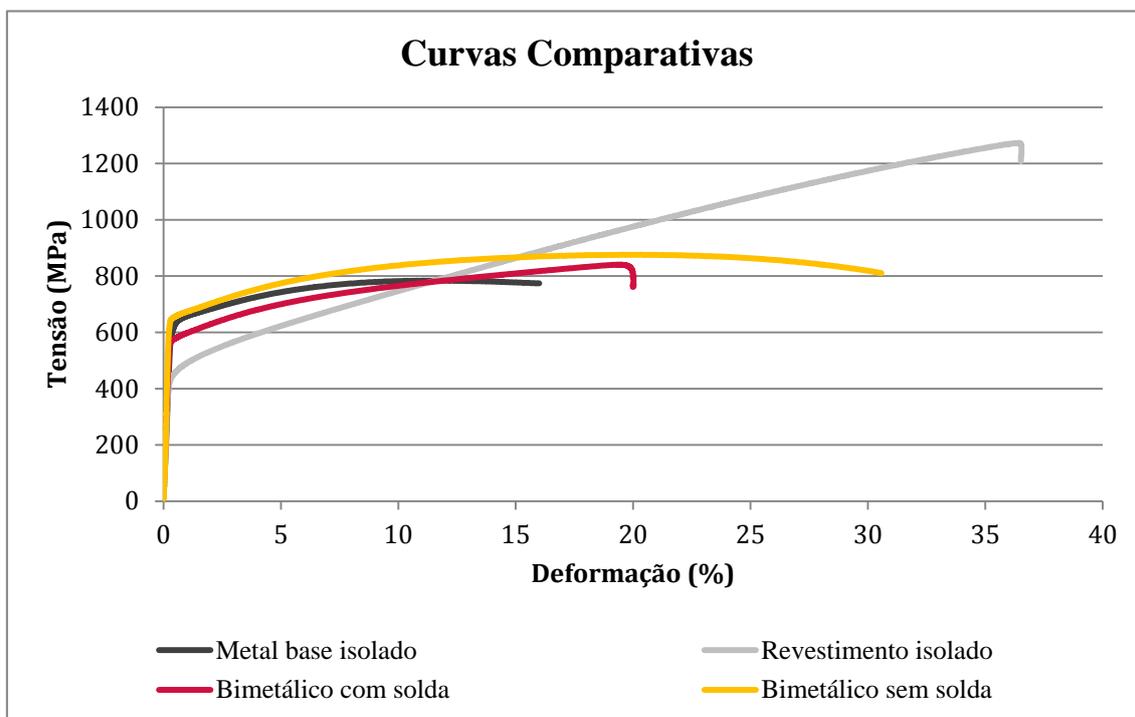


Figura 62: Curvas tensão-deformação verdadeiras comparativas para os ensaios de tração.

Tabela 15: Valores de LE, LR e Deformações reais e verdadeiras.

Amostra	Limite de Escoamento				Limite de Resistência			
	Real		Verdadeiro		Real		Verdadeiro	
	Deformação	LE (MPa)	Deformação	LE (MPa)	Deformação	LR (MPa)	Deformação	LR (MPa)
A1	0,005	573	0,005	576	0,140	697	0,131	795
A2	0,005	653	0,005	656	0,102	759	0,097	836
A3	0,005	645	0,005	648	0,072	715	0,070	766
A4	0,005	471	0,005	473	0,428	886	0,356	1265

c. Ensaio de Tração Interrompidos

Foram realizados ensaios interrompidos em deformações pré-definidas - 0,5%; 0,73%; 1,0%; 2,0%; 3,0%; 4,0%; 5,0% e 10% - de modo a avaliar o nível de plastificação dos dois materiais nessas deformações. Esses ensaios foram realizados em

corpos de prova removidos do tubo como cladeado, com as dimensões definidas em 3.1.2.1 (Figura 34).

A plastificação foi avaliada através de medidas de dureza Vickers HV1 (seção 3.1.1.3) que permitiram analisar comparativamente os níveis de encruamento desenvolvidos para cada grau de deformação pré-estabelecido. Os gráficos de tensão-deformação para cada deformação em que os ensaios foram interrompidos estão apresentados na Figura 63. Pode-se perceber que as curvas seguem a mesma tendência em todos os graus de deformação.

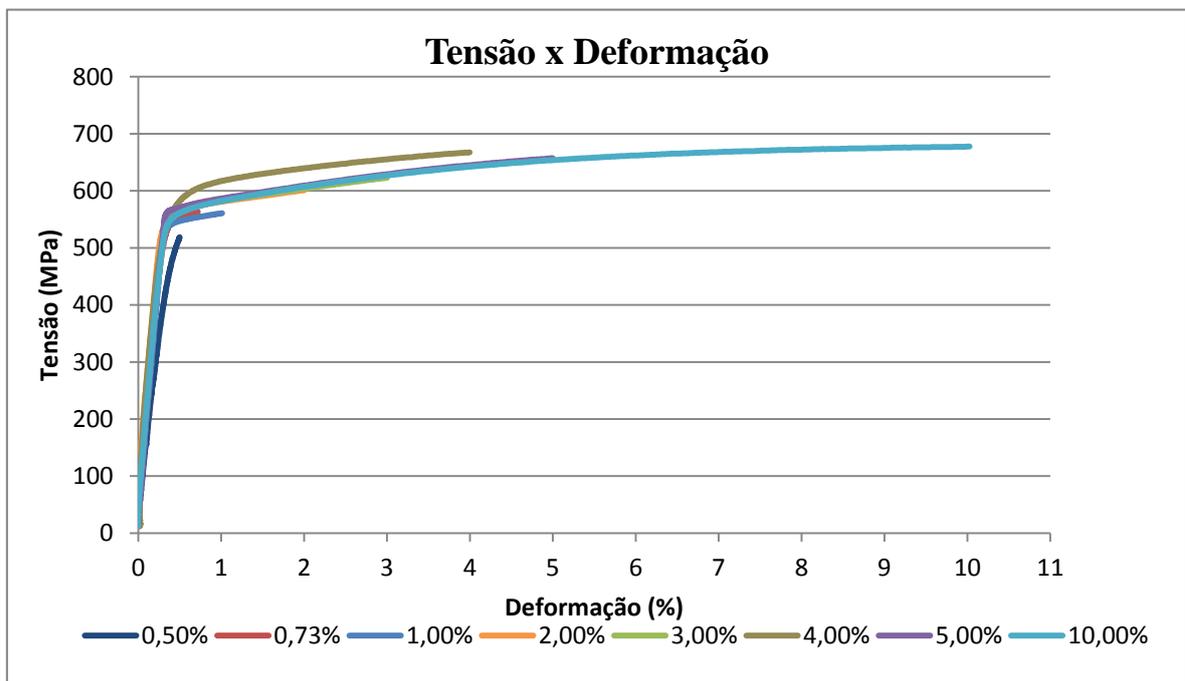


Figura 63: Curvas tensão-deformação para os ensaios de tração interrompidos em diferentes níveis de deformação

A Tabela 16 e a Figura 64 trazem os valores de tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima (LM) encontrados, sendo a tensão máxima àquela na qual o ensaio é interrompido, uma vez que os ensaios não foram levados até a ruptura. É possível notar que os valores de tensão de escoamento são bastante homogêneos, variando entre 519 MPa e 600 MPa e que os valores de tensão máxima (LM) aumentam naturalmente conforme o grau de deformação limite do ensaio. Os valores de tensão de escoamento (573 MPa) e tensão de ruptura (697 MPa) para o corpo de prova cladeado são mostrados na Tabela 16 para referência.

Tabela 16: Valores de tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima (LM), obtidos para cada nível de deformação estabelecido nos ensaios de tração interrompidos.

Def (%)	LE (MPa)	LM (MPa)
0,5	519	519
0,73	553	564
1	557	563
2	573	601
3	569	623
4	600	666
5	571	657
10	554	678
<i>Bimetálico</i>	<i>573</i>	<i>697</i>

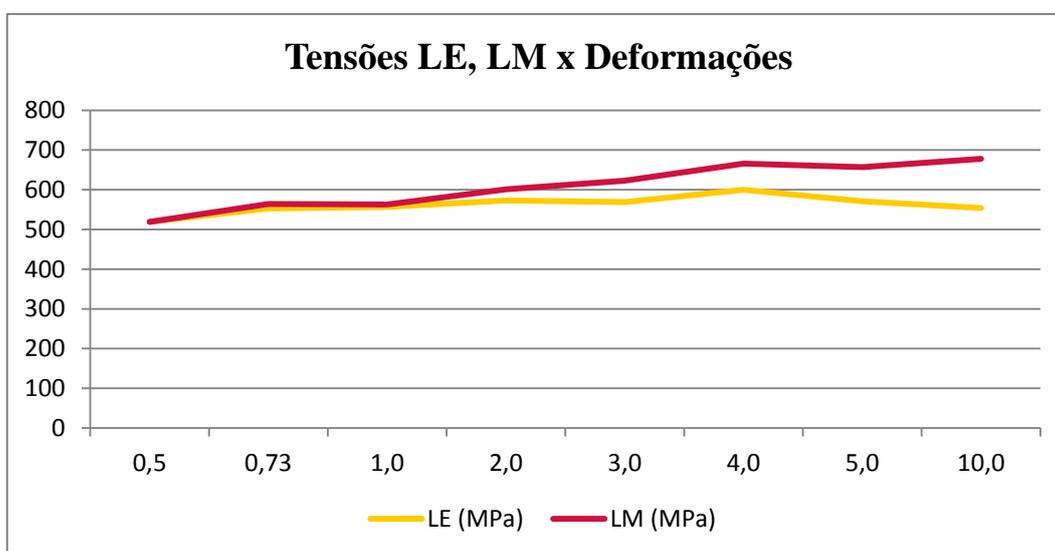


Figura 64: Valores de tensão limite de escoamento (LE) e tensão máxima (LM), obtidos para cada nível de deformação estabelecido nos ensaios de tração interrompidos.

4.2.2 Dureza Vickers HV1

Após os ensaios de tração foram retiradas amostras de dureza nas seções transversal e longitudinal, na região central de cada um dos CPs, correspondente à região de estricção, para medida em escala HV1. Para cada CP foram feitos 15 pontos de medidas, em cinco (05) regiões da espessura do CP (1 – superfície revestimento; 2 – interface revestimento; 3 – interface metal base; 4 – centro metal base; 5 – superfície metal base), repetidos em 3 regiões da largura do CP (A – extremidade esquerda; B – meio; C – extremidade direita), conforme esquema na Figura 65.



Figura 65: Esquema representativo dos pontos de medida de dureza HV1 retirados após os ensaios de tração interrompidos, em amostras nas seções transversal e longitudinal.

Além dos ensaios interrompidos, foram realizadas medidas de dureza para o metal base e revestimento, isolados, e para o bimetálico com solda, na cabeça do CP, representando a região sem deformação (0%), na região de ruptura (longitudinal) e em região adjacente à ruptura (transversal), essa última representando a região de deformação máxima, conforme esquema na Figura 36. Os resultados de todos os pontos de dureza HV1 representados na Figura 67, retirados respectivamente das seções transversal e longitudinal de cada um dos CPs, estão sumarizados nas Tabelas 15 e 16, as quais estão associadas aos esquemas demonstrados nas Figuras 39 e 67 e trazem os valores de dureza Vickers HV1 da seguinte forma:

- Linhas 1 e 2: resultados ponto a ponto retirados da cabeça dos CPs isolados, A3 e A4, sem deformação, para referência;
- Linha 3: resultados ponto a ponto retirados da cabeça do CP bimetálico com solda, A1, sem deformação, para referência;
- Linhas 4 a 11: resultados ponto a ponto retirados no centro do CP (região útil de deformação), para cada grau de deformação pré-definido, de 0.5% a 10%;
- Linhas 12: resultados ponto a ponto retirados da região adjacente à ruptura (no caso da seção transversal) e na região da ruptura (no caso da seção longitudinal)

do CP bimetálico com solda, A1, após ruptura no ensaio de tração, portanto com deformação máxima, para referência;

- Linhas 13 e 14: resultados ponto a ponto retirados da região adjacente à ruptura (no caso da seção transversal) e na região da ruptura (no caso da seção longitudinal) dos CPs isolados, A3 e A4, após ruptura no ensaio de tração, portanto com deformação máxima, para referência;

Tabela 17: Medidas de dureza HV1 ponto a ponto, retiradas da seção transversal dos CPs interrompidos em cada grau de deformação e comparados com valores de CP sem deformação e com deformação na ruptura (legenda associada à Figura 65).

CP	%def	Local	X1	X2	X3	X4	X5	Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5
<i>Metal Base Isolado</i>	0	Cabeça	-	-	324	296	266	-	-	310	259	238	-	-	331	283	289
<i>Revestimento Isolado</i>	0	Cabeça	262	283	-	-	-	247	267	-	-	-	284	283	-	-	-
<i>Bimetálico com solda</i>	0	Cabeça	289	270	255	262	347	277	281	251	259	312	284	259	263	266	336
0.5	0.5	Centro	256	295	238	229	262	275	257	228	220	258	270	295	258	259	306
0.73	0.73	Centro	270	262	222	237	260	266	281	209	228	241	280	256	225	215	264
1.0	1.0	Centro	387	376	255	245	291	416	381	266	241	297	372	348	229	265	285
2.0	2.0	Centro	313	300	234	236	281	333	316	225	243	288	311	299	226	252	301
3.0	3.0	Centro	313	311	223	247	272	313	305	223	221	297	307	314	263	272	269
4.0	4.0	Centro	342	296	237	243	312	329	299	240	250	278	303	261	234	256	285
5.0	5.0	Centro	335	297	229	243	311	323	308	255	241	299	331	326	243	236	260
10.0	10.0	Centro	314	318	273	252	300	323	331	219	238	310	341	339	229	254	314
<i>Bimetálico com solda</i>	Total	Adj Rupt	390	367	304	298	324	396	358	289	284	339	387	376	308	303	345
<i>Metal Base Isolado</i>	Total	Adj Rupt	-	-	275	310	294	-	-	248	297	315	-	-	302	279	313
<i>Revestimento Isolado</i>	Total	Adj Rupt	428	431	-	-	-	476	448	-	-	-	477	440	-	-	-

Tabela 18: Medidas de dureza HV1 ponto a ponto, retiradas da seção longitudinal dos CPs interrompidos em cada grau de deformação e comparados com valores de CP sem deformação e com deformação na ruptura (legenda associada à Figura 65).

CP	%def	Local	X1	X2	X3	X4	X5	Y1	Y2	Y3	Y4	Y5	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5
<i>Metal Base Isolado</i>	Total	Cabeça	-	-	242	237	273	-	-	239	240	283	-	-	236	252	299
<i>Revestimento Isolado</i>	Total	Cabeça	304	273	-	-	-	334	296	-	-	-	304	275	-	-	-
<i>Bimetálico com solda</i>	Total	Cabeça	273	256	257	262	308	242	237	245	252	310	262	250	244	266	330
0.5	0.5	Centro	378	392	235	238	285	355	386	256	242	288	385	345	270	246	293
0.73	0.73	Centro	295	291	253	250	292	334	302	241	248	303	346	293	251	233	289
1.0	1.0	Centro	334	319	225	244	251	351	341	221	224	271	338	356	239	229	265
2.0	2.0	Centro	387	318	223	213	251	344	330	204	214	257	345	310	209	209	240
3.0	3.0	Centro	317	308	226	236	280	334	316	235	261	276	340	327	222	249	281
4.0	4.0	Centro	327	302	248	261	284	357	339	260	255	300	373	317	255	260	321
5.0	5.0	Centro	319	310	255	245	284	328	299	252	253	299	311	337	258	241	304
10.0	10.0	Centro	375	356	278	264	271	366	356	272	283	321	357	331	264	275	322
<i>Bimetálico com solda</i>	Total	Ruptura	482	414	320	328	372	502	504	335	339	373	530	496	370	366	379
<i>Metal Base Isolado</i>	Total	Ruptura	-	-	330	293	281	-	-	307	277	259	-	-	292	273	264
<i>Revestimento Isolado</i>	Total	Ruptura	489	519	-	-	-	415	484	-	-	-	430	449	-	-	-

Como forma de analisar os resultados de dureza HV1 dos ensaios interrompidos de forma consolidada, foram plotadas as curvas para os valores de dureza média adquiridos a partir das amostras da seção transversal (Figura 66) e longitudinal (Figura 67). Percebe-se que os valores de dureza não aumentam significativamente à medida em que se aumentaram os graus de deformação até 10%. Apenas nas amostras submetidas ao ensaio de tração completo, com ruptura total, pode-se notar um sutil aumento de dureza, mais pronunciado na média das amostras retiradas da seção longitudinal, uma vez que são valores obtidos exatamente na região de ruptura, enquanto as amostras retiradas da seção transversal são retiradas de região adjacente à ruptura devido à impossibilidade de medida de dureza na superfície transversal de ruptura.

É possível notar também que os valores de dureza do revestimento (legendas 1 e 2) são superiores aos valores de dureza do metal base (legendas 3, 4 e 5) em ambos os casos de amostras retiradas das seções transversal e longitudinal. Os valores de dureza obtidos na interface (2 – lado revestimento; 3 – lado metal base) se apresentaram menores que os valores obtidos no centro da amostra (4) e nas superfícies externas (1 – lado revestimento; 5 – lado metal base).

O pico identificado para o revestimento (pontos 1 e 2) na deformação de 1,0% das amostras retiradas na transversal (Figura 66) não foi atribuído a um incremento mais pronunciado de encruamento nessa deformação. As medidas foram repetidas em outras regiões da amostra e se mostraram similares, estando possivelmente associado à presença de um componente localizado, e.g. inclusões. Tal conclusão é também confirmada pelo retorno ao patamar de dureza inicial nas amostras subsequentes, com maiores níveis de deformação, a partir de 2,0%.

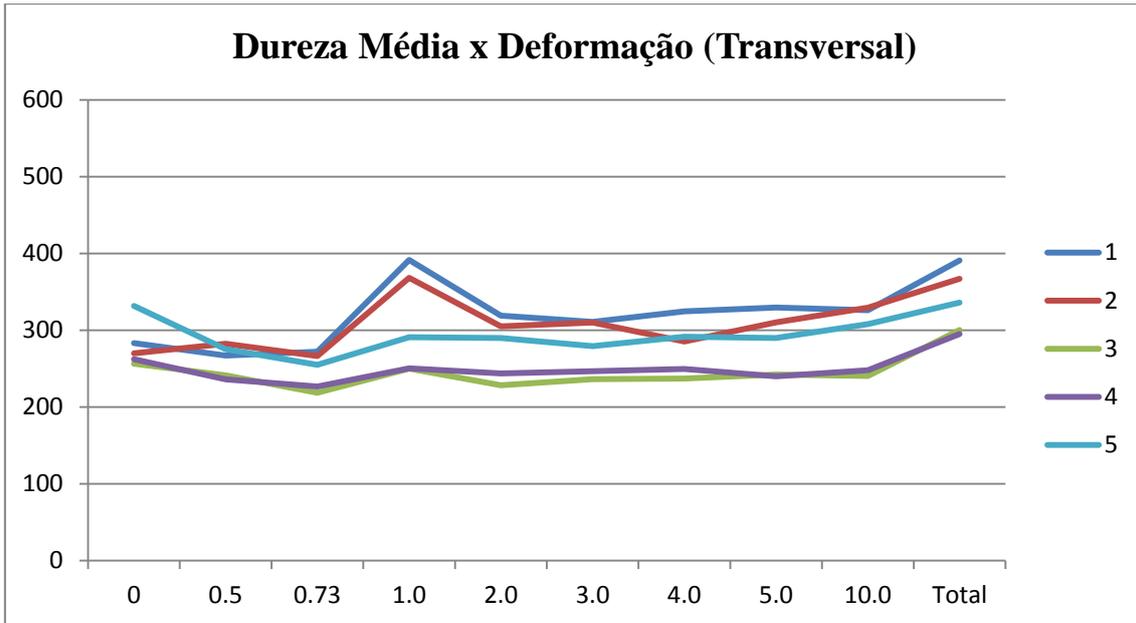


Figura 66: Dureza HV1 média das amostras de seção transversal dos CPs após ensaio de tração para cada grau de deformação, nos pontos 1 – superfície revestimento; 2 – interface revestimento; 3 – interface metal base; 4 – centro metal base; 5 – superfície metal base (esquema da Figura 65).

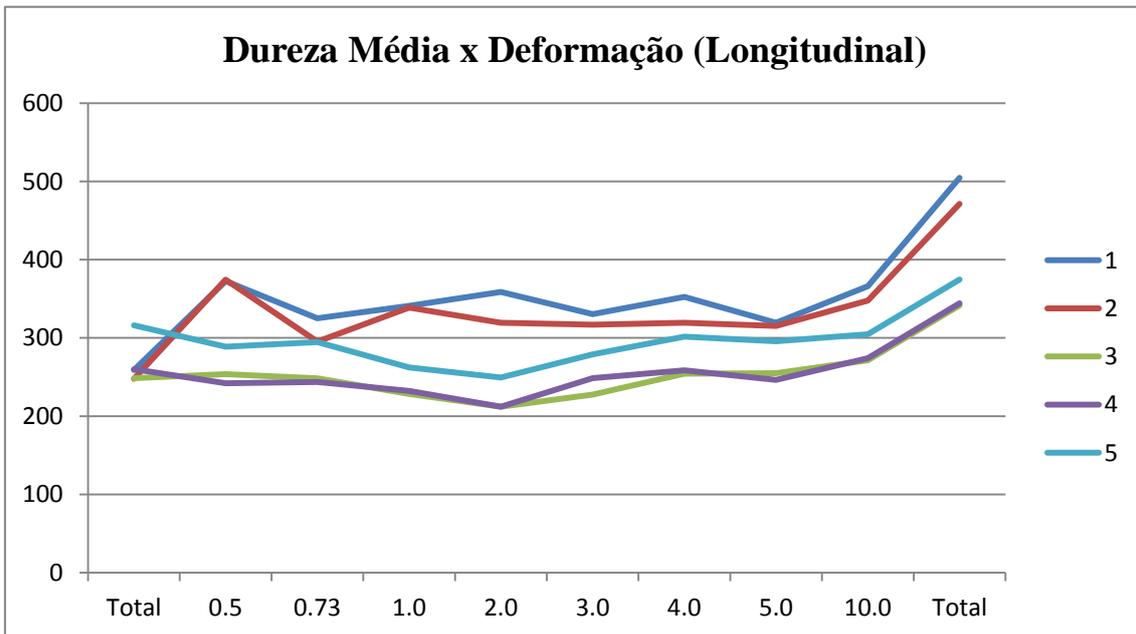


Figura 67: Dureza HV1 média das amostras de seção longitudinal dos CPs após ensaio de tração para cada grau de deformação, nos pontos 1 – superfície revestimento; 2 – interface revestimento; 3 – interface metal base; 4 – centro metal base; 5 – superfície metal base (esquema da Figura 65).

Após apresentados todos os resultados dos ensaios mecânicos, alguns fatores podem ser ressaltados como indicativos da ruptura do revestimento a uma carga inferior à do metal base:

- Taxa de encruamento superior para o Inconel 625 (CFC) em relação ao aço carbono (CCC);
- Estado triaxial de tensões devido à espessura e agravado pela união metalúrgica;
- Início da deformação plástica dos materiais que se dá em diferentes momentos.

Além disso, pode-se perceber também:

- Curvas $\sigma \times \epsilon$ até 2% de deformação mostraram que as deformações necessárias para levar os materiais à ruptura foram bastante distintas, sendo que a tensão relativa à mesma deformação de 2% é inferior no bimetálico (A1), comparada ao metal base (A3);
- As medidas de dureza nos ensaios de tração interrompidos não indicaram variação que pudesse sugerir um aumento relevante no encruamento até 10% de deformação;

Portanto, a hipótese que sugere a ruptura do revestimento à uma carga inferior à do metal base aponta para a ocorrência de resultantes transversais devido à ligação metalúrgica, não consideradas em um carregamento uniaxial, e que favorece um desequilíbrio de cargas. O metal base inicia um processo de estrição mais acentuado logo que atinge o LE, provocando sobrecarga localizada ao conjunto na direção transversal, que aumenta à medida que o carregamento axial aumenta. Como o revestimento sofre pouca estrição e sua espessura é bem inferior em relação ao metal base, ocorre um dado momento em que o revestimento não resiste e vem a romper.

4.3 SIMULAÇÕES E MODELAMENTO NUMÉRICO

4.3.1 Simulação Analítica

Uma vez geradas as curvas verdadeiras para as amostras A1, A2, A3 e A4 (Figura 62), partiu-se para a validação do método numérico empregado (MPC – *Materials Properties Council*, definido pela norma API 579/ASME FFS-1 (2016), Equações 3 a 14, detalhadas na seção 3.1.3.1.

Como o método numérico proposto é considerado válido para materiais isolados, inicialmente foram avaliadas as curvas do metal base e revestimento, isolados, A3 e A4 respectivamente. Os resultados das curvas real (obtida diretamente do ensaio de tração), verdadeira (de engenharia, calculada a partir dos resultados do ensaio de tração com as Equações 1 e 2) e da curva analítica (gerada pelo método MPC) para essas amostras estão apresentadas nas Figuras 68 (A3, metal base isolado) e Figura 69 (A4, revestimento isolado).

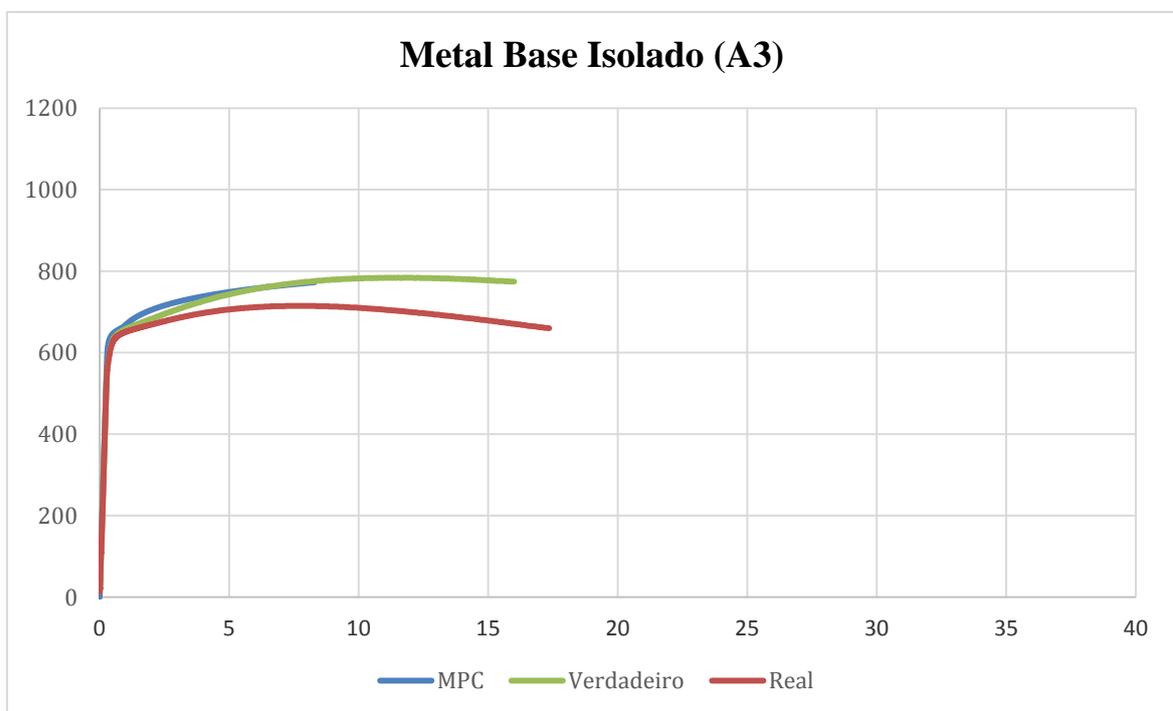


Figura 68: Curva Analítica MPC para o aço (A5MB).

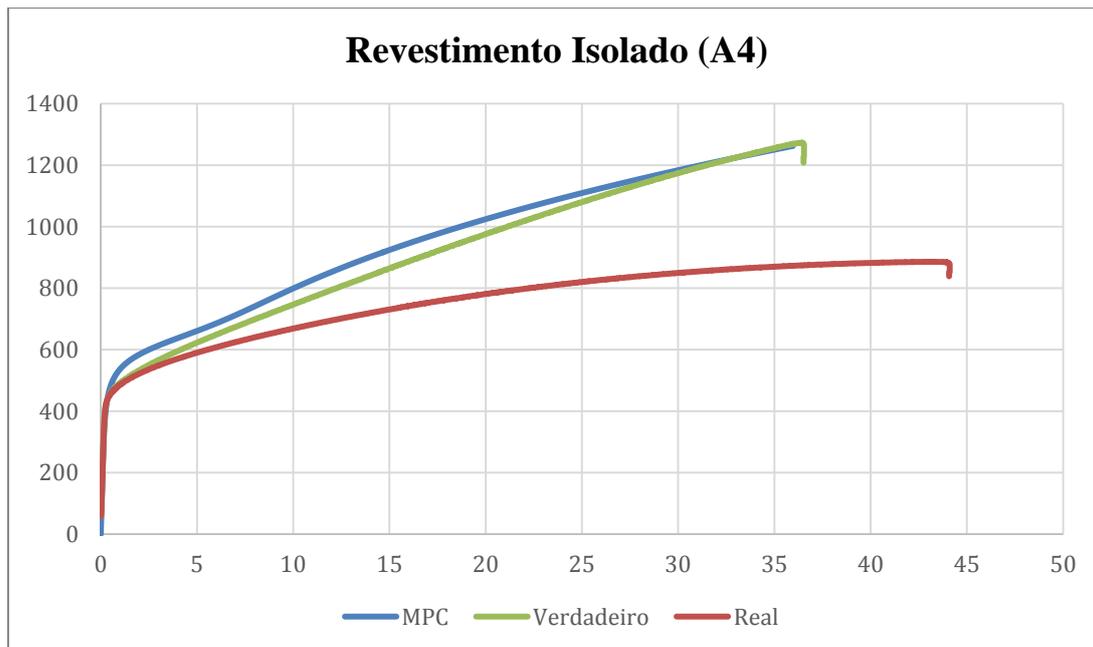


Figura 69: Curva Analítica MPC para o revestimento (A5REV).

Para os dois casos foi possível perceber que a curva MPC seguiu o perfil da curva de tração verdadeira, confirmando que o método matemático proposto na norma API 579/ASME FFS-1 (2016) é válido e pode ser utilizado como dado de entrada para o modelo numérico a ser implementado no software computacional ANSYS.

É importante ressaltar que este método, da maneira com que é proposto atualmente, se aplica a metais isolados apenas, não devendo ser utilizado como referência para validação do conjunto bimetálico. Para tanto, o modelamento numérico implementado no ANSYS foi desenvolvido (calibrado) de modo a gerar curvas próximas às curvas tensão-deformação verdadeiras extraídas e calculadas a partir do ensaio de tração convencional.

4.3.2 Modelamento Numérico

A rotina numérica validada a partir do MPC para os metais isolados foi implementada através do método dos elementos finitos e calibrada com objetivo de solucionar o problema para materiais bimetálicos, objeto do estudo.

Uma malha com elementos quadráticos foi definida em um corpo de prova com geometria padrão (Figura 70). No estágio de pré-processamento do modelo, as dimensões da amostra foram definidas, e.g. largura, espessura total, espessura do revestimento, etc. (Figura 71).

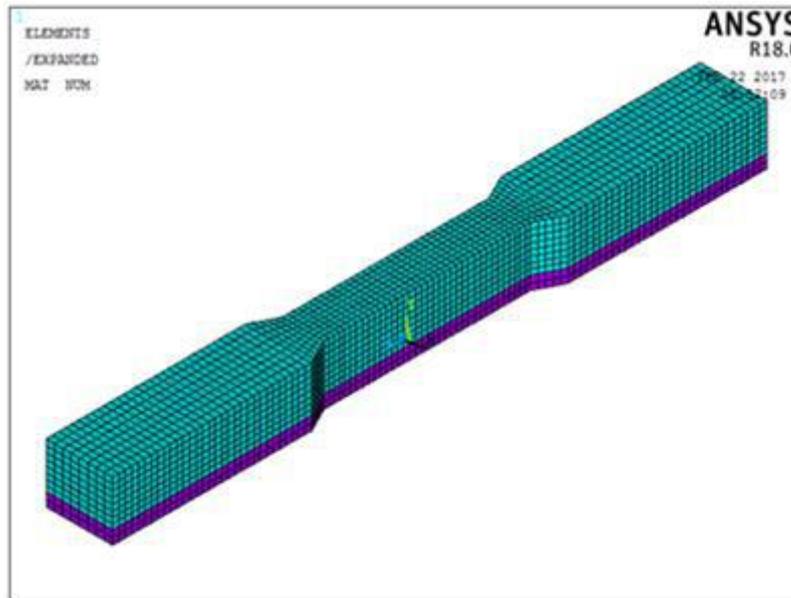


Figura 70: Malha com elementos quadráticos, definida para modelamento numérico por elementos finitos para amostra A1.

```

/COM
!SET,L,12.61           !Largura do CP [mm]
!SET,H,17.92           !Espessura do CP [mm]
!SET,HR,4              !Espessura do revestimento [mm]
!SET,LC,20.17          !Largura da Cabeça [mm]
!SET,HC,67.8           !Altura da cabeça [mm]
!SET,AL,25             !Alongamento do CP [%]
!SET,DB,25             !Comprimento util do clip gage [mm]
!SET,LNL,20           !Semi comprimento não linear

```

Figura 71: Variáveis de pré-processamento do modelo numérico.

Um comportamento linear elástico foi estabelecido para as extremidades do corpo de prova e um modelo elasto-plástico foi definido para o comprimento de interesse, correspondendo ao comprimento do extensômetro, i.e. 25 mm (Figura 72). Durante a calibração do modelo, este parâmetro, definido como comprimento não linear (LNL) foi variado de forma a se obter o valor ótimo correspondente ao comportamento elasto-plástico dentro do modelo. Tentativas de alongar tal comprimento e reduzi-lo foram feitas e os resultados estão apresentados nas Figuras 73 e 74 para um comprimento não

linear de 5 mm e 50 mm, respectivamente. O comprimento não linear ótimo encontrado para o modelo foi de 20 mm e a curva obtida para o CP A1 será apresentada posteriormente na Figura 77.

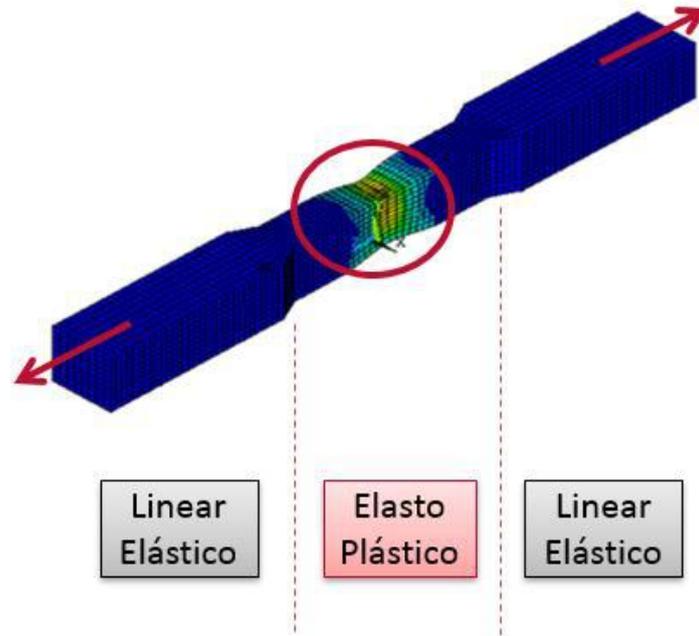


Figura 72: Representação esquemática dos comportamentos linear elástico e elasto-plástico, definidos respectivamente para as extremidades e região de interesse do corpo de prova.

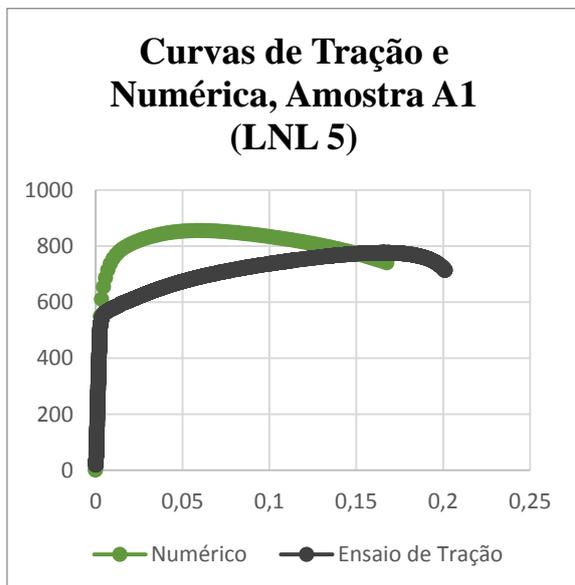


Figura 73: Curvas de tração e numérica para comprimento não linear de 5mm.

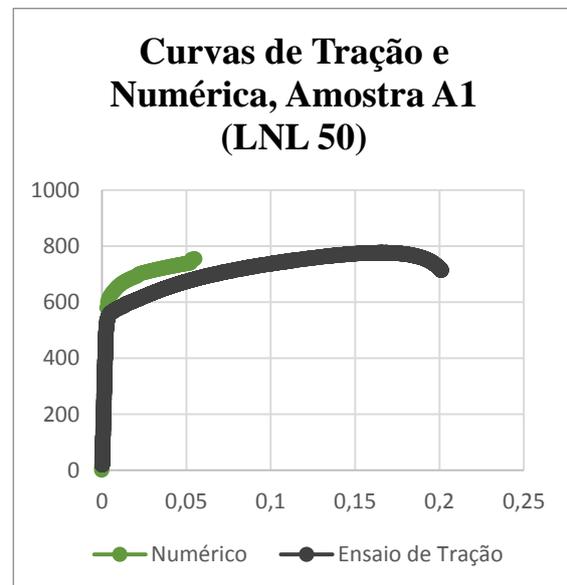


Figura 74: Curvas de tração e numérica para comprimento não linear de 50mm.

Etapas de deslocamento foram adquiridas ao longo do modelo e as respectivas cargas registradas. Tais carregamentos foram posteriormente convertidos em tensões equivalentes de Von Mises. Na teoria de Von Mises-Hencky, conhecida também por teoria da energia de distorção, o escoamento começa quando a energia de distorção produzida em um elemento unitário sujeito a tensões combinadas se torna igual à energia de distorção para um elemento unitário de um corpo de prova submetido a um ensaio uniaxial de tração. É a teoria mais aceita para definir o escoamento de materiais metálicos sujeitos a tensões combinadas (RIBEIRO, 2014). A Figura 75 mostra o CP A1 deformado após 104 etapas de deslocamento

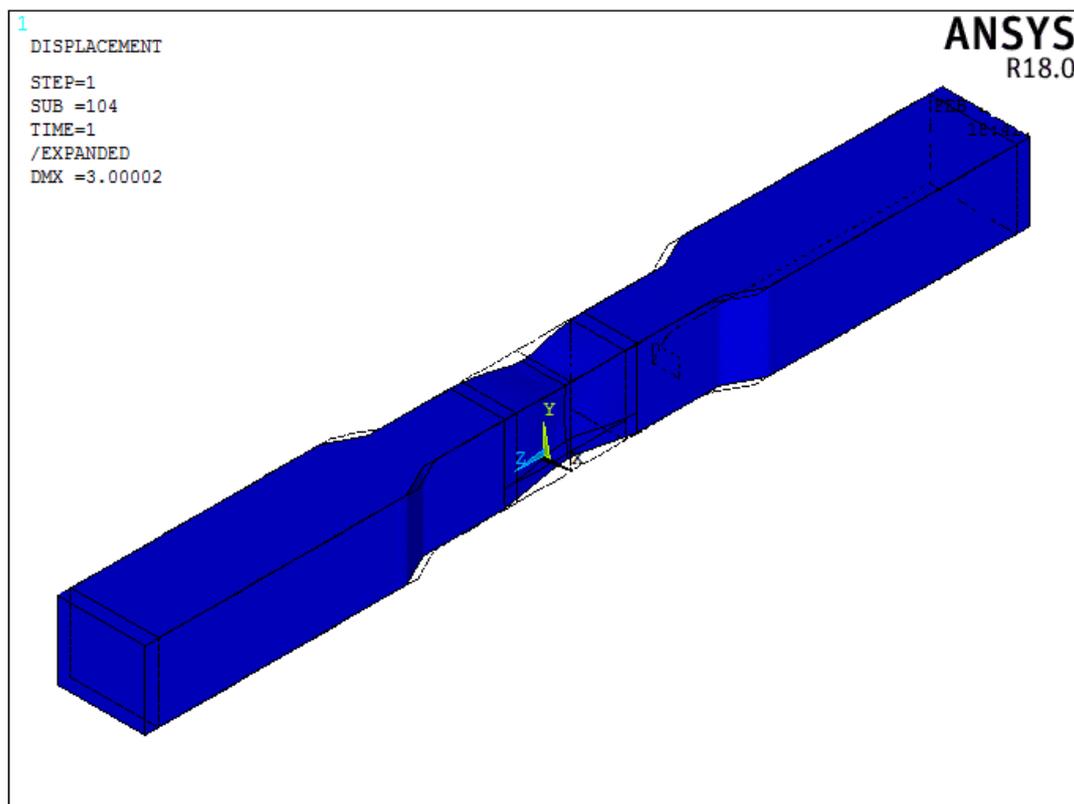


Figura 75: Deformação do CP A1 após 104 etapas de deslocamento.

Depois de gerado o modelo, uma solução de pós-processamento foi proposta na qual se utilizaram os resultados das interações provenientes do modelo para extrair os carregamentos e deslocamentos na linha de simetria do extensômetro, onde os *key points* foram definidos. Seis *key points* foram definidos para o metal base e dois para o

revestimento nas amostras de bimetálico. Para as amostras do metal base e do revestimento isolados foram definidos seis *key points*. Esta solução de pós-processamento permitiu avaliar o deslocamento através do eixo axial em diferentes nós ao longo da espessura e conseqüentemente a deformação das amostras sendo modeladas.

A Figura 76 mostra que o comportamento da curva numérica em diferentes nós ao longo da espessura do corpo de prova A1, tanto em um nó na extremidade do metal base como na extremidade do revestimento, se mantém igual, confirmando que o modelo proposto é válido para materiais bimetálicos como o utilizado nesta pesquisa.

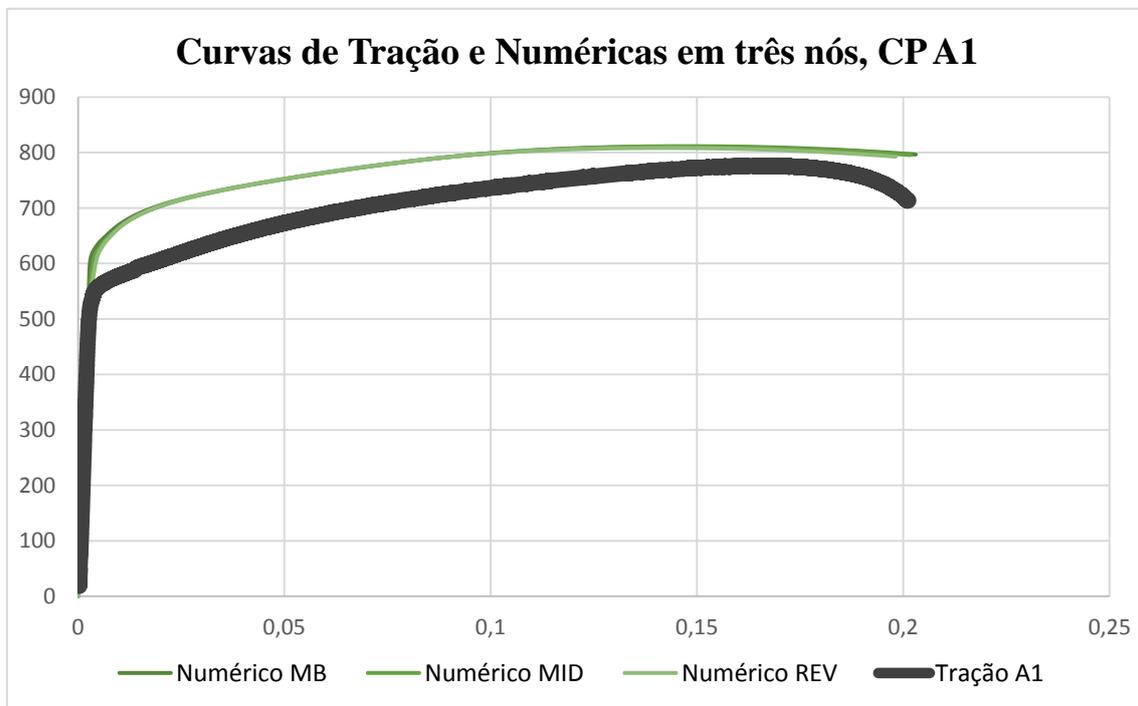


Figura 76: Curvas de tração e numéricas para diferentes nós – MB (extremidade metal base); MID (meio da espessura); REV (extremidade revestimento), CP A1.

Uma curva numérica com a média do comportamento dos oito nós distribuídos ao longo da espessura do CP A1, com comprimento não linear de 20 mm foi então gerada (Figura 77). Este foi o nível de calibração máximo adquirido para o corpo de prova bimetálico, ficando um pouco acima da curva de tensão x deformação verdadeira obtida para o mesmo caso.

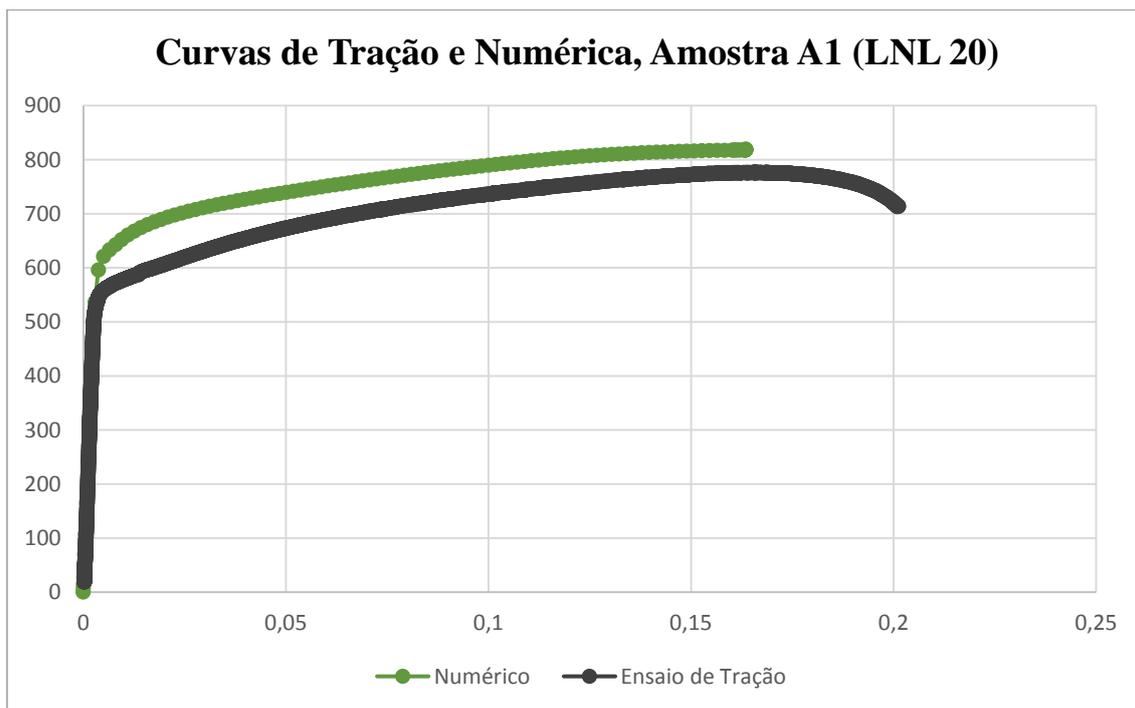


Figura 77: Curvas de tração e numérica para LNL de 20mm, CP A1.

Nota-se que a parte elástica da curva é fiel até certo ponto, anterior ao limite de escoamento. A 0,5% de deformação a tensão limite de escoamento dada pelo modelo numérico é de 619 MPa, superando em 8% a tensão limite de escoamento de 573 MPa extraída do ensaio de tração. A parte plástica da curva que se estende segue aproximadamente com os 8% de diferença. O limite máximo de resistência obtido com o modelo numérico foi de 843 MPa, contra 776 MPa da curva de tensão x deformação verdadeira (LR do ensaio de tração convencional de 697 MPa), confirmando a diferença de 8% ao longo de toda a deformação plástica do CP A1.

Esperava-se que as curvas de tração e numérica fossem corresponder, uma vez que o modelo numérico foi validado com os materiais isolados e calibrado. Entende-se que uma variação de +8% é considerada pequena haja vista a quantidade de variáveis físicas que contribuem para a incerteza do modelo numérico e não foram necessariamente consideradas, e.g. estado triaxial de tensões, anisotropia dos materiais principalmente na interface. No entanto, tal variação é insuficiente para que se adote a curva numérica apenas, sem a necessidade do ensaio de tração.

A Figura 78 mostra a distribuição de tensões equivalentes de Von Mises para o CP A1. Nela é possível perceber valores de tensão elevados na região limítrofe do comprimento não linear, interface do modelo elasto-plástico para o liner elástico. Na região de interesse, no entanto, onde a estricção é formada, percebe-se um nível de tensões na faixa dos 850 MPa, mais acentuada no pontos definidos na região do revestimento. A deformação mecânica total (elástica e plástica) equivalente é mostrada na Figura 79, com o maior grau de estricção se formando na região de central do corpo de prova, como esperado.

Ao analisar os valores de tensão equivalente de Von Mises extraídos do modelo numérico para uma deformação de 2%, admitida como limite de projeto para este caso, percebe-se que os valores são uniformes ao longo da espessura do corpo de prova, tanto no metal base quanto no revestimento, na ordem de 672 MPa (Tabela 19).

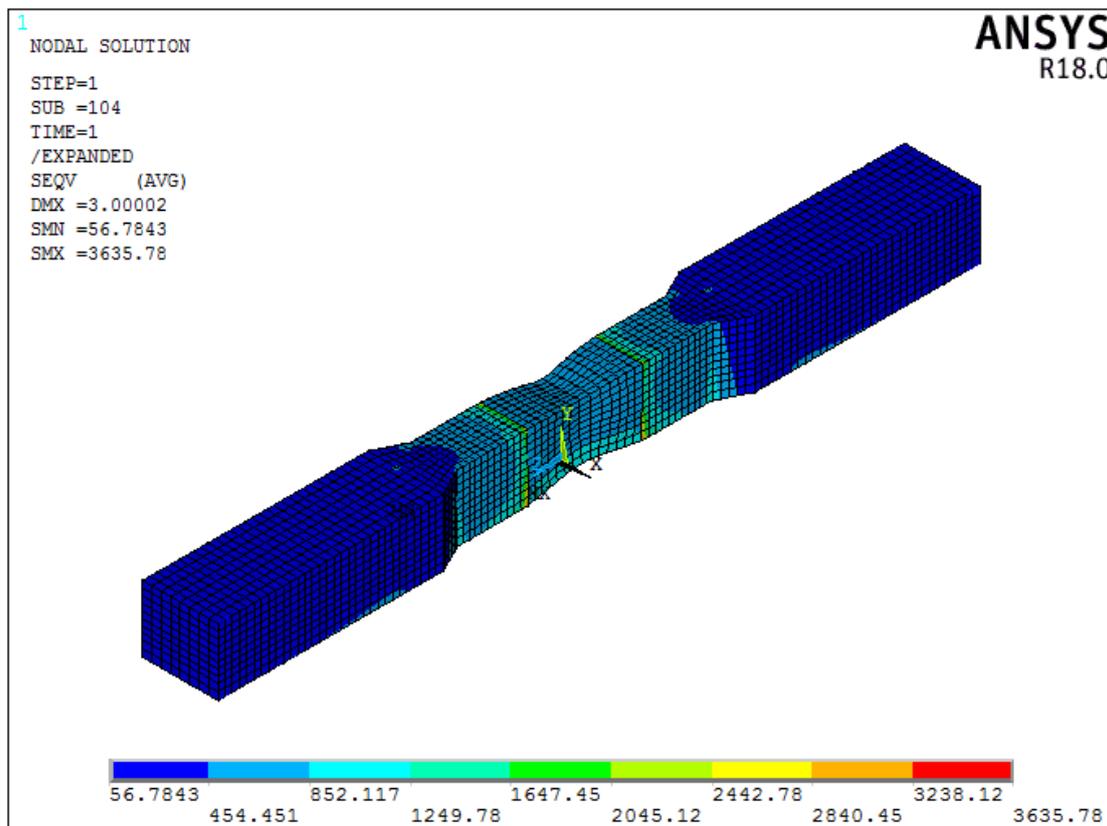


Figura 78: Distribuição de tensões equivalentes de Von Mises, CP A1.

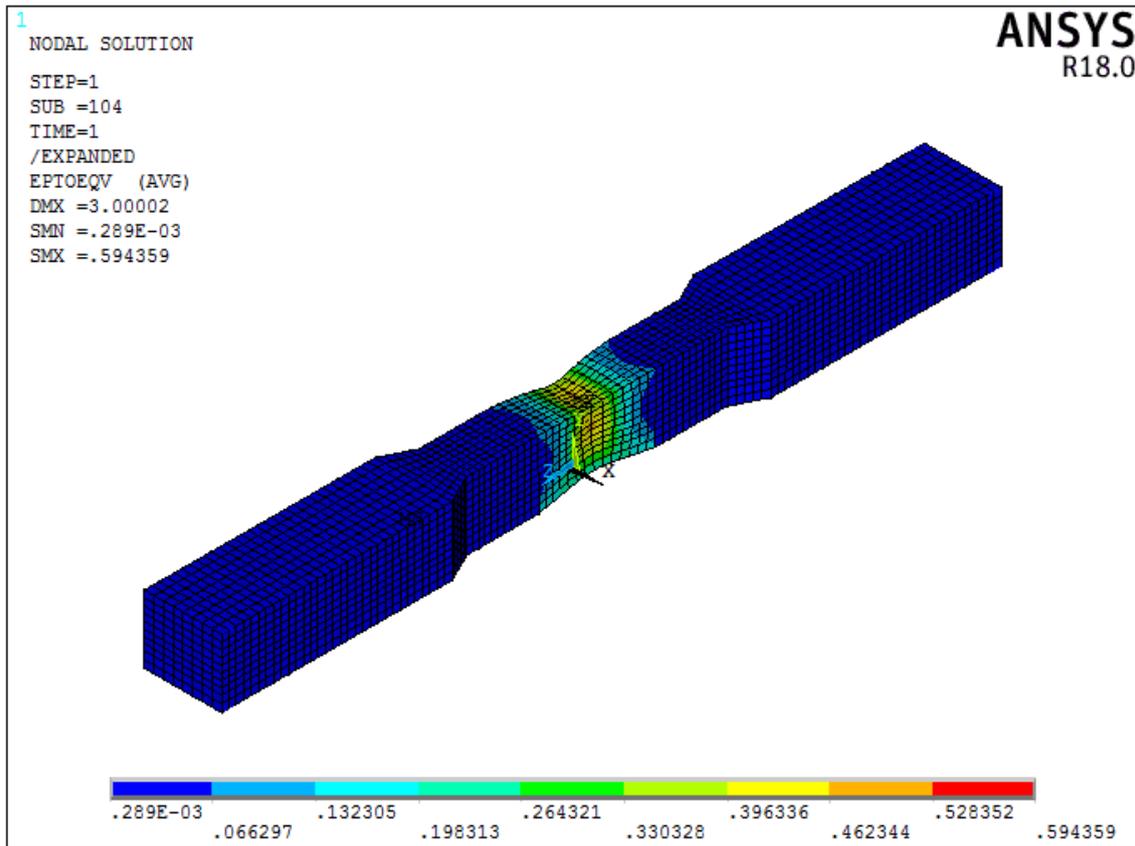


Figura 79: Deformação mecânica total equivalente (Von Mises), CP A1.

Tabela 19: Valores de σ_e extraídos do modelo numérico para 2% de deformação.

Tensão (MPa) a 2% de deformação								
Metal Base						Revestimento	Média	
671,82	672,03	671,98	672,20	672,21	672,37	671,89	672,03	672,10

O fato curioso neste ponto é que o valor de 672 MPa é superior aos 616 MPa correspondentes a uma deformação de 2% no ensaio de tração do CP A1, mas muito próximo dos 668 MPa encontrados para esse nível de deformação no ensaio de tração do CP A3, metal base isolado. Isso permite concluir que até o nível limite de 2% de deformação, utilizado em projeto, o modelo numérico proposto para o bimetálico apresenta o mesmo comportamento da curva tensão x deformação gerada a partir do ensaio de tração para o metal base isolado (Figura 80).

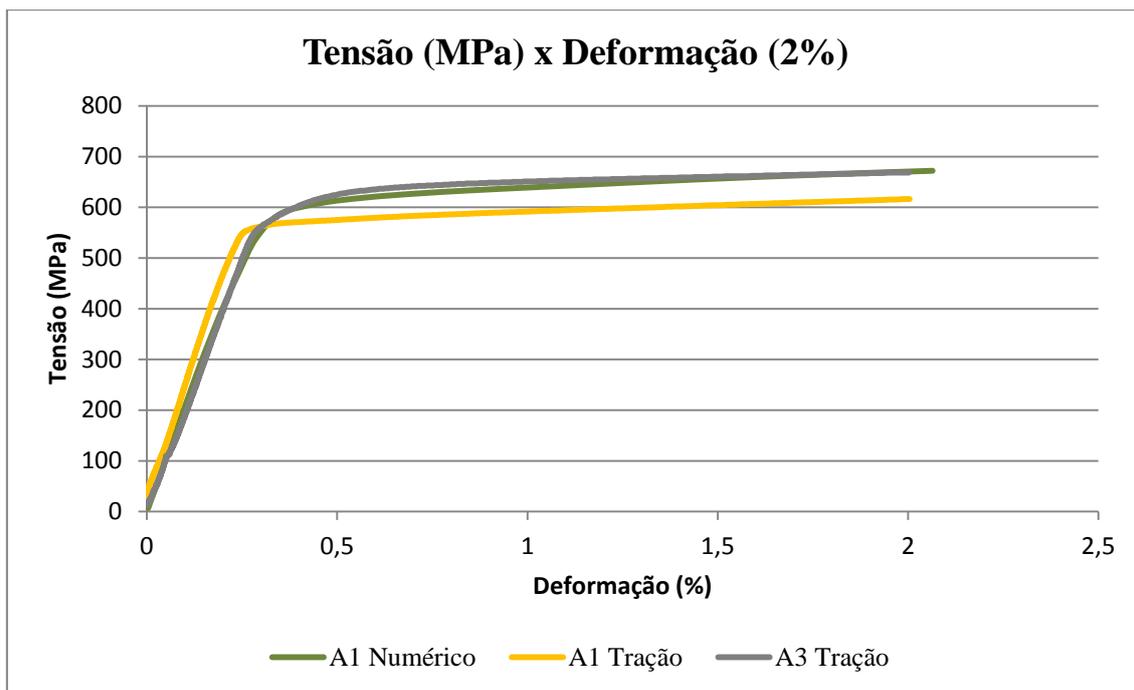


Figura 80: Tensão x Deformação (2%).

As curvas numéricas foram geradas também para as demais amostras, na intenção de verificar o nível de variação perante a amostra A2, e também sua possível aplicabilidade aos materiais isolados para os casos das amostras A3 e A4.

No caso da amostra A2 (Figura 81), estimava-se que o comportamento se aproximaria da curva numérica, já que o fato de os materiais estarem separados eliminava as variáveis de interação na interface, não contempladas no modelo numérico. No entanto a curva numérica gerou um resultado bastante inesperado, ficando bem abaixo da curva de tração verdadeira.

Já as curvas de tensão x deformação numéricas geradas para os metais isolados, como se esperava uma vez que a simulação foi baseada em um modelo numérico proposto pelo MPC e validado através de uma simulação analítica (seção 4.3.1), se igualaram às curvas de tensão x deformação verdadeiras obtidas através dos seus respectivos ensaios de tração (Figuras 82 e 83), confirmando a validade do modelo para tal propósito.

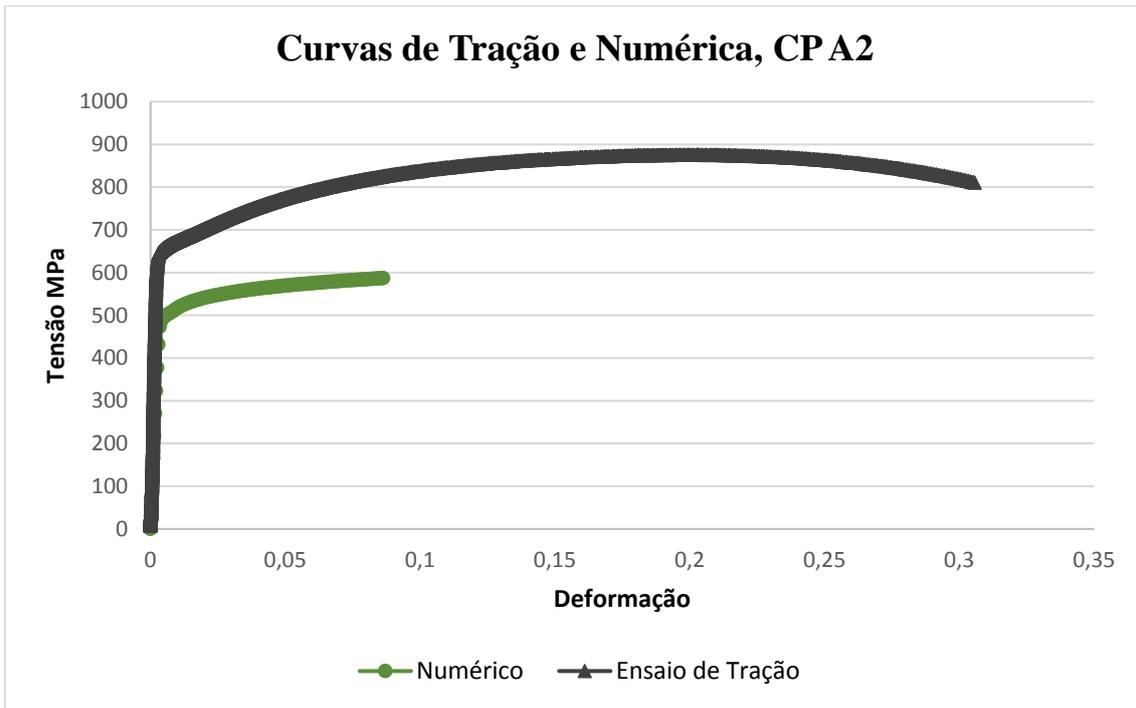


Figura 81: Curvas de tração e numérica, CP A2.

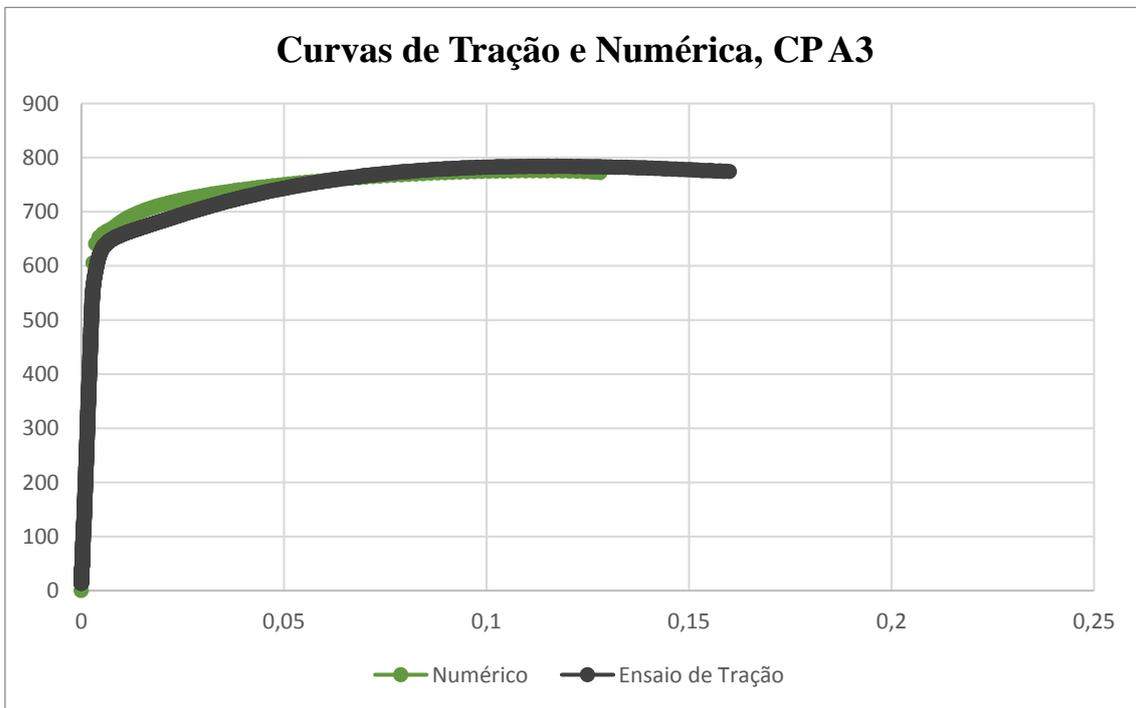


Figura 82: Curvas de tração e numérica – CP A3 (MB isolado).

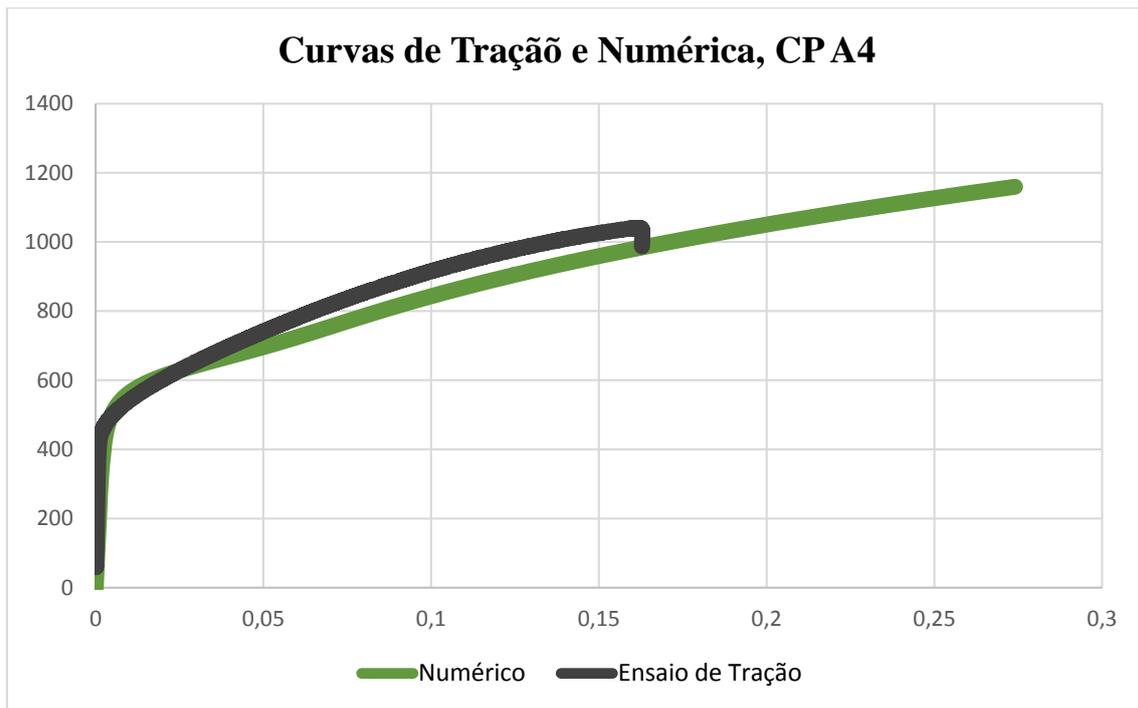


Figura 83: Curvas de tração e numérica – CP A4 (Revestimento isolado).

A Figura 84 foi gerada com o intuito de verificar-se os níveis de triaxialidade, a partir do fator de triaxialidade proposto por Davis, com base na relação entre as tensões resultantes em cada uma das três direções e a tensão equivalente de Von Mises (Equação 17).

Sabe-se que os efeitos da triaxialidade podem afetar a ruptura dos materiais de duas formas: (1) impedindo a deformação plástica enquanto o nível de tensões aumenta até que a tensão limite de ruptura seja atingida culminando em uma ruptura por clivagem ou (2) através do crescimento de vazios dentro do material, originários a partir de inclusões ou tensões residuais por exemplo. Esta dupla natureza da falha devido aos efeitos da triaxialidade dificulta a representação da relação entre as tensões planas e a redução da ductilidade no local através de uma única curva (MARESCA, 1997).

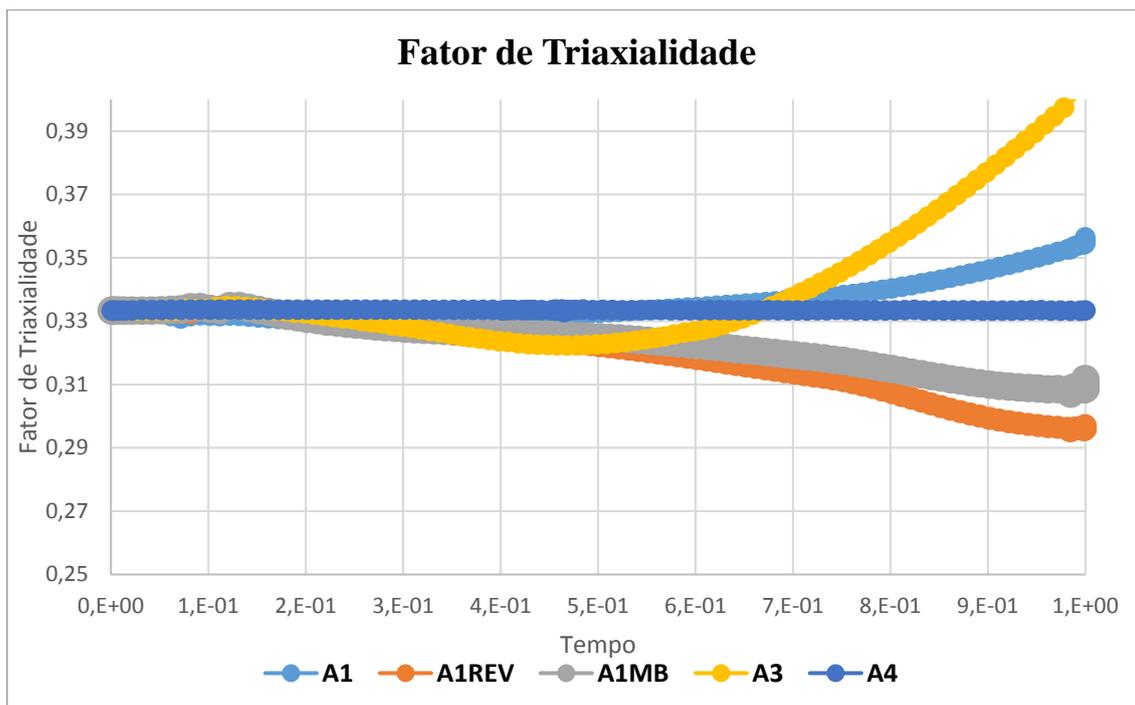


Figura 84: Fator de Triaxialidade de Davis.

A Figura 84 permite ver que para os metais isolados, A3 e A4, um estado triaxial de tensões ao longo do tempo aparece para o A3 a partir de um dado momento, enquanto que permanece constante para o A4, justamente pelo fato de o CP A3 apresentar espessura maior (12 mm) enquanto que o CP A4 apresenta uma espessura de 4 mm, insuficiente para provocar um estado plano de tensões relevante.

Já para o CP A1, pode-se perceber que o estado triaxial de tensões é não sofre influência apenas da espessura, sendo também modificado em virtude da ligação metalúrgica entre os materiais. Os valores obtidos para os nós presentes no metal base e no revestimento do CP A1 se opõem ao valor médio obtido no CP A1 como um todo. Além disso, a curva para o revestimento (A1REV) varia mais que a curva para o metal base (A1MB), indicando que os efeitos do estado plano de tensões é mais pronunciado no revestimento, permitindo que este sofra ruptura antecipada, como aconteceu no ensaio de tração.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A caracterização dos materiais através das análises metalográfica por microscópios óptico e eletrônico de varredura permitiu concluir que o aço C-Mn API X-70 do metal base apresenta uma estrutura bainítica e o revestimento apresenta estrutura austenítica granular, típica de uma chapa de Inconel 625. A existência de ligação metalúrgica (interdifusão) foi confirmada pela presença de pequenos vazios na interface (efeito kirkendall). Ainda na interface a estrutura se apresenta com granulação refinada devido à deformação plástica causada no processo de colaminação, e recristalizada, em função do ciclo de tratamento térmico posterior que envolve austenitização para têmpera e revenido. O aumento no tamanho de grão no sentido da interface para a extremidade do revestimento tende a influenciar nas propriedades mecânicas, uma vez que grãos menores (próximos à interface) apresentam maior restrição à deformação e consequentemente elevam os resultados de propriedades mecânicas.

Os resultados dos ensaios de tração mostraram que o CP A1 (bimetálico com solda) possui a segunda menor tensão limite de escoamento (573 MPa) e a menor tensão limite de resistência (697 MPa) dentre as condições testadas. Quando comparado ao CP A3 (metal base isolado, LE 645 MPa; LR 715 MPa), responsável por determinar as propriedades mecânicas estruturais assumidas em projeto, o CP A1 apresentou propriedades mecânicas inferiores, resultado dos efeitos do revestimento ao conjunto.

Ao final do ensaio de tração do CP A1, o revestimento rompe antes do metal base e tal comportamento pode ser atribuído à superior taxa de encruamento da estrutura cúbica de face centrada (CFC) do níquel em relação aos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) como o ferro. Outra explicação para esta resposta ao ensaio de tração uniaxial se deve ao estado triaxial de tensões, gerado em corpos de prova com maiores espessuras e agravado no CP A1, onde não apenas a espessura, mas principalmente a união metalúrgica acentua o efeito das tensões no sentido da espessura do corpo de prova, fazendo com que a componente σ_3 seja mais elevada e desbalanceada, em decorrência dos diferentes momentos em que os materiais entram em deformação plástica.

A análise comparativa detalhada das curvas de tensão x deformação dentro da faixa de até 2% de deformação utilizada como limite (*threshold*) em projeto mostrou que as deformações necessárias para levar os materiais à ruptura foram bastante distintas. Ao compararem-se os valores do bimetálico (A1) com o metal base (A3), percebe-se que a utilização da curva gerada para o metal base apenas (A3), como proposto pela norma DNV OS F101, desconsiderando os efeitos da camada do revestimento, não pode ser admitida como um critério seguro, uma vez que a tensão relativa à mesma deformação de 2% é inferior no bimetálico, comparada ao metal base.

Não fica consumado o fator que leva o revestimento a romper antes do metal base, mesmo tendo um limite de ruptura superior. No entanto, cabe afirmar que a geração de resultantes transversais devido à ligação metalúrgica na interface, não consideradas em um carregamento uniaxial, favorece um desequilíbrio de cargas uma vez que o metal base inicia um processo de estrição mais acentuado logo que atinge a tensão limite de escoamento, provocando sobrecarga localizada ao conjunto na direção transversal, que aumenta à medida que o carregamento axial aumenta. Como o revestimento sofre pouca estrição e sua espessura é bem inferior em relação ao metal base, ocorre um dado momento em que o revestimento não resiste e vem a romper.

As curvas numéricas geradas a partir do modelo implementado através do método de elementos finitos permitiram concluir que diferentes nós ao longo da espessura dos corpos de prova apresentam comportamento bastante semelhante, confirmando que o modelo é válido inclusive para materiais bimetálicos.

Quando comparadas com as curvas geradas nos ensaios de tração, as curvas numéricas foram praticamente idênticas para os metais isolados, no entanto se apresentaram com uma diferença de aproximadamente +8% no caso do bimetálico com solda, já em valores anteriores à tensão limite de escoamento. Entende-se que uma variação de +8% é considerada pequena haja vista a quantidade de variáveis físicas que contribuem para a incerteza do modelo numérico e não foram necessariamente consideradas, e.g. estado triaxial de tensões e anisotropia dos materiais principalmente na interface. No entanto, tal variação é insuficiente para que se adote a curva numérica apenas, sem a necessidade do ensaio de tração.

Ao analisar os valores de tensão equivalente de Von Mises extraídos do modelo numérico para uma deformação de 2%, admitida como limite de projeto para este caso, percebe-se que os valores são uniformes ao longo da espessura do corpo de prova, tanto no metal base quanto no revestimento, na ordem de 672 MPa. Este valor é superior aos 616 MPa correspondentes à mesma deformação de 2% no ensaio de tração do CP A1, mas muito próximo dos 668 MPa encontrados para esse nível de deformação no ensaio de tração do CP A3, metal base isolado. Isso permite concluir que até o nível limite de 2% de deformação, utilizado em projeto, o modelo numérico proposto para o bimetálico apresenta o mesmo comportamento da curva tensão x deformação gerada a partir do ensaio de tração para o metal base isolado, indicando que os efeitos do revestimento são praticamente desprezíveis nessa faixa do modelo.

Os efeitos do estado plano de tensões também foram avaliados através do fator de triaxialidade de Davis (TFD) de onde se pode concluir que tanto a espessura quanto a natureza e homogeneidade da ligação metalúrgica entre os materiais contribuem para o incremento do estado triaxial de tensões. Os valores obtidos para os nós presentes no metal base e no revestimento do CP A1 se opuseram ao valor médio obtido no CP A1 como um todo. A curva para o revestimento (A1REV) variou mais que a curva para o metal base (A1MB), indicando que os efeitos do estado plano de tensões foi mais pronunciado no revestimento. Tal característica pode favorecer a ruptura antecipada do revestimento, como aconteceu no ensaio de tração.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho permitiu concluir o seguinte a respeito do estudo dos mecanismos que provocam a ruptura antecipada do revestimento em tubos cladeados metalurgicamente com metal base em aço carbono classe API 5L X-70 revestidos com Inconel 625.

- A estrutura se apresenta com granulação refinada na interface devido à deformação plástica causada no processo de colaminação, e recristalizada, em função do ciclo de tratamento térmico e o aumento no tamanho de grão no sentido da interface para a extremidade do revestimento tende a influenciar nas propriedades mecânicas, uma vez que grãos menores (próximos à interface) apresentam maior restrição à deformação e conseqüentemente elevam os resultados de propriedades mecânicas;
- A partir dos resultados dos ensaios de tração, alguns fatores puderam ser notados como relevantes para a ruptura do revestimento a uma carga inferior à do metal base, e.g. taxa de encruamento superior para o Inconel 625 (CFC) em relação ao aço carbono (CCC); estado triaxial de tensões devido à espessura e agravado pela união metalúrgica; início da deformação plástica dos materiais que se dá em diferentes momentos.
- A hipótese que sugere a ruptura do revestimento a uma carga inferior à do metal base aponta para a ocorrência de resultantes transversais devido à ligação metalúrgica, não consideradas em um carregamento uniaxial, e que favorece um desequilíbrio de cargas. O metal base inicia um processo de estrição mais acentuado logo que atinge o LE, provocando sobrecarga localizada ao conjunto na direção transversal, que aumenta à medida que o carregamento axial aumenta. Como o revestimento sofre pouca estrição e sua espessura é bem inferior em relação ao metal base, ocorre um dado momento em que o revestimento não resiste e vem a romper.
- As curvas numéricas foram praticamente idênticas às curvas de tração para os metais isolados, com uma diferença de aproximadamente +8% no caso do bimetalico com solda, considerada pequena haja vista a quantidade de variáveis físicas que contribuem para a incerteza do modelo numérico e não foram necessariamente consideradas, e.g. estado triaxial de tensões e anisotropia dos

materiais principalmente na interface. No entanto, tal variação é insuficiente para que se adote a curva numérica apenas, sem a necessidade do ensaio de tração.

- Até o nível limite de 2% de deformação o modelo numérico proposto para o bimetálico apresenta o mesmo comportamento da curva tensão x deformação extraída do metal base isolado, indicando que os efeitos do revestimento são praticamente desprezíveis nessa faixa do modelo.
- Os efeitos do estado plano de tensões também foram avaliados através do fator de triaxialidade de Davis (TFD), de onde se pode concluir que tanto a espessura quanto a natureza e homogeneidade da ligação metalúrgica entre os materiais contribuem para o incremento do estado triaxial de tensões.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Por apresentar duas frentes, uma voltada para ensaios mecânicos e outra voltada para simulações numéricas, este trabalho apresenta as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Instrumentação de corpos de prova bimetálicos com extensômetro (*strain-gages*) para determinação de deformação localizada;
- Simulação numérica com critérios definidos e discretização da interface de modo a contemplar o maior número de variáveis e tornar o modelo totalmente representativo do ensaio de tração;
- Simulação do comportamento mecânico de uma tubulação em escala real através do método de elementos finitos;

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] API 579/ASME FFS-1. *Fitness for Service*. Washington, DC, USA, American Petroleum Institute, 2016.
- [2] API 5L: *Specification for Line Pipe*. 45 ed. Washington, DC, USA. American Petroleum Institute, 2012.
- [3] API 5LD: *Specification for CRA Clad or Lined Steel Pipe*. 4 ed., Washington, DC, USA, American Petroleum Institute, 2015.
- [4] ASM Metals Handbook, 1990. *Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. ASM International Handbook Committee.
- [5] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII: *Rules for Constructions of Pressure Vessels, Division 2, Alternative Rules*. 2015 ed., The American Society of Mechanical Engineers, 2015.
- [6] ASTM A370/A370M. *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. West Conshohocken, PA, USA. ASTM International, 2017.
- [7] ASTM A578/A578M. *Standard Specification for Straight-Beam Ultrasonic Examination of Rolled Steel Plates for Special Applications*. West Conshohocken, PA, USA. ASTM International, 2012.
- [8] ASTM A751/A751M. *Standard Test Methods, Practices and Terminology Chemical Analysis of Steel Products*. West Conshohocken, PA, USA. ASTM International, 2014.
- [9] BERG, B., SCHNAUT, U., “A new production method for CRA Lined Pipe based on sheet metal”. *4th Pipeline Technology Conference*, Siegen, Germany, 2009.
- [10] BUTTING. Catálogos. Disponível em: <https://www.butting.com/pt/tubos-cladeados/>. Acesso em: 16 de Janeiro de 2017, 07:15:00.
- [11] CALLISTER, W. D., 2002, *Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução*. 5 ed. LTC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- [12] CARVALHO, A.T., 2012, *Avaliação do Comportamento Mecânico de Tubo Cladeado*, Monografia, Instituto SENAI de Educação Superior, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [13] CELANT, M., SMITH, L., 2000, *Casti Handbook of Cladding Technology*. 2 ed. Casti Publishing Inc. Edmonton, Alberta, Canada.
- [14] CRAIG, B., 2009 “Selection guidelines for corrosion resistant alloys in the oil and gas industry”. *Materials selection for the oil and gas industry*. Houston, TX, USA.
- [15] CRAIG, B., SMITH, L., 2011 “Corrosion Resistant Alloys (CRAs) in the oil and gas industry – selection guidelines update”. 3 ed. *Nickel Institute Technical Series*, N°10073. Houston, TX, USA.
- [16] DESSI, J. G., 2015, *Caracterização da Interface de tubo bimetálico cladeado fundido por centrifugação*, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil.
- [17] DNV: *Guideline for Design and Construction of Lined and Clad Pipelines*. Det Norske Veritas JIP Lined and Clad Pipelines, Phase 3, 2013.
- [18] DNV OS F101: *Submarine Pipeline Systems*. s.I., Norway, Det Norske Veritas Offshore Standard, October, 2013.
- [19] FILHO, H. M. R. L., 2013, *Análise de Ataques Químicos para Revelação de Microestrutura de Soldas Dissimilares de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Ferríticos*, Monografia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.
- [20] FRYER, M., “Development of UOE Clad Pipeline”. *Pipeline Technology Conference*, Hanover, Germany, 16-17 April 2007.
- [21] HILBERINK, A., 2011, *Mechanical Behaviour of Lined Pipe*, Ph.D. dissertation, Delft University of Technology, Netherlands.
- [22] INDUSTRY-RESEARCH. Subsea Umbilical Risers and Flowline Market. Disponível em: <https://industry-research.weebly.com/market-research/>. Acesso em: 31 de Maio de 2018, 13:30:00.

- [23] LÓPEZ, B., GUTIÉRREZ, I. URCOLA, J. J., 1992, “Study of the microstructure obtained after diffusion bonding Inconel 625 to low alloy steel by hot uniaxial pressing or hiping”, *Materials Characterization*, v. 28, pp. 49-59.
- [24] MARESCA, G., MILELLA, P. P., PINO, G., “A critical review of triaxiality based failure criteria”. Fracture and Structural Integrity IGF 13, Cassino, Italy, May 1997.
- [25] MARINHO, I. J. P., 2002 “*Projeto ótimo de estruturas metálicas de arquibancadas reutilizáveis via ANSYS*”. Dissertação de Mestrado, Pontifícia Universidade Católica (PUC), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [26] NACE MR0175/ISO 15156: *Materials for use in H2S containing environments in oil and gas production*. s.I., Switzerland, ISO International Standard, 2015.
- [27] NEVES, G. O., 2016, *Termodinâmica Computacional Aplicada a Materiais Produzidos via Metalurgia do Pó*, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.
- [28] PERMANA, I., 2013, *A Study on Engineering Critical Assessment (ECA) of Subsea Pipeline Girth Welds for Reeling Installation*, M.Sc. dissertation, University of Stavanger, Stavanger, Norway.
- [29] RIBEIRO, F., 2014, *Introdução ao Método de Elementos Finitos*. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [30] SMITH, L., 2012 “Engineering with Clad Steel”. 2 ed. *Nickel Institute Technical Series*, N°10064. Houston, TX, USA.
- [31] SOUZA, S. A., 1977, *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. 3 ed. Edgard Bluchard Ltda, São Paulo, SP, Brasil.
- [32] SRISKANDARAJAH, V. R., “Contribution of Liner Strength in CRA Lined Pipes”. *International Ocean and Polar Engineering Conference*, Korea, June 2014.
- [33] SUAVE, L. M., BERTHEAU, D., CORMIER, J., *et. al.*, “Impact of microstructural evolutions during thermal aging of Alloy 625 on its mechanical properties”. *Eurosuperalloys Matec Web of Conferences*, Vol. 14, Giens, France, May 2014.