



RESISTÊNCIA AO COLAPSO E CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DE TUBO API  
5CT GRAU N80Q SOLDADO POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA

Gustavo Henrique Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho

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 da Cruz Payão Filho

Rio de Janeiro  
Fevereiro de 2015

RESISTÊNCIA AO COLAPSO E CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DE TUBO API  
5CT GRAU N80Q SOLDADO POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA

Gustavo Henrique Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho

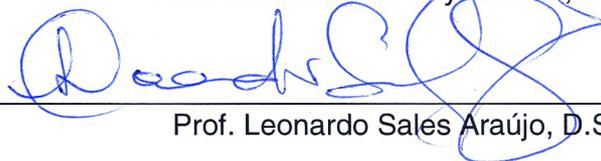
DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO  
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)  
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS  
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM  
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:



---

Prof. João da Cruz Payão Filho, D.Sc.



---

Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.



---

Prof<sup>a</sup> Bianca de Carvalho Pinheiro, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

FEVEREIRO DE 2015

Carvalho, Gustavo Henrique Senna de Freitas Ligeiro de  
Resistência ao Colapso e Caracterização Metalúrgica  
de Tubo API 5CT Grau N80Q Soldado por Indução de  
Alta Frequência / Gustavo Henrique Senna de Freitas  
Ligeiro de Carvalho. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE,  
2015.

XIV, 115 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa  
de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2015.

Referências Bibliográficas: p. 120-129.

1. Soldagem de aços carbono-manganês por indução  
de alta frequência. 2. Tubulações para Petróleo e Gás. 3.  
Resistência ao colapso de tubos. I. Payão Filho, João da  
Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro,  
COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais. III. Título.

*"[...] porque grande parte da felicidade que sinto em aprender é poder depois ensinar. Nenhum conhecimento, por mais extraordinário e valioso que seja, me agradaria se fosse destinado para meu único benefício. Se a sabedoria me fosse dada com a condição expressa de não divulgá-la, eu a rejeitaria."*

*(Lucius Annaeus Seneca)*

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a minha família, meus pais Nivan de Carvalho e Solange de Freitas Carvalho e minhas irmãs Thaiza Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho e Sabrina Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho por todo o apoio e suporte durante todo o percurso de mestrado e a todos os membros dessa grande família do qual tenho muito orgulho em fazer parte.

Ao meu orientador e amigo João da Cruz Payão Filho pela orientação, tempo dedicado e por compartilhar seu conhecimento durante a elaboração da dissertação e das cadeiras de Processos de Soldagem e Metalurgia Física da Soldagem II.

Aos engenheiros companheiros do laboratório LNTSold da COPPE e de mestrado Rodrigo Stohler Gonzaga e Pedro Netto da Silva pelas ideias trocadas, sugestões e incentivo, assim como aos alunos de Iniciação Científica Rodrigo Campano, Cássio Vasconcelos, Pedro Leitão e Jonas Vieira.

A todos os amigos pelo companheirismo e por fazerem tudo ser mais fácil.

Ao doutorando Maurício Pacheco pelo auxílio nas simulações em ANSYS que contribuíram para meu estudo.

Ao Doutor Marcelo Bittencourt do Instituto de Engenharia Nuclear (IEN) pelo auxílio nos ensaios metalográficos.

A toda equipe do Laboratório de Tecnologia Submarina (LTS) da COPPE/UFRJ, em especial a Marcos Pedreira pelo tempo disponibilizado e execução dos ensaios.

Aos professores da *Università di Roma La Sapienza* em Roma, na Itália, onde aprendi importantes conceitos e ensinamentos durante seis meses e a todos os amigos que fiz durante esse período.

À Apolo Tubulars S.A., pelo apoio à pesquisa realizada, pelo fornecimento dos tubos analisados, pela disponibilização de equipamentos de ensaio e pelo grande incentivo à pesquisa e interesse em trabalhar em parceria com a Universidade Federal do Rio de Janeiro. Agradeço especialmente aos engenheiros Luís Carlos Rodrigues Melo pelas valiosas sugestões feitas no transcorrer do trabalho e Marcel Martins pelo suporte durante a realização dos ensaios mecânicos.

À CAPES pela bolsa de mestrado.

A Financiadora de Estudos e Projetos (Finep) pelo financiamento do trabalho.

A todos os mestres, instituições de ensino e empresas por qual passei que participaram da minha formação acadêmica e profissional.

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

## RESISTÊNCIA AO COLAPSO E CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DE TUBO API 5CT GRAU N80Q SOLDADO POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA

Gustavo Henrique Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho

Fevereiro/2015

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este estudo teve como objetivo a caracterização metalúrgica e avaliação da resistência ao colapso de *casings* API 5CT grau N80Q unidos longitudinalmente pelo processo de soldagem por indução de alta frequência (costura) e posteriormente temperados e revenidos ao longo de toda sua seção e comprimento. Foi estudado o efeito de diferentes relações comprimento / diâmetro na resistência ao colapso e a soldagem longitudinal foi avaliada tanto metalurgicamente como em relação ao colapso. A investigação foi realizada com base em ensaios mecânicos de tração, dureza, microdureza, impacto e análises metalográficas tanto por microscopia óptica com diferentes reagentes químicos como por microscopia eletrônica de varredura. Foi constatada uma influência da relação comprimento / diâmetro do tubo na sua resistência ao colapso: aumentando-se a relação, a resistência ao colapso do tubo diminui. Constatou-se também que propriedades referentes à resistência mecânica apresentam uma influência mais significativa nesse fenômeno que a relação comprimento / diâmetro. A solda de costura apresentou algumas diferenças em relação ao metal de base, especialmente em relação à tenacidade, porém para as aplicações recomendadas para o grau N80Q e considerando seus requisitos, a soldagem não apresentou nenhuma característica que indique que sua fabricação possa ocasionar uma deterioração do tubo ou mesmo um não atendimento à norma.

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

## COLLAPSE RESISTANCE AND METALLURGICAL CHARACTERIZATION OF AN API 5CT N80Q PIPE WELDED BY HIGH FREQUENCY INDUCTION PROCESS

Gustavo Henrique Senna de Freitas Ligeiro de Carvalho

February/2015

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This study aimed to characterize and evaluate the collapse resistance of API 5CT grade N80Q casings joined by high frequency induction welding process (seam) with full-body post-weld heat treatment of quenching and tempering. It was evaluated the effect of different length / diameter ratios in the collapse resistance and the influence of the seam on the mechanical properties and on the collapse resistance. The study was conducted through tensile, hardness, microhardness and impact mechanical tests and metallographic analyzes by optical microscopy with different etches and scanning electron microscopy. It was found an influence of the pipe's length / diameter ratio on its resistance to collapse: increasing the ratio, the resistance to collapse decreases. It was also verified that the pipe's strength properties have a more significant influence than the length / diameter ratio on this phenomenon. The seam showed some differences from the base metal, especially regarding the toughness. However, for the applications recommended for the N80Q grade and its requirements, the seam did not show any characteristics that might indicate that it would cause deterioration or even a non-compliance with the standard.

## SUMÁRIO

<b>1) INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
<b>2) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>17</b>
<b>2.1) AÇOS .....</b>	<b>17</b>
2.1.1. CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS .....	17
2.1.1.1. AÇOS AO CARBONO .....	18
2.1.1.2. AÇOS LIGADOS .....	19
2.1.1.3. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA .....	19
2.1.1.4. AÇOS API .....	19
2.1.2. A INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOS AÇOS .....	20
<b>2.2) AÇOS PARA A INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS .....</b>	<b>23</b>
2.2.1. AÇOS API 5CT .....	25
2.2.1.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	25
2.2.1.2. PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	26
2.2.1.3. METALURGIA FÍSICA .....	27
2.2.1.3.1. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO .....	30
2.2.1.3.1.1. ENDURECIMENTO POR ENCRUAMENTO .....	30
2.2.1.3.1.2. ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA .....	31
2.2.1.3.1.3. ENDURECIMENTO POR REFINO DE GRÃO .....	32
2.2.1.3.1.4. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO .....	32
2.2.1.3.1.5. ENDURECIMENTO POR TRANSFORMAÇÃO DE FASES .....	33
2.2.1.4. MICROESTRUTURA .....	35
2.2.1.4.1. AUSTENITA RETIDA .....	35
2.2.1.4.2. CONSTITUINTE AUSTENITA-MARTENSITA .....	36
<b>2.3) SOLDAGEM DOS AÇOS CARBONO E C-Mn .....</b>	<b>39</b>
2.3.1. PROBLEMAS METALÚRGICOS .....	40
2.3.1.1. FISSURA INDUZIDA PELO HIDROGÊNIO .....	40
2.3.1.2. TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO .....	44
2.3.1.3. DECOESÃO LAMELAR .....	46
2.3.1.4. POROSIDADE NO METAL DE SOLDA .....	47
2.3.1.5. VARIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS NA ZTA .....	47
2.3.1.6. QUEDA DE TENACIDADE EM SOLDAGENS POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA .....	48
<b>2.4) RESISTÊNCIA AO COLAPSO .....</b>	<b>50</b>
2.4.1. DEFINIÇÃO .....	50
2.4.2. FATORES DE INFLUÊNCIA .....	52
<b>2.5) A SOLDAGEM .....</b>	<b>53</b>
2.5.1. DISTRIBUIÇÃO DO CALOR E CICLOS TÉRMICOS .....	53
2.5.2. REGIÕES DA JUNTA SOLDADA .....	55

2.5.3. O APORTE TÉRMICO .....	56
2.5.4. PROCESSO DE SOLDAGEM POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA .....	57
2.5.4.1. VANTAGENS E LIMITAÇÕES .....	62
2.5.4.2. CONSIDERAÇÕES METALÚRGICAS DO PROCESSO .....	64
<b>3) MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>68</b>
<b>3.1) MATERIAIS .....</b>	<b>68</b>
<b>3.2) MÉTODOS DE ANÁLISE .....</b>	<b>68</b>
3.2.1. ANÁLISE DIMENSIONAL .....	69
3.2.2. ANÁLISE QUÍMICA .....	70
3.2.3. ENSAIO DE TRAÇÃO .....	71
3.2.4. ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL .....	72
3.2.5. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS .....	72
3.2.6. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY V .....	73
3.2.7. ENSAIO DE COLAPSO .....	74
3.2.8. ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	76
<b>4) RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>78</b>
<b>4.1) ANÁLISE DIMENSIONAL .....</b>	<b>78</b>
<b>4.2) ANÁLISE QUÍMICA .....</b>	<b>83</b>
<b>4.3) ENSAIOS DE TRAÇÃO E DUREZA ROCKWELL C .....</b>	<b>84</b>
<b>4.4) ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS .....</b>	<b>85</b>
<b>4.5) ENSAIO DE IMPACTO CHARPY V .....</b>	<b>87</b>
<b>4.6) ENSAIO DE COLAPSO .....</b>	<b>90</b>
<b>4.7) ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....</b>	<b>94</b>
4.7.1. ATAQUE QUÍMICO DE NITAL 2% .....	94
4.7.2. ATAQUE QUÍMICO DE VILELLA'S .....	106
4.7.3. ATAQUE COM REAGENTE PARA REVELAR OS GRÃOS DE AUSTENITA PRÉVIA .....	110
4.7.4. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) .....	115
<b>5) CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>118</b>
<b>6) REFERÊNCIAS .....</b>	<b>120</b>

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 2.1.</b> Desenho esquemático das diversas classificações dos aços conforme composição química, microestrutura e aplicação. Adaptado de [9].	18
<b>Figura 2.2.</b> Efeito do percentual de carbono na energia absorvida e na temperatura de transição de um aço carbono [15].	20
<b>Figura 2.3.</b> Temperatura e composição eutetóide em função de diversos elementos de liga. Adaptado de [22].	23
<b>Figura 2.4.</b> Diagrama de fases do sistema ferro-carbono. Adaptado de [27].	28
<b>Figura 2.5.</b> Efeito do manganês no campo austenítico. Adaptado de [28,22].	29
<b>Figura 2.6.</b> Diagrama de fases ferro-manganês. Adaptado de [29].	29
<b>Figura 2.7.</b> Efeitos do trabalho a frio nas propriedades mecânicas. Adaptado de [31].	30
<b>Figura 2.8.</b> Aumento da resistência mecânica em função do endurecimento por solução sólida intersticial (linha tracejada) e substitucional (linha contínua). Adaptado de [34].	31
<b>Figura 2.9.</b> Efeitos da redução do tamanho de grão no limite de escoamento e na temperatura de transição (T.T.), tomada como 27 Joules. Adaptado de [32].	32
<b>Figura 2.10.</b> Efeito da temperatura de transformação no limite de escoamento. Adaptado de [35].	33
<b>Figura 2.11.</b> Aumento da dureza em função do percentual de carbono. Adaptado de [22,31].	34
<b>Figura 2.12.</b> Tenacidade à fratura em função da fração volumétrica de microconstituente AM para três diferentes temperaturas de acabamento (FT). Adaptado de [41].	36
<b>Figura 2.13.</b> Microestruturas ferríticas com presença do constituinte AM indicado pelas setas [41].	37
<b>Figura 2.14.</b> Fração volumétrica de constituinte AM em função do tempo de resfriamento. Adaptado de [42].	37
<b>Figura 2.15.</b> Diferentes morfologias do microconstituente AM: morfologia alongada com tempo de resfriamento de 22 segundos (a); morfologia massiva com resfriamento em 70 segundos (b); e resfriamento em 180 segundos, no qual houve uma precipitação de carbonetos na região onde o AM é formado, não podendo assim ser mais chamado de constituinte AM (c) [42].	38
<b>Figura 2.16.</b> (a) Coeficiente de difusão do hidrogênio em função da temperatura para materiais ferríticos e austeníticos (a). Adaptado de [16]. Solubilidade do hidrogênio em função da temperatura (b). Adaptado de [50].	41
<b>Figura 2.17.</b> Difusão do hidrogênio do metal de solda para a zona termicamente afetada durante a soldagem. Adaptado de [16].	42

<b>Figura 2.18.</b> Efeito dos elementos de liga na faixa da temperatura de solidificação. Adaptado de [16]. .....	44
<b>Figura 2.19.</b> Comparação da soldagem com e sem oscilação na dimensão da trinca de solidificação. Adaptado de [16]. .....	46
<b>Figura 2.20.</b> Energia Charpy V de uma tubulação de 8,6mm de espessura em diferentes temperaturas: (a) sem tratamento térmico pós-soldagem e (b) com tratamento térmico pós-soldagem. Adaptado de [63]. .....	48
<b>Figura 2.21.</b> Energia Charpy V de uma tubulação de 14,8mm de espessura em diferentes temperaturas: (a) sem tratamento térmico pós-soldagem e (b) com tratamento térmico pós-soldagem. Adaptado de [63]. .....	49
<b>Figura 2.22.</b> Distribuição dos tipos de colapso segundo a API TR 5C3 [77]. .....	51
<b>Figura 2.23.</b> Representação do ciclo térmico em soldagem de passe único [79]. .....	54
<b>Figura 2.24.</b> Ciclos térmicos a partir do centro do cordão para três níveis diferentes de aporte de calor [79]. .....	54
<b>Figura 2.25.</b> Ciclos térmicos a partir do centro do cordão para três diferentes temperaturas de pré-aquecimento [79]. .....	55
<b>Figura 2.26.</b> Efeito da frequência na penetração da corrente. Adaptado de [82]. .....	58
<b>Figura 2.27.</b> Esquematização do efeito de proximidade. Adaptado de [85]. .....	59
<b>Figura 2.28.</b> Aspecto macrográfico de um tubo soldado por indução sem usinagem pós-soldagem. .....	60
<b>Figura 2.29.</b> Esquematização geral de linha de produção de tubos soldados [87].	60
<b>Figura 2.30.</b> Ilustração do local da soldagem de uma linha de produção de tubos soldados pelo processo de indução de alta frequência. Adaptado [82]. .....	61
<b>Figura 2.31.</b> Ilustração de uma tubulação sendo soldada por indução [63]. .....	61
<b>Figura 2.32.</b> Imagem capturada através de câmera de alta velocidade: baixo aporte (a), aporte adequado (b) e elevado aporte (c) [88]. .....	62
<b>Figura 2.33.</b> Análise metalográfica em tubo soldado por indução de alta frequência mostrando as diversas regiões da junta: metal de base (1), ZTMA (2), ZTA (3 e 4) e linha de solda (5). Adaptado de [63]. .....	64
<b>Figura 2.34.</b> Microestrutura de diferentes regiões da junta soldada: ZTMA (a), ZTA (b) e a linha de solda (c) [86]. .....	64
<b>Figura 2.35.</b> Trincas em gancho em soldagem por resistência elétrica. Trinca de maior dimensão praticamente paralela à linha de solda (a) [91] e trinca de pequena dimensão, orientada pela direção da expulsão de material (b) [90] .....	66
<b>Figura 2.36.</b> Solda fria (união insuficiente) em tubo soldado por resistência [90]. ....	66
<b>Figura 2.37.</b> Aspecto macroscópico (a) e microestrutural (b) de corrosão preferencial na soldagem do tubo [90]. .....	67

<b>Figura 3.1.</b> Figura esquemática ilustrando o método de análise dimensional: espaçamento das medidas em relação ao comprimento (a), a medição do diâmetro (b) e a medição da espessura (c) .....	70
<b>Figura 3.2.</b> Dimensões do corpo de prova de tração conforme API 5CT [13]. .....	71
<b>Figura 3.3.</b> Quadrantes onde foram realizados os ensaios de tração (a), e direção longitudinal de análise (b). Adaptado de [96]. .....	71
<b>Figura 3.4.</b> Perfil de microdureza Vickers na região soldada, representado pela linha tracejada. ....	72
<b>Figura 3.5.</b> Direção de retirada dos corpos de prova (a), e dimensões utilizadas do espécime para o ensaio Charpy V. Adaptado de [13]. .....	73
<b>Figura 3.6.</b> Aspecto externo da câmara utilizada para o ensaio de colapso. ....	75
<b>Figura 3.7.</b> Interior da câmara utilizada no ensaio de colapso. ....	75
<b>Figura 3.8.</b> Retirada de amostras para análise microestrutural. ....	76
<b>Figura 4.1.</b> Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AL489 (8D). A linha tracejada indica o valor médio. ....	82
<b>Figura 4.2.</b> Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AN289 (11D). A linha tracejada indica o valor médio. ....	82
<b>Figura 4.3.</b> Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AL497 (15D). A linha tracejada indica o valor médio. ....	82
<b>Figura 4.4.</b> Microestrutura do tubo AL489 (8D) ilustrando o perfil de microdureza realizado na região da solda. ....	85
<b>Figura 4.5.</b> Valores de microdureza dos tubos em função da distância do centro da solda. ....	86
<b>Figura 4.6.</b> Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AL489 (8D). ....	88
<b>Figura 4.7.</b> Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AN289 (11D). ....	89
<b>Figura 4.8.</b> Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AL497 (15D). ....	89
<b>Figura 4.9.</b> Distribuição dos valores de resistência ao colapso de cada uma das três amostras das relações L/D. ....	91
<b>Figura 4.10.</b> Pressão de colapso média de cada relação comprimento / diâmetro. ..	91
<b>Figura 4.11.</b> Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. ....	95
<b>Figura 4.12.</b> Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. ....	96
<b>Figura 4.13.</b> Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. ....	97

<b>Figura 4.14.</b> Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. .....	99
<b>Figura 4.15.</b> Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. .....	100
<b>Figura 4.16.</b> Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. .....	101
<b>Figura 4.17.</b> Identificação das regiões analisadas próximas à linha de solda. Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. Ampliação de aquisição: 50x. ....	102
<b>Figura 4.18.</b> Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%. .....	103
<b>Figura 4.19.</b> Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%. .....	104
<b>Figura 4.20.</b> Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%. .....	105
<b>Figura 4.21.</b> Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's. ....	107
<b>Figura 4.22.</b> Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's. ....	108
<b>Figura 4.23.</b> Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's. ....	109
<b>Figura 4.24.</b> Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região descarbonetada no centro. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia. ....	111
<b>Figura 4.25.</b> Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região descarbonetada no centro. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia. ....	112
<b>Figura 4.26.</b> Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região descarbonetada no centro. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia. ....	113
<b>Figura 4.27.</b> Metal de base com os grãos de austenita prévia revelados. Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia. ....	114
<b>Figura 4.28.</b> Microestrutura do metal de base. Tubo AL489 (8D). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque de Nital 2%. .....	116
<b>Figura 4.29.</b> Microestrutura do metal de base e do centro da solda. Tubo AL489 (8D). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque de Nital 2%. .....	117

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 2.1.</b> Produção brasileira dos principais energéticos [24]. .....	24
<b>Tabela 2.2.</b> Graus API 5CT conforme o limite de escoamento. Adaptado de [13]. ....	25
<b>Tabela 2.3.</b> Requisitos de composição química conforme API 5CT [13]. .....	26
<b>Tabela 2.4.</b> Requisitos de resistência mecânica e dureza conforme API 5CT [13]. ..	26
<b>Tabela 2.5.</b> Requisitos de impacto Charpy V conforme API 5CT [13]. .....	27
<b>Tabela 2.6.</b> Tratamentos térmicos de fabricação conforme API 5CT [13]. .....	27
<b>Tabela 2.7.</b> Comparação do ponto de fusão de eutéticos formados a partir de diversos elementos e o ponto de fusão do aço. Compilado e adaptado de [9,57]. .....	45
<b>Tabela 2.8.</b> Vantagens do processo de soldagem por HFIW [49,82,84]. .....	63
<b>Tabela 2.9.</b> Limitações do processo de soldagem por HFIW [82,84]. .....	63
<b>Tabela 3.1.</b> Temperaturas de ensaio Charpy V. .....	74
<b>Tabela 3.2.</b> Corpos de prova ensaiados e suas respectivas dimensões. .....	74
<b>Tabela 3.3.</b> Reagentes químicos utilizados na análise microestrutural [100-104]. ....	77
<b>Tabela 4.1.</b> Análise dimensional do tubo AL489 (8D). Medidas em milímetros. ....	78
<b>Tabela 4.2.</b> Análise dimensional do tubo AN289 (11D). Medidas em milímetros. ....	79
<b>Tabela 4.3.</b> Análise dimensional do tubo AL497 (15D). Medidas em milímetros. ....	80
<b>Tabela 4.4.</b> Composição química dos componentes analisados com a classificação [9] e norma de referência [13]. .....	83
<b>Tabela 4.5.</b> Resultados dos ensaios de tração. .....	84
<b>Tabela 4.6.</b> Médias obtidas dos ensaios de tração e requisitos da norma [13]. ....	84
<b>Tabela 4.7.</b> Resultados do ensaio de dureza Rockwell C. .....	85
<b>Tabela 4.8.</b> Resultados dos perfis de microdureza Vickers 15g. .....	86
<b>Tabela 4.9.</b> Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a 0°C. Valores em Joules. 87	
<b>Tabela 4.10.</b> Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a -20°C. Valores em Joules. ....	87
<b>Tabela 4.11.</b> Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a -50°C. Valores em Joules. ....	88
<b>Tabela 4.12.</b> Resultado dos testes de colapso. .....	90

# INTRODUÇÃO

A atividade de exploração de petróleo e gás em águas profundas vem aumentando drasticamente nos últimos anos, especialmente com os campos de exploração em águas rasas e em terra se aproximando da exaustão [1]. Tubos de grande diâmetro empregados nestas áreas estão expostos a elevadas cargas de pressão, provenientes da profundidade da água, tornando os projetos de poços de petróleo cada vez mais desafiadores [1-3]. A exploração de hidrocarbonetos em grandes profundidades acarreta a necessidade de uma grande resistência ao colapso sob pressão externa combinada a significativa pressão interna. Muitas vezes, projetos dessa natureza incluem também cargas de tração e compressão axial [2]. Como a remoção de componentes após uma falha por colapso é complicada e dispendiosa [3] e o colapso de um *casing* ou *tubing* pode levar até mesmo à perda de um poço [4], trabalhos que estudem e caracterizem essa propriedade são importantes.

Mais de 90% do petróleo brasileiro encontra-se distante da costa [5]. A Petrobras é a maior produtora de petróleo em águas profundas do mundo, sendo altamente respeitada quando se trata de exploração marítima [6]. Utilizar e expandir esse conhecimento voltado para a exploração do petróleo em mar, como forma de aumentar a produção energética do país, pode ser um diferencial relevante. Sabe-se que o crescimento e desenvolvimento de um país caminham paralelamente ao desenvolvimento energético. Ademais, ao mesmo tempo em que se necessita de maior fornecimento energético, medidas sustentáveis também devem ser implantadas com o objetivo de se preservarem os recursos e a natureza do planeta. Dessa forma, os projetos se tornam mais complexos e os requisitos mais restritos. Logo, esforços e pesquisas devem ser conduzidos de maneira a dar suporte a essa grande demanda de conhecimento acerca da exploração marítima de petróleo.

Em vista disso, estudos com foco na caracterização de materiais relevantes ao setor, principalmente no que diz respeito aos processos de fabricação, são essenciais para o entendimento das respostas do material em relação a um determinado estímulo ou carregamento. Conhecer as consequências desses processos, sobretudo da soldagem, em propriedades como a resistência ao colapso, é fundamental.

A soldagem é considerada por muitos estudiosos como o processo de fabricação mais importante dentro da engenharia [7,8]. Não obstante, sabe-se que a

soldagem pode modificar significativamente as propriedades do material e resultar em queda drástica da tenacidade, aumento da dureza na zona termicamente afetada e pode possibilitar a ocorrência de defeitos de origem metalúrgica ou de processo [7,9]. Entre os processos de soldagem utilizados na fabricação de *casing* e *tubing*, componentes essenciais na exploração e produção de petróleo, a união por indução de alta frequência merece destaque. Esse processo de ligação é utilizado na fabricação de tubos, unindo duas extremidades de uma chapa que foi gradualmente moldada em forma cilíndrica, através de soldagem longitudinal, formando um produto tubular.

Por sua vez, a resistência ao colapso de um tubo depende de diversos fatores. A soldagem longitudinal do tubo gera uma nova variação no componente, tornando-o ainda menos uniforme e a previsão da resistência ao colapso ainda mais complexa. Por conseguinte, é interessante concatenar propriedades mecânicas, resistência colapso e microestrutura, obtendo assim, uma análise mais completa acerca da propriedade de colapso, com especial atenção à soldagem de fabricação do tubo.

Este estudo teve como objetivo caracterizar a resistência ao colapso de *casings* grau N80Q da norma API 5CT unidos longitudinalmente (tubos com costura) pelo processo de soldagem por indução de alta frequência, verificar suas características microestruturais e avaliar a soldagem longitudinal em relação às propriedades mecânicas e à resistência ao colapso. Relacionar experimentalmente a resistência ao colapso com parâmetros geométricos e com fatores microestruturais e, dessa forma, fornecer informações e obter conclusões que possam ser utilizadas como parâmetros para a fabricação de tubos de elevada resistência ao colapso. Foram realizados ensaios de colapso em tubos de três diferentes relações comprimento / diâmetro, avaliadas as resistências ao colapso de cada uma dessas relações e, então, foi conduzida uma análise dos aspectos metalúrgicos dos tubos com base em ensaios mecânicos de tração, dureza, microdureza, impacto e análises metalográficas tanto por microscopia óptica com diferentes reagentes químicos como por microscopia eletrônica de varredura.

## REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. AÇOS

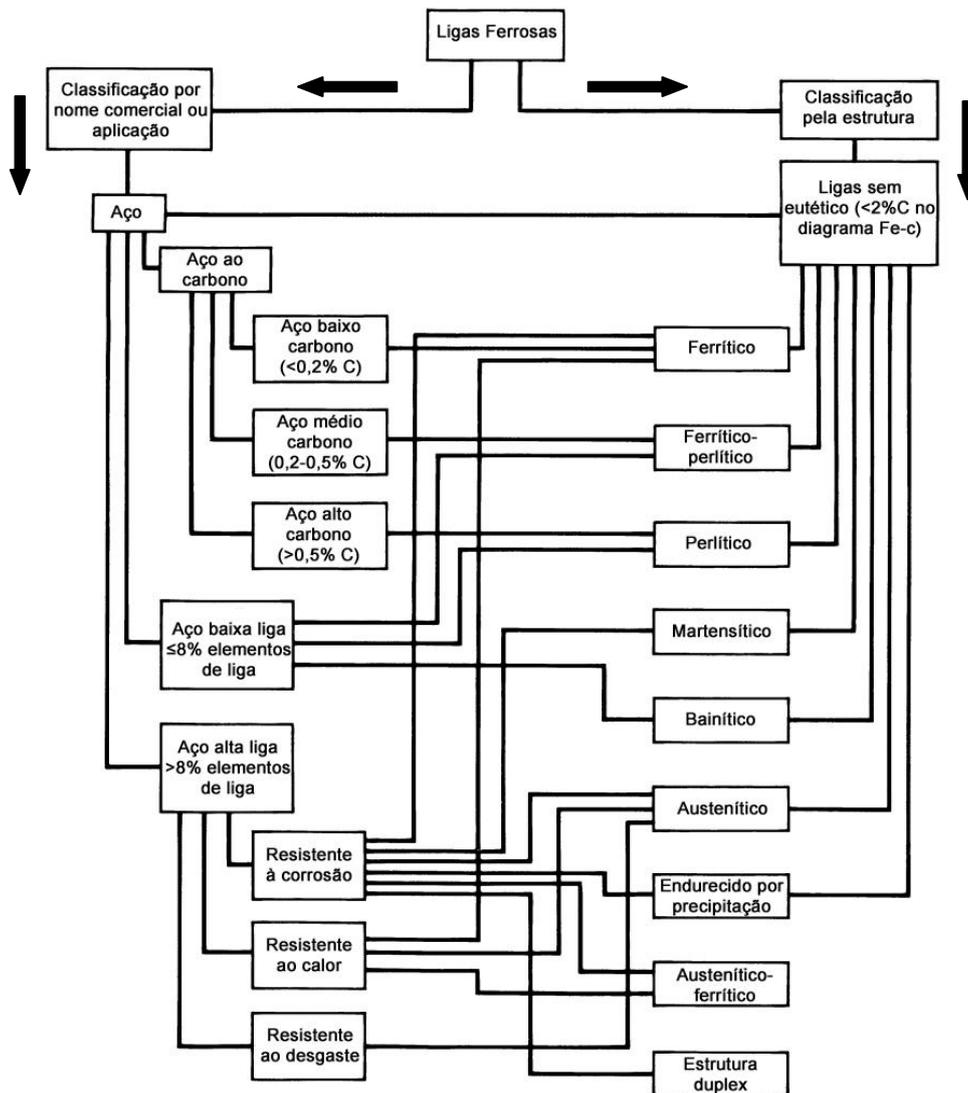
Os aços são essencialmente ligas ferrosas, com menores proporções de adição de outros elementos. Como definição geral, um aço é uma liga de ferro, carbono (abaixo dos 2%) e outros elementos de liga [10].

Esses materiais são a categoria de material metálico mais usado e difundido no mundo, uma vez que sua fabricação em larga escala é econômica. Proporcionam uma enorme gama de aplicações pela possibilidade de atender aos requisitos de diversas faixas de propriedades mecânicas, através de seu processamento, combinações de composições químicas e tratamentos térmicos, que permitem ao aço fazer parte tanto de classes moderadas até classes de alta resistência mecânica [9]. A produção relativamente econômica em larga escala, a versatilidade e a abundância de minério de ferro no planeta fazem do aço um material preferencial ao se buscar soluções para os mais diversos projetos.

#### 2.1.1. CLASSIFICAÇÕES DOS AÇOS

Os aços podem ser classificados de diversas formas: através da composição química (aços carbono, baixa liga, alta liga e inoxidáveis), através da forma do produto (barras, chapas, folhas, tiras, tubos), através da microestrutura (como, por exemplo, aços ferríticos, perlíticos e martensíticos), quanto à classe de resistência (conforme normas ASTM, API, entre outras) e em função do tratamento térmico (aços recozidos, temperados e revenidos, normalizados, entre outros) [9].

A classificação através da composição química é usualmente a mais utilizada e é muitas vezes incorporada a especificações como parte dos requisitos. A Figura 2.1 apresenta as principais classificações quanto à composição química, microestrutura e tipo de aplicação.



**Figura 2.1.** Desenho esquemático das diversas classificações dos aços conforme composição química, microestrutura e aplicação. Adaptado de [9].

### 2.1.1.1. AÇOS AO CARBONO

Segundo a *American Iron and Steel Institute* (AISI), um aço pode ser considerado aço ao carbono quando nenhum requisito mínimo é especificado para o cromo, cobalto, nióbio, molibdênio, níquel, titânio, tungstênio, vanádio ou zircônio, quando o mínimo teor especificado para o cobre não exceder 0,40% ou quando o teor máximo não ultrapasse os valores de 1,65% para o manganês, 0,60% para o silício, ou 0,60% para o cobre [9]. Quanto ao percentual de carbono, os aços podem ser divididos em [9,11]: aços de baixo carbono: contém um máximo de 0,20% de carbono, aços de médio carbono: o teor de carbono varia de 0,20% a 0,50% e aços de alto carbono: quantidade de carbono acima de 0,50%.

#### 2.1.1.2. AÇOS LIGADOS

Os aços ligados são comumente divididos em dois grupos: aços baixa liga e aços alta liga. Nos aços baixa liga, o somatório total dos percentuais dos elementos de liga deverá ser menor que 8%, como por exemplo, os aços das famílias Cr-Mo (AISI 4140) e Cr-Ni-Mo (AISI 4340). Já nos aços alta liga, o percentual dos elementos de liga supera os 8%; como por exemplo, os aços inoxidáveis (AISI 316) e aços ao níquel (ASTM A333) [10].

#### 2.1.1.3. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Os aços de alta resistência e baixa liga, também conhecidos como aços ARBL, são aços microligados, ou seja, aços com adições de elementos microligantes como o nióbio, vanádio e o titânio. Esses materiais foram desenvolvidos para proporcionar melhores propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão atmosférica que os aços carbono convencionais [12]. Nesses aços, os elementos microligantes formam precipitados capazes de controlar o tamanho do grão austenítico e retardar a recristalização [12]. A composição química, assim como os processos termomecânicos aplicados na fabricação, tem fundamental influência nas propriedades mecânicas e na soldabilidade desses aços [9]. Esses aços são utilizados em oleodutos, tanques de armazenamento, veículos, equipamentos industriais, entre outras aplicações.

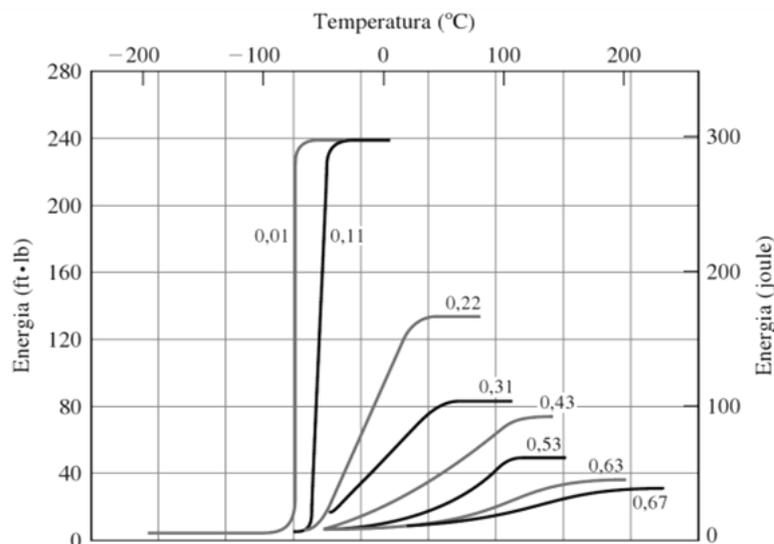
#### 2.1.1.4. AÇOS API

O setor petrolífero apresenta características muito particulares. Dessa maneira, foram criadas especificações especialmente voltadas para atender aos diversos requisitos aplicáveis a essa indústria. As especificações mais utilizadas são as oriundas da API (acrônimo em inglês para *American Petroleum Institute*). A API classifica os aços de acordo com a aplicação, composição química e resistência mecânica, entre outras características, usualmente apresentando critérios mais restritos para as propriedades mecânicas e critérios mais flexíveis quanto à composição química [12,13]. A API foi uma das primeiras normas a aceitar a utilização de tratamentos termomecânicos em aplicações sujeitas à pressão [12]. Há diversas especificações API, como a API 5L e API 5CT.

## 2.1.2. A INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOS AÇOS

A partir da composição química dos aços pode-se estimar e obter informações importantes, como a resistência à corrosão, possibilidade de tratamento térmico, peso estimado, propriedades mecânicas, soldabilidade, entre outras [14]. A seguir, são apresentados os efeitos dos principais elementos de liga utilizados nos aços.

**Carbono:** o carbono é um elemento de liga de grande importância para a maioria dos aços. Sua adição promove o aumento da resistência mecânica e dureza por solução sólida intersticial, assim como o aumento da temperabilidade [10]. É conhecido como o principal elemento endurecedor dos aços, onde a resistência à tração e a dureza aumentam, à medida que o teor de carbono é elevado. Todavia, a ductilidade e soldabilidade são reduzidas com o aumento do teor desse elemento [9]. A Figura 2.2 mostra a influência provocada na tenacidade do material pela adição de carbono, mostrando que a temperatura de transição do aço aumenta juntamente com o aumento do percentual de carbono no material.



**Figura 2.2.** Efeito do percentual de carbono na energia absorvida e na temperatura de transição de um aço carbono [15].

**Manganês:** elemento essencial para a maioria dos aços, o manganês contribui para o aumento da resistência, da dureza e, em especial, da temperabilidade [9]. A presença de manganês é importante, pois, através da formação do sulfeto de manganês (MnS), neutraliza a fragilidade causada pela combinação do enxofre com outros elementos de liga [10,12]. Sua adição deve ser estudada para evitar formação de inclusões não metálicas indesejadas e, por este aspecto, muitas vezes se adiciona

Cálcio para controle dessas inclusões. É utilizado também como desoxidante por possuir forte afinidade com o oxigênio [12].

**Enxofre:** considerado impureza, é extremamente prejudicial e, por isso, controlado a baixos teores na maioria dos aços [10]. O aumento do teor de enxofre diminui a ductilidade, tenacidade ao entalhe e soldabilidade. Esse elemento é sempre controlado em baixos níveis nas classificações e especificações, com exceção dos aços de fácil usinagem, nos quais o enxofre é adicionado para esse propósito. O enxofre aparece nos aços principalmente em forma de inclusões de sulfeto, vistas em maior quantidade na série dos aços resulfurados [9]. Esse elemento pode se combinar com o ferro ou níquel, formando compostos de baixo ponto de fusão, que são frequentemente apontados como causadores de trincas de solidificação [16]. Em serviços em ambientes ácidos, é necessário ainda maior restrição do enxofre para controle das inclusões, que são conhecidas como potenciais locais de alojamento do hidrogênio, causador das trincas a frio [17].

**Fósforo:** também considerado impureza e controlado a baixos teores na maioria dos aços, pode ser adicionado aos aços de baixo carbono para aumentar a resistência e dureza. Melhora a usinabilidade e é adicionado como elemento de liga nos aços de fácil usinagem. Forma um fosfeto de ferro indesejável ( $Fe_3P$ ) quando em elevadas quantidades, especialmente em ferros fundidos [10].

**Silício:** é um dos desoxidantes mais utilizados na fabricação dos aços [9]. Como resultado da desoxidação, pode formar inclusões não metálicas [10]. O silício é menos eficaz do que o manganês no aumento da resistência e da dureza [9].

**Cobre:** é adicionado a alguns aços com o objetivo de aprimorar a resistência à corrosão. Pode ser também adicionado em aços especiais para maior resistência e dureza através de tratamento térmico (envelhecimento). Muito pouco solúvel em ferro a temperatura ambiente e não forma carbonetos [10].

**Boro:** é adicionado a aços acalmados com o objetivo de aumentar a temperabilidade e também aprimora as características de temperabilidade de outros elementos de liga. Suas adições giram em torno de 0,0005 a 0,003% [9].

**Cromo:** frequentemente adicionado ao aço para proporcionar: aumento da resistência à corrosão e à oxidação, aumento da dureza, maior resistência mecânica em altas temperaturas, e melhorar a resistência à abrasão em composições de alto carbono. O cromo é também utilizado em conjunto com elementos que elevam a tenacidade, como o níquel, resultando em um material de propriedades mecânicas superiores. Em temperaturas elevadas contribui para o aumento da resistência mecânica, e é utilizado para aplicações desta natureza em conjunto com molibdênio

[9]. Esse elemento também é conhecido como um forte formador de carbonetos, como elemento estabilizador da ferrita e também pela formação do filme passivo invisível característico da superfície dos aços inoxidáveis, quando apresenta teores acima de pelo menos 10,5% aproximadamente [9,18].

**Níquel:** adicionado principalmente para aumento da tenacidade e temperabilidade [10], em combinação com cromo, o níquel produz aços com maiores níveis de dureza e resistência à fadiga [9]. É um elemento estabilizador da austenita e aumenta a tenacidade dos aços, especialmente em baixas temperaturas [18]. O níquel não forma carbonetos e permanece em solução sólida [10].

**Molibdênio:** estabilizador de ferrita, sua presença promove o aumento da resistência e dureza por solução sólida, assim como da temperabilidade. É um forte formador de carbonetos, melhora as propriedades mecânicas em altas temperaturas, incluindo a resistência à fluência. Aumenta a resistência à corrosão em aços inoxidáveis, em especial a corrosão por pites [10,17,19].

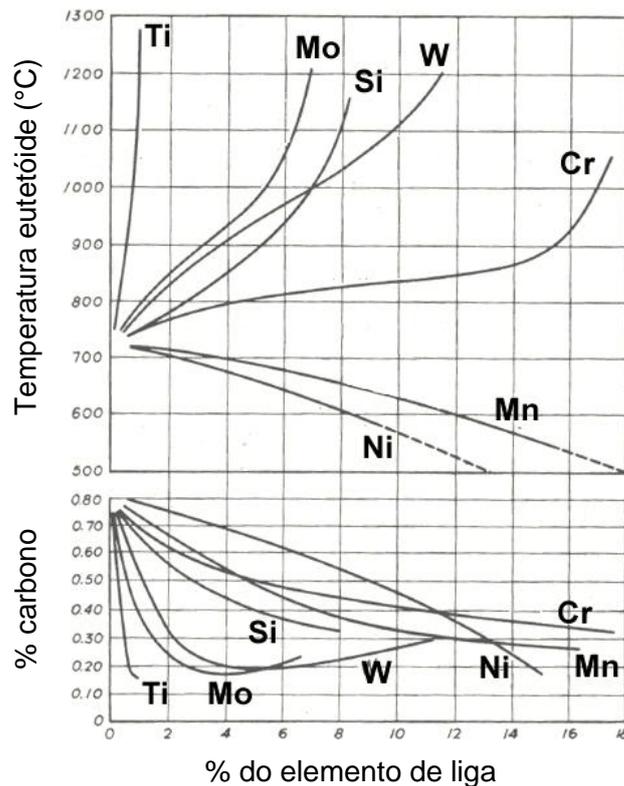
**Alumínio:** é amplamente usado como desoxidante e quando adicionado ao aço em quantidades específicas, controla o crescimento de grão [20]. Entre os elementos de liga, o alumínio é um dos mais eficazes para o controle do crescimento de grão. Forma indesejáveis inclusões conhecidas como aluminas [9].

**Nióbio:** importante elemento para os aços microligados. É adicionado para aumentar a resistência mecânica e dureza através do controle do tamanho de grão [10]. Pequenas adições de nióbio aumentam o limite de escoamento e, em menor grau, a resistência à tração [9]. É utilizado como elemento de liga em alguns aços inoxidáveis, como o AISI 347, para evitar o processo de sensitização [21].

**Titânio:** assim como o nióbio, é extremamente importante para os aços microligados, sendo adicionado para aumento da resistência mecânica e dureza através do controle do tamanho de grão. É um grande formador de carbonetos e nitretos [10]. Utilizado também como elemento de liga em alguns aços inoxidáveis, como o AISI 321, para evitar o processo de sensitização [21].

**Vanádio:** muito utilizado nos aços microligados. Também adicionado para aumentar a resistência e dureza através do controle do tamanho de grão [10,12].

O estudo dos elementos de liga e suas influências no material foi amplamente estudado por BAIN em 1939 [22]. Em sua investigação, introduziu a Figura 2.3, que representa a variação da temperatura eutetóide em função do percentual de determinado elemento de liga. A Figura 2.3 também mostra a composição eutetóide em função do teor de diferentes elementos de liga, ou seja, o percentual de carbono que resultará na temperatura mínima para transformação completa da austenita. Essas informações são importantes para se prever ou propor transformações nos aços através de tratamento térmico [22,23].



**Figura 2.3.** Temperatura e composição eutetóide em função de diversos elementos de liga. Adaptado de [22].

## 2.2. AÇOS PARA A INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS

Com o aumento da produção e exploração de petróleo, os aços utilizados na indústria petrolífera experimentam um constante aumento em sua importância e em número de pesquisas voltadas para suas aplicações. De acordo com o Plano Decenal de Expansão de Energia 2020 [24], elaborado pelo Ministério de Minas e Energia, a produção de energia no Brasil através de petróleo e seus derivados e gás natural

prevê um vultoso aumento até o ano de 2020. Como evidenciado na Tabela 2.1, de 2011 a 2020, a produção de gás natural e de petróleo é esperada para aumentar 162% no período, sendo que apenas de 2015 a 2020 é esperado um crescimento de 71% e 59% na produção de gás natural e petróleo, respectivamente.

**Tabela 2.1.** Produção brasileira dos principais energéticos [24].

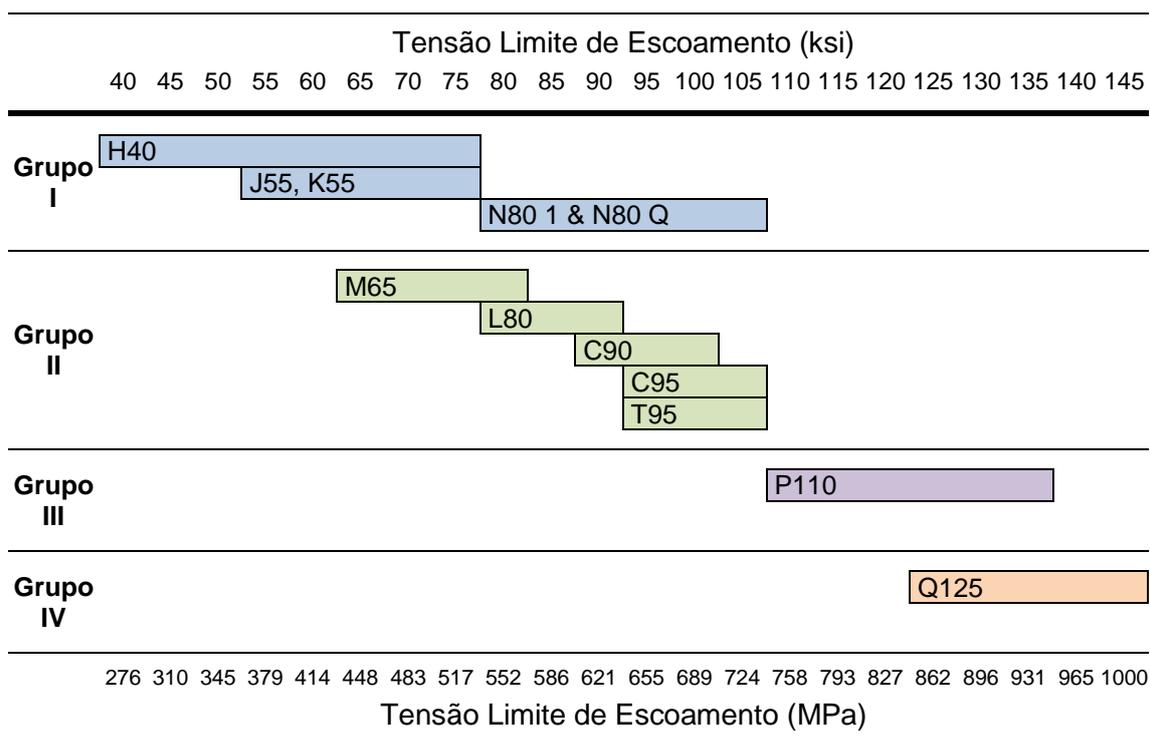
Discriminação	2011	2015	2020
Petróleo (mil barris/dia)	2.320	3.815	6.079
Gás Natural (mil m <sup>3</sup> /dia)	71.209	109.089	186.586
Carvão Mineral (mil t)	10.816	11.228	12.395
Bagaço da Cana (mil t)	361	359	626
Coque de Carvão Mineral (mil t)	91.627	107.898	118.303
Urânio (U <sub>3</sub> O <sub>8</sub> ) (t)	8.356	12.331	15.266
Eletricidade (GWh)	544.613	659.541	828.680
Etanol (mil m <sup>3</sup> )	28.210	47.520	73.349
Lenha e Carvão Vegetal (mil t)	8.680	11.203	11.975
Subtotal Derivados do Petróleo (mil m <sup>3</sup> )	116.747	160.211	209.244
Óleo Diesel (mil m <sup>3</sup> )	41.636	65.564	92.840
Óleo Combustível (mil m <sup>3</sup> )	13.497	12.440	14.288
Gasolina (mil m <sup>3</sup> )	23.143	21.670	22.639
Gás Liquefeito do Petróleo (mil m <sup>3</sup> )	11.214	14.738	17.633
Nafta (mil m <sup>3</sup> )	6.913	13.025	19.445
Querosene (mil m <sup>3</sup> )	4.571	8.441	10.886
Outras Secundárias do Petróleo (mil m <sup>3</sup> )	11.844	19.060	21.756
Produtos Não Energéticos do Petróleo (mil m <sup>3</sup> )	3.929	5.273	9.758

Com o aumento da demanda por materiais de alta confiabilidade, é importante o estabelecimento de normas específicas para cada aplicação. Dessa forma, os componentes utilizados na área de exploração e produção de petróleo seguem normas específicas, como as especificações API e DNV (acrônimo em norueguês para *Det Norske Veritas*). Outras normas também são utilizadas, como, por exemplo, em situações nas quais o componente estará submetido a tensões e corrosão na presença de H<sub>2</sub>S. Nesses casos, a presença do H<sub>2</sub>S pode gerar fragilização pelo hidrogênio e geralmente esses componentes são especificados pela norma NACE MR0175/ISO 15156 [25].

## 2.2.1. AÇOS API 5CT

A norma API 5CT [13], é uma especificação voltada para tubulações das indústrias de petróleo e gás natural e é dividida em diversos graus. A escolha dos graus é designada em função da profundidade de operação do poço, no qual o componente deverá suportar tensões inerentes ao meio, assim como o próprio peso da coluna de tubos [26]. Essa norma é mais flexível em relação à composição química e mais rígida em relação às propriedades mecânicas. Dessa forma, há uma relativa liberdade para que os fabricantes desenvolvam ligas conforme suas próprias experiências e processos, porém sempre atendendo aos requisitos mecânicos [26]. A Tabela 2.2 apresenta a distribuição dos graus presentes na API 5CT em função dos requisitos do limite de escoamento.

**Tabela 2.2.** Graus API 5CT conforme o limite de escoamento. Adaptado de [13].



### 2.2.1.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Os aços API usualmente não possuem muitas restrições em termos de composição química. A Tabela 2.3 apresenta os requisitos de composição química de

alguns graus da norma API 5CT [13]. Nota-se que para muitos graus, há restrição apenas para os teores de fósforo e enxofre, considerados impurezas.

**Tabela 2.3.** Requisitos de composição química conforme API 5CT [13].

Grau	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
H40, J55, K55, N80 1, N80 Q e P110	-	-	-	0,030	0,030	-	-	-	-
P110 <sup>(A)</sup>	-	-	-	0,020	0,010	-	-	-	-
L80 t1	0,43	1,90	0,45	0,030	0,030	0,25	-	-	0,35

(A) soldado longitudinalmente por solda elétrica

## 2.2.1.2. PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRATAMENTOS TÉRMICOS

Ao contrário da composição química, naturalmente os requisitos mecânicos são mais rígidos. As Tabelas 2.4 e 2.5 apresentam os requisitos de resistência mecânica, dureza e impacto Charpy V para alguns graus da norma API 5CT. A seguir, é apresentada a Tabela 2.6 com as especificações de tratamentos térmicos para diversos graus da norma. No caso do tratamento térmico, é possível verificar a mesma característica vista na especificação da composição química, no qual há uma relativa liberdade para que os fabricantes desenvolvam seus processos de fabricação desde que atendam aos requisitos.

**Tabela 2.4.** Requisitos de resistência mecânica e dureza conforme API 5CT [13]\*.

Grau	Tensão Limite de Escoamento ( $\sigma_E$ )	Tensão Limite de Resistência ( $\sigma_R$ ) - mín	Dureza máxima
H40	276 – 552 MPa	414 MPa	-
J55	379 – 552 MPa	517 MPa	-
K55	379 – 552 MPa	655 MPa	-
N80 1 e N80 Q	552 – 758 MPa	689 MPa	-
L80 t1	552 – 655 MPa	655 MPa	23 HRC / 241 Brinell
P110	758 – 965 MPa	862 MPa	-

\*A norma indica ainda um valor mínimo para o alongamento, de acordo com uma equação matemática.

**Tabela 2.5.** Requisitos de impacto Charpy V conforme API 5CT [13].

Grau	Energia absorvida mínima na direção transversal	Energia absorvida mínima na direção longitudinal
H40, J55, K55, N80 1	-	-
N80 Q e L80 1 (ensaio a 0°C)	14J <sup>(A)</sup>	27J <sup>(B)</sup>
P110 (ensaio a 0°C)	20J <sup>(C)</sup>	41J <sup>(D)</sup>

(A) Espessura máxima de parede de 11,59mm.

(B) Espessura máxima de parede de 10,44mm.

(C) Espessura máxima de parede de 12,24mm.

(D) Espessura máxima de parede de 12,52mm.

**Tabela 2.6.** Tratamentos térmicos de fabricação conforme API 5CT [13].

Grau	Processo de fabricação <sup>(A)</sup>	Tratamento térmico	Temperatura mínima de revenimento (°C)
H40	SC ou CSE	-	-
J55 e K55	SC ou CSE	(B)	-
N80 1	SC ou CSE	(C)	-
N80 Q	SC ou CSE	T&R (D)	-
L80 1	SC ou CSE	T&R	566
P110	SC ou CSE (E)	T&R	-

(A) SC = sem costura e CSE = costura por solda elétrica.

(B) A peça por completo deve ser normalizada, normalizada e revenida ou temperada e revenida.

(C) A peça por completo deve ser normalizada ou normalizada e revenida.

(D) Inclui o método de têmpera interrompida seguida de resfriamento controlado.

(E) A peça por completo deve ser tratada termicamente.

T&R representa o tratamento térmico de têmpera e revenido.

### 2.2.1.3. METALURGIA FÍSICA

Para um estudo aprofundado de um material, é essencial o conhecimento de suas temperaturas críticas e características de transformação. Informações relacionadas às possíveis transformações, microestrutura e propriedades são dadas, principalmente, em função de sua composição química e podem ser estudadas analisando-se seu diagrama de equilíbrio. O diagrama de equilíbrio ferro-carbono mostra as mudanças introduzidas pelo carbono no equilíbrio do ferro puro. Como se sabe, o carbono é um forte estabilizador e formador de austenita e expande a faixa em que essa fase é estável [9]. O estudo do campo austenítico do diagrama é

fundamental, visto que é a base para se compreenderem questões relacionadas aos tratamentos térmicos e trabalho a quente dos aços.

Quando um aço é austenitizado e posteriormente resfriado, a austenita se transformará em outras microestruturas. Se resfriada lentamente, próxima à condições de equilíbrio, a austenita se transformará em misturas de ferrita e cementita; se resfriada rapidamente, se transformará em martensita [9].

As temperaturas de transformação a partir austenita são definidas pelas temperaturas críticas que marcam os limites entre os vários campos do diagrama de fases. As temperaturas críticas  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$ , e  $A_{CM}$ , são usadas para indicar: o limite superior do campo ferrita+cementita ( $A_{C1}$ ), o limite entre os campos de austenita+ferrita e austenita ( $A_{C3}$ ), e por último a fronteira entre os campos de austenita e austenita+cementita ( $A_{CM}$ ) [9]. O diagrama de fases do sistema ferro-carbono na Figura 2.4 ilustra essas diversas temperaturas críticas, fundamentais para o estudo dos aços carbono.

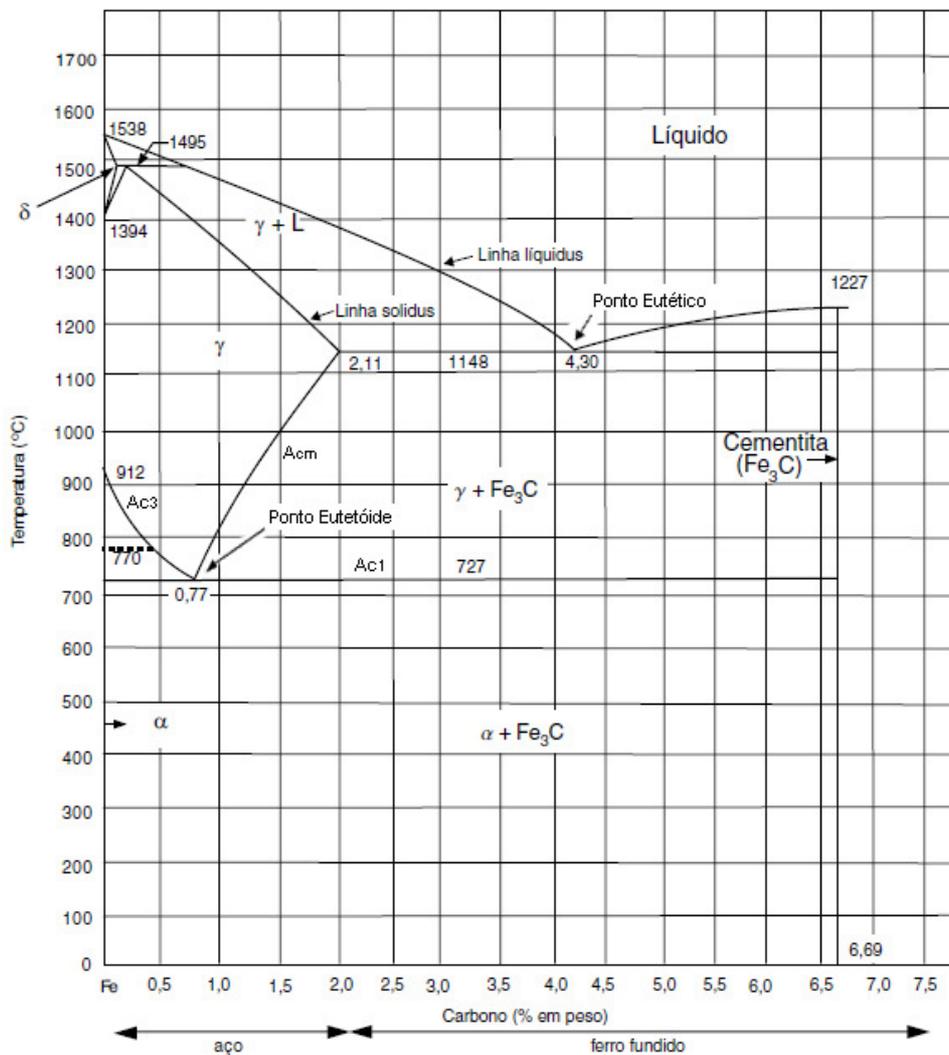
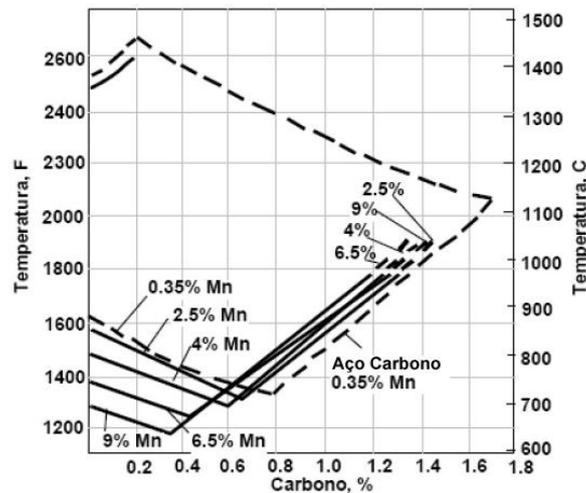


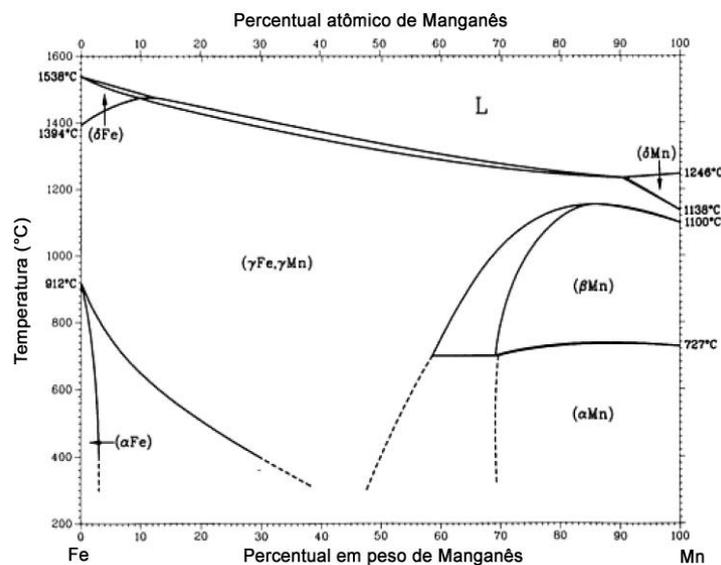
Figura 2.4. Diagrama de fases do sistema ferro-carbono. Adaptado de [27].

No caso de aços onde há quantidade mais significativa de manganês, como em aços estruturais, é interessante entender as consequências e possibilidades que a adição desse elemento traz. Como citado, os efeitos fundamentais do manganês são as contribuições para o aumento de resistência mecânica, dureza e temperabilidade [10]. Como exemplo de sua influência na temperabilidade, a Figura 2.5 apresenta os efeitos da adição de manganês em um aço carbono, onde nota-se que com a adição do elemento a temperatura de austenitização gradativamente diminui.



**Figura 2.5.** Efeito do manganês no campo austenítico. Adaptado de [28,22].

No diagrama de fases ferro-manganês, Figura 2.6, é possível confirmar esse efeito do elemento na fase austenítica, no qual a partir de certo percentual, existirá a presença de austenita em temperatura ambiente, até um ponto no qual o material se torna completamente austenítico. A adição de manganês, portanto, acarreta em novas possibilidades de tratamentos térmicos e endurecimento do aço.



**Figura 2.6.** Diagrama de fases ferro-manganês. Adaptado de [29].

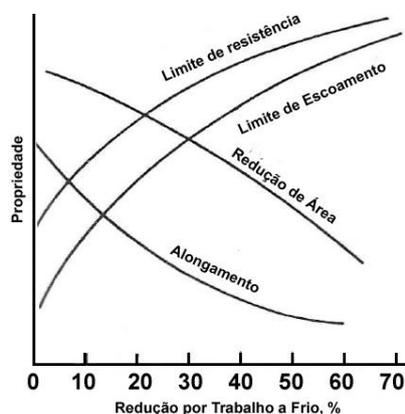
### 2.2.1.3.1. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO

O aço é um material extremamente versátil. Essa versatilidade é, em sua maior parte, resultado da grande faixa de propriedades que os aços oferecem [9]. Esses materiais podem ser endurecidos de diversas formas [30]. Os principais mecanismos de endurecimento para aços são através de [30-32]:

1. Encruamento / trabalho à frio;
2. Solução sólida;
3. Refino de grão;
4. Precipitação / dispersão de precipitados;
5. Transformação de fases.

#### 2.2.1.3.1.1. ENDURECIMENTO POR ENCRUAMENTO

O endurecimento através de encruamento, ou trabalho a frio, é muito importante, especialmente do ponto de vista da fabricação de arames, varetas [30,31]. De maneira geral, o endurecimento através de trabalho a frio se dá através da criação de defeitos nos cristais, primordialmente discordâncias, durante a deformação plástica [30,33]. Quando um material é deformado plasticamente, o número de discordâncias é elevado. Enquanto um metal recozido apresenta cerca de  $10^6$  a  $10^8$  discordâncias por centímetro quadrado, um metal extensivamente deformado apresenta aproximadamente  $10^{12}$  [31]. O encruamento é muito utilizado no endurecimento de ligas não endurecíveis por tratamento térmico [31]. Contudo, apesar do aumento da resistência mecânica, o trabalho a frio é inversamente proporcional à ductilidade, como mostra a Figura 2.7 [31,33].



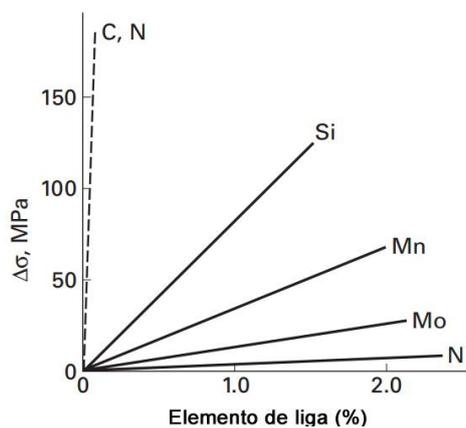
**Figura 2.7.** Efeitos do trabalho a frio nas propriedades mecânicas. Adaptado de [31].

### 2.2.1.3.1.2. ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA

A introdução de átomos de soluto em solução sólida em uma rede de átomos solvente produz uma liga mais forte que o próprio metal na sua forma pura [31]. Uma solução sólida se forma quando átomos de soluto são adicionados e a estrutura cristalina desse material não é alterada e nenhuma nova estrutura é formada [23]. Conseqüentemente, a formação da solução sólida depende da adição de elementos de liga em determinado material e o aumento da resistência ocorre quando os campos de deformação em torno de determinados solutos interferem no movimento das discordâncias [30].

No caso dos átomos de soluto e solvente serem aproximadamente similares em termos dimensionais, os átomos de soluto ocuparão parte da rede cristalina do átomo solvente, sendo chamada de solução sólida substitucional. Em casos onde os átomos de soluto são muito menores que os átomos de solvente, eles ocuparão posições intersticiais na rede cristalina do solvente, sendo chamadas de soluções sólidas intersticiais [14,31,33]. Entre os átomos que geram soluções sólidas intersticiais, destaca-se o carbono, o nitrogênio e o boro [30,31,33].

A Figura 2.8 destaca o efeito da adição de diversos elementos de liga na resistência mecânica de um aço baixo carbono, onde percebe-se que elementos intersticiais aumentam a resistência mecânica de maneira muito mais efetiva que elementos substitucionais.

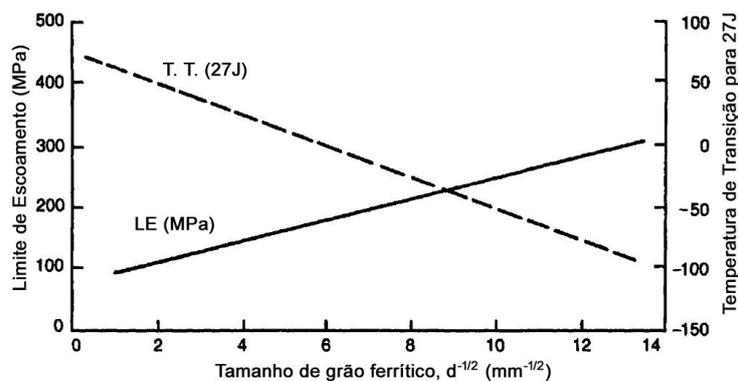


**Figura 2.8.** Aumento da resistência mecânica em função do endurecimento por solução sólida intersticial (linha tracejada) e substitucional (linha contínua). Adaptado de [34].

### 2.2.1.3.1.3. ENDURECIMENTO POR REFINO DE GRÃO

O refino de grão é um dos mais importantes mecanismos para aumento de resistência dos aços [30]. O contorno de grão atua como uma barreira e dificulta a movimentação das discordâncias. De maneira geral, quanto mais grosseiro o tamanho do grão, mais fácil será para o material propagar o processo de escoamento [30,31].

Esse mecanismo de endurecimento é importante, visto que através dessa forma de aumento da resistência, também se aumenta a ductilidade e tenacidade [30,32], como ilustrado na Figura 2.9. Aumentar essas características que usualmente são inversamente proporcionais, torna o refino de grão uma alternativa extremamente interessante do ponto de vista da melhoria das propriedades de um aço.



**Figura 2.9.** Efeitos da redução do tamanho de grão no limite de escoamento e na temperatura de transição (T.T.), tomada como 27 Joules. Adaptado de [32].

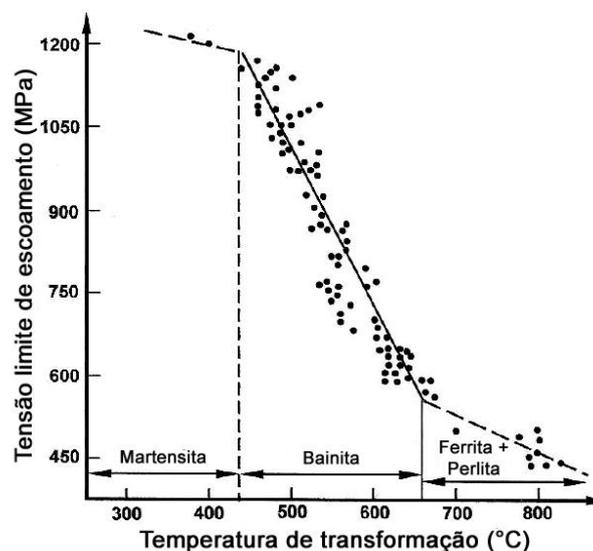
### 2.2.1.3.1.4. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

Usualmente, há mais de uma fase presente nos aços. Uma matriz, mesmo que endurecida pela redução do tamanho do grão e por solução sólida através da adição de elementos de liga, pode ser ainda mais endurecida controlando-se as dispersões ou precipitações das outras fases na microestrutura, impedindo assim a movimentação das discordâncias [14,30,31]. As fases mais comuns que resultam no endurecimento de um aço são carbonetos formados a partir da baixa solubilidade do carbono no ferro- $\alpha$ . Além deles, são encontrados nitretos, compostos intermetálicos e a grafita no ferro fundido [30]. Esse tipo de endurecimento em aços estruturais geralmente é concretizado através da adição de nióbio, vanádio e titânio [32]. É importante destacar também que boa parte dessas precipitações possui um notável papel no controle e no

refino do tamanho de grão, característica que também aumenta a resistência mecânica. O grau de endurecimento resultante da precipitação de partículas dependerá diretamente da sua distribuição na matriz, da sua fração volumétrica e de suas dimensões [31,32]. A maioria dessas precipitações comentadas acarreta no aumento da resistência, todavia, muitas vezes esses precipitados podem ter efeitos deletérios sobre a ductilidade e tenacidade [30].

#### 2.2.1.3.1.5. ENDURECIMENTO POR TRANSFORMAÇÃO DE FASES

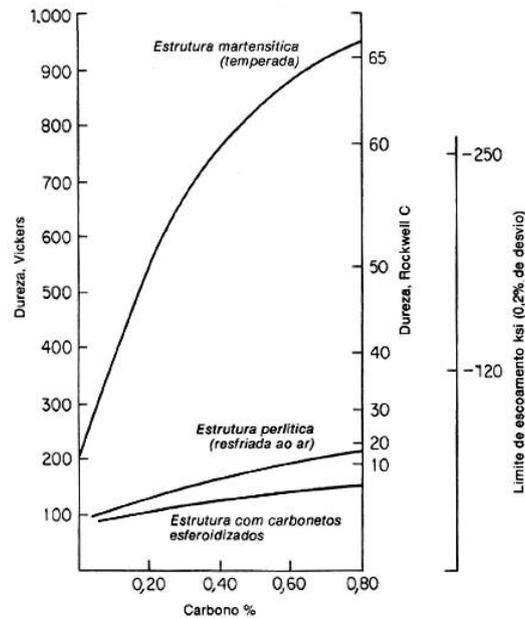
O endurecimento através de transformações de fases é amplamente utilizado através de tratamentos térmicos, em especial a partir da obtenção de martensita [31]. Ao contrário da transformação da perlita que envolve tanto a redistribuição dos átomos de carbono e mudança estrutural, a transformação da martensita envolve apenas mudança na estrutura cristalina. A transformação da martensita é adifusional e se forma sem qualquer mudança na posição dos átomos vizinhos [33]. Os efeitos e severidade do endurecimento estão relacionados a diversos fatores, entre eles a velocidade de resfriamento e a temperatura em que a transformação ocorre. De acordo com PICKERING [35], quanto menor a temperatura de transformação maior será a densidade de discordâncias, mais fina será a dispersão das fases precipitadas e conseqüentemente maior a resistência mecânica, Figura 2.10.



**Figura 2.10.** Efeito da temperatura de transformação no limite de escoamento.

Adaptado de [35].

O principal objetivo no endurecimento através de transformação de fases é a obtenção de martensita. A elevada resistência dessa fase é resultado da existência de diversas barreiras que impedem a movimentação das discordâncias [31]. De fato, a dureza da martensita está muito ligada ao percentual de carbono presente na liga, Figura 2.11, mas a adição desse elemento resulta em queda de ductilidade e tenacidade [31,32].



**Figura 2.11.** Aumento da dureza em função do percentual de carbono. Adaptado de [22,31].

Outro aspecto importante quando se fala no endurecimento por tratamento de fase, é a respeito do tratamento térmico de revenimento. Após a realização da têmpera, o material apresenta dureza muito elevada, assim como baixa ductilidade e alta fragilidade [33]. O revenimento é utilizado para conceder ao material uma maior ductilidade e tenacidade. Segundo BHADSHIA e HONEYCOMBE [30], o tratamento térmico de revenimento é dado através de quatro estágios fundamentais:

Estágio 1 (temperatura ambiente até 250°C): Precipitação de carbonetos épsilon ( $\epsilon$ ), perda parcial da tetragonalidade da martensita [36].

Estágio 2 (200°C a 300°C): Austenita retida durante a têmpera é decomposta em ferrita e cementita.

Estágio 3 (200°C a 350°C): Cementita se nucleia a partir das interfaces dos carbonetos épsilon, que vão parcialmente desaparecendo. Martensita perde a tetragonalidade e a matriz se torna essencialmente ferrítica.

Estágio 4 (acima de 350°C): Engrossamento e esferoidização da cementita (se torna mais grosseira a partir de 300°C e a esferoidização se dá em torno de 700°C). Resultado final é uma ferrita de grãos equiaxiais com partículas esferoidizadas e grosseiras de cementita.

A realização do revenimento após a têmpera é essencial para os aços estruturais. Esse tratamento térmico aumenta a ductilidade e tenacidade do material, tornando-o aplicável para as mais diversas aplicações, unindo assim alta resistência com tenacidade e ductilidade.

#### 2.2.1.4. MICROESTRUTURA

A partir da microestrutura de um material é possível obter diversas características importantes que só poderiam ser comprovadas através de outros ensaios. Com efeito, a partir apenas de uma análise microestrutural apropriada é possível prever determinadas características e propriedades do material antes mesmo de testá-lo destrutivamente.

Uma análise microestrutural, seja por microscopia óptica como por microscopia eletrônica de varredura, não é uma tarefa simples. É necessário detectar e identificar cada microconstituente, muitas vezes através de diferentes ataques químicos, e principalmente entender os efeitos de cada um desses microconstituintes nas propriedades. Entre os microconstituintes menos usuais que devem ser estudados, pode-se destacar a austenita retida e o constituinte austenita-martensita, conhecido como constituinte AM. Esses microconstituintes são importantes, visto que sua detecção não é simples e seus efeitos podem ser prejudiciais ao aço.

##### 2.2.1.4.1. AUSTENITA RETIDA

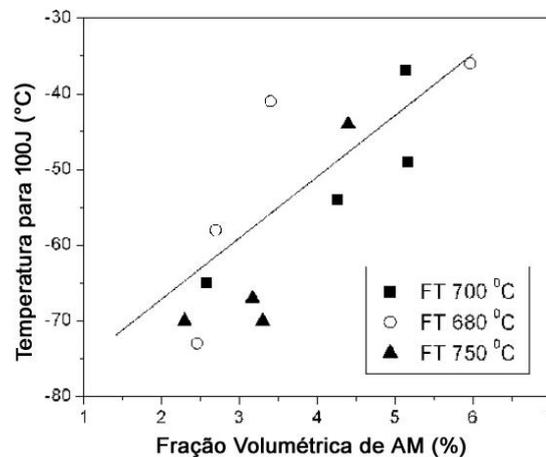
A austenita retida pode estar presente em diversos tipos de materiais. A presença desse microconstituente é sensível a diversas variáveis, com destaque para a taxa de resfriamento e composição química [37]. Frequentemente, a austenita retida é considerada perigosa, pois mesmo em casos onde é estável em temperatura ambiente, pode se transformar em martensita não revenida após ser submetida a

deformação plástica ou após a diminuição da temperatura até a temperatura final de transformação da martensita, que pode ser até mesmo abaixo de 0°C [37].

Existem, no entanto, casos nos quais a austenita retida é estável até temperaturas criogênicas, e sua presença é considerada benéfica ao material, acarretando em elevada tenacidade em temperaturas criogênicas, como no caso do aço 9% níquel [38,39].

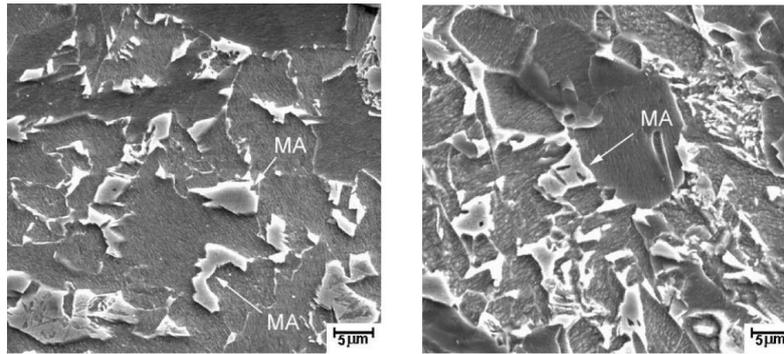
#### 2.2.1.4.2. CONSTITUINTE AUSTENITA-MARTENSITA

De acordo com BHADESHIA [40], o constituinte austenita-martensita, ou constituinte AM, pode ser definido essencialmente como uma mistura de martensita não revenida e austenita retida de alto carbono. Em geral, em aços carbono-manganês ferríticos-perlíticos, o constituinte AM ocorre por conta de reaquecimentos intercríticos, resultados de ciclos térmicos de soldagem. É evidenciado por muitos estudiosos [41-43] que a presença desse microconstituinte tende a reduzir a tenacidade da zona termicamente afetada em materiais soldados, como ilustra a Figura 2.12.



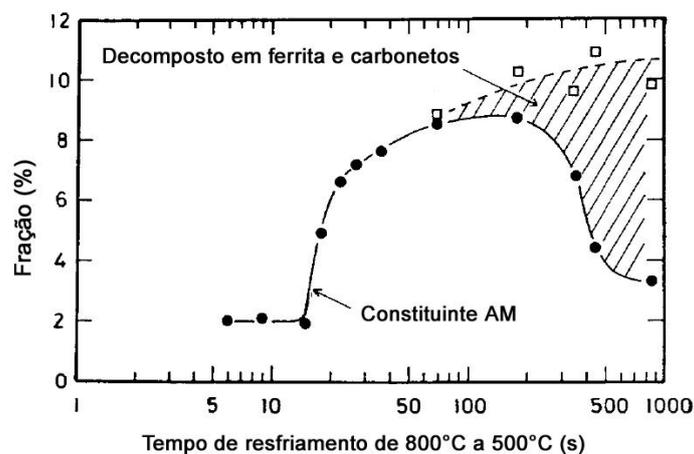
**Figura 2.12.** Tenacidade à fratura em função da fração volumétrica de microconstituinte AM para três diferentes temperaturas de acabamento (FT). Adaptado de [41].

Outros autores [44] também concluíram que esse constituinte auxilia na nucleação de trincas de clivagem. A Figura 2.13 evidencia em análise por MEV, uma microestrutura ferrítica com presença do constituinte AM.



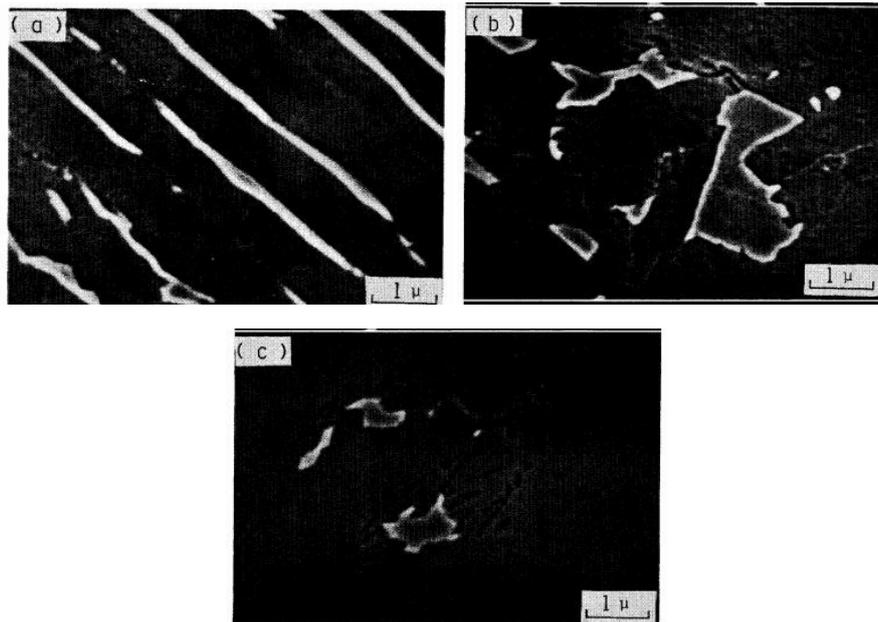
**Figura 2.13.** Microestruturas ferríticas com presença do constituinte AM indicado pelas setas [41].

Há diversos fatores que podem influenciar na presença e na quantidade do constituinte AM no aço. Nos estudos conduzidos por BOTT *et al.* [41], foi destacada a influência da composição química da liga na formação do constituinte AM, e que, além da influência dos ciclos térmicos de soldagem, a fração volumétrica de AM aumentava de forma diretamente proporcional ao aumento do carbono equivalente. BONNEVIE e colaboradores [45] destacaram também que o silício tende a aumentar a quantidade do constituinte AM. Já na investigação de LI *et al.* [46], foi verificado que até mesmo o tamanho do grão da austenita prévia influencia no tamanho e distribuição do constituinte AM, mostrando que quanto mais grosseiro o grão austenítico, mais grosseiro será o constituinte AM e, conseqüentemente, menor será a tenacidade. À vista disso, o surgimento do constituinte AM está relacionado com a composição química, características microestruturais e ciclos térmicos de soldagem. A Figura 2.14 relaciona o tempo de resfriamento e a fração volumétrica do microconstituinte AM.



**Figura 2.14.** Fração volumétrica de constituinte AM em função do tempo de resfriamento. Adaptado de [42].

Outra informação importante são as possíveis morfologias desse constituinte. Conforme o trabalho realizado por IKAWA *et al.* [42], o microconstituinte AM apresenta duas morfologias: uma alongada e uma massiva, variando de acordo com o tempo de resfriamento. A Figura 2.15a apresenta morfologia alongada com um tempo de resfriamento de 22 segundos, a Figura 2.15b apresenta morfologia massiva com resfriamento em 70 segundos e na Figura 2.15c de maior tempo de resfriamento, 180 segundos, houve uma precipitação de carbonetos na região onde o AM é formado, não podendo ser mais chamado de constituinte AM.



**Figura 2.15.** Diferentes morfologias do microconstituinte AM: morfologia alongada com tempo de resfriamento de 22 segundos (a); morfologia massiva com resfriamento em 70 segundos (b); e resfriamento em 180 segundos, no qual houve uma precipitação de carbonetos na região onde o AM é formado, não podendo assim ser mais chamado de constituinte AM (c) [42].

O constituinte AM é usualmente encontrado em aços ARBL e seu estudo é importante. Sua detecção pode ser realizada principalmente com a utilização de microscopia eletrônica de varredura, mas pode também ser estudada utilizando-se microscopia óptica, através de técnicas metalográficas com utilização de soluções químicas especiais que revelem sua presença, como a utilização das soluções de LePera [47,44], Ikawa [42,43,45] e até mesmo uma solução combinada das duas anteriores como estudado por ALÉ, REBELLO e CHARLIER [48].

### 2.3. SOLDAGEM DOS AÇOS CARBONO E AÇOS C-Mn

Uma das principais informações ao se estudar a soldagem de um aço é obtida através da análise da sua soldabilidade, medida frequentemente através da sua temperabilidade ou endurecimento. Esses dois aspectos são usualmente expressos através do carbono equivalente (CEq) [30]. Esse parâmetro exprime a facilidade com que o material terá de formar martensita a partir de seus elementos de liga, ou seja, a facilidade de ser formada uma microestrutura suscetível à trinca a frio.

A concentração de cada soluto é escalonada por um coeficiente que exprime a sua capacidade em retardar a transformação  $\gamma/\alpha$ . Aços que apresentam um carbono equivalente de cerca de 0,4% em peso, já não são tão facilmente soldados, devido a sua maior tendência a formar martensita. As duas expressões mais difundidas para cálculo do CEq são as fórmulas introduzidas pelo *International Institute for Welding* (IIW) para altos teores de carbono, e por Ito e Besseyo para baixos teores de carbono [30,49].

A equação do IIW, Equação 01, utilizada para teores de carbono acima de 0,18% [30,50] é expressa a seguir:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (\% \text{ em peso}) \quad (01)$$

A *American Welding Society* (AWS) revisou a equação anterior, incluindo o elemento silício [51], conforme descrito na Equação 02:

$$CE = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (\% \text{ em peso}) \quad (02)$$

Há também a equação de Ito-Besseyo, utilizada para teores de carbono abaixo de 0,18% [30] representada na Equação 03:

$$CE = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (\% \text{ em peso}) \quad (03)$$

A equação de Ito-Besseyo apresenta menores coeficientes para os solutos substitucionais quando comparada à fórmula do IIW, sendo mais confiável para aços

baixo carbono. A fórmula apresentada pelo IIW apresenta menores tolerâncias a elementos de liga substitucionais [30].

### 2.3.1. PROBLEMAS METALÚRGICOS

Os aços ao carbono e os aços carbono-manganês estão entre os grupos de aço de melhor soldabilidade. No entanto, podem ser suscetíveis a alguns problemas de origem metalúrgica, podendo ser mais propensos ou menos propensos, dependendo principalmente de sua composição química [7]. A seguir estão listados os principais problemas encontrados na união desses aços, assim como um problema metalúrgico relacionado especificamente ao processo de soldagem por indução de alta frequência, que é utilizado nesse trabalho [7,52]:

- Fissura induzida pelo hidrogênio;
- Trinca de solidificação;
- Decoção lamelar;
- Porosidade no metal de solda;
- Variação de propriedades na zona termicamente afetada;
- Queda de tenacidade na linha de solda em soldagem por indução de alta frequência.

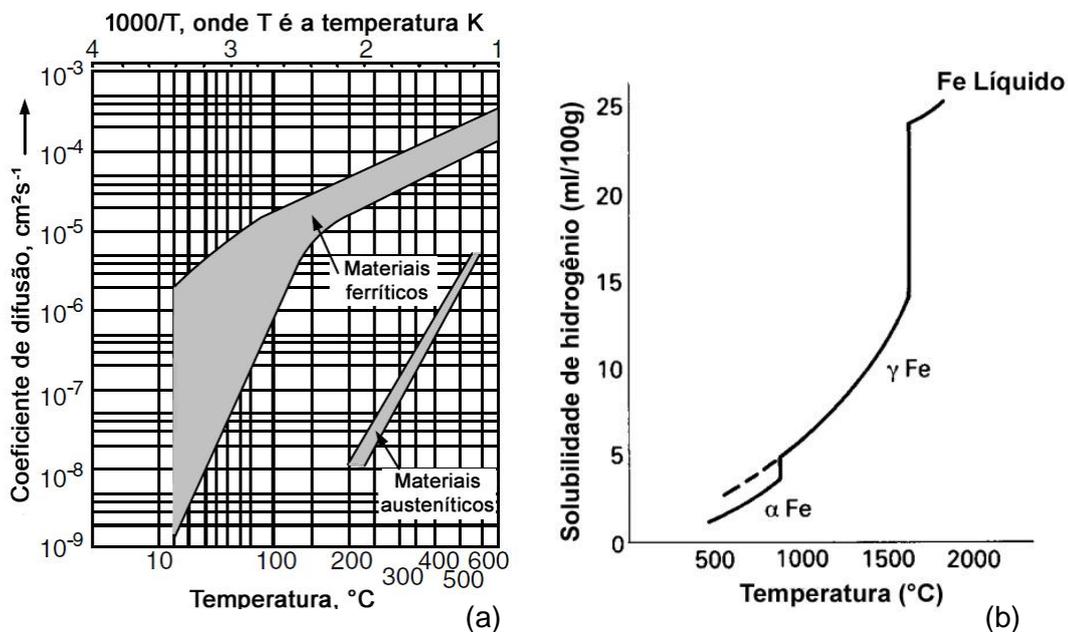
#### 2.3.1.1. FISSURA INDUZIDA PELO HIDROGÊNIO

A trinca induzida pelo hidrogênio, também conhecida como trinca a frio, é um dos problemas mais importantes e perigosos do ponto de vista da soldagem. Para que ocorra a trinca a frio, é preciso a presença simultânea de quatro fatores essenciais [7,16,50,53-55]:

1. Presença suficiente de hidrogênio;
2. Microestrutura suscetível, *i.e.*, microestrutura frágil;
3. Presença de tensões na região soldada;
4. Faixa de temperatura entre -100°C a 200°C.

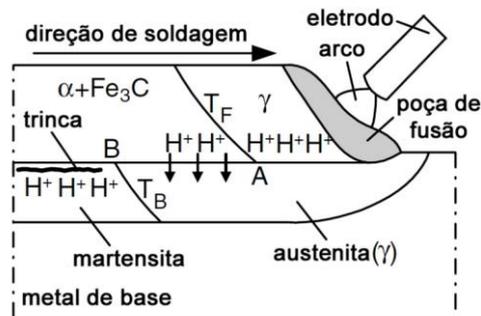
A trinca induzida pelo hidrogênio ocorre após o resfriamento da solda, o que dá origem ao termo trinca a frio, e, muitas vezes, ocorre somente horas após a soldagem. A falha ocorre apenas após o hidrogênio atômico se difundir para áreas de alta tensão, e essa difusão demanda certo tempo. Em defeitos e vazios microestruturais situados em locais com presença de tensões de tração, o hidrogênio muda para a sua forma molecular, dando origem às trincas [7,54]. A trinca pode ocorrer tanto na zona termicamente afetada como no metal de solda, e pode ser longitudinal ou transversal. Contudo, para aços ao carbono ou carbono-manganês, a trinca é muito mais frequente na ZTA, pois geralmente materiais de adição são de baixo carbono e, conseqüentemente, o metal de solda é menos temperável. Algumas exceções são em casos em que o material de adição utilizado possui maiores quantidades de elementos de liga, sendo o metal de solda mais temperável que o metal de base [7].

O caso mais usual em que ocorrem as trincas a frio é quando a zona termicamente afetada é mais temperável que o material de adição. Isto posto, a ZTA possui uma temperatura de transformação austenita-ferrita mais baixa. Dessa maneira, em certo momento da soldagem, o metal de solda já estará transformado em ferrita e a ZTA será ainda austenítica [16]. Como mostram as Figuras 2.16 e 2.17, o hidrogênio se difunde facilmente na ferrita e, com isso, irá migrar para uma região ainda austenítica da ZTA, que por sua vez, possui uma maior solubilidade de hidrogênio e uma menor difusividade.



**Figura 2.16.** Coeficiente de difusão do hidrogênio em função da temperatura para materiais ferríticos e austeníticos (a). Adaptado de [16]. Solubilidade do hidrogênio em função da temperatura (b). Adaptado de [50].

Posteriormente, essa região austenítica é transformada em martensita e estará com hidrogênio acumulado. Com isso, todas as condições para a ocorrência da trinca serão satisfeitas [7,16]. A Figura 2.17 apresenta a lacuna onde o hidrogênio tende a se dirigir à ZTA, no qual  $T_F$  é a temperatura de transformação da austenita em ferrita e perlita e  $T_B$  é a temperatura de transformação austenita em martensita.



**Figura 2.17.** Difusão do hidrogênio do metal de solda para a zona termicamente afetada durante a soldagem. Adaptado de [16].

No caso menos frequente, onde o metal de solda é mais temperável que a zona termicamente afetada, o efeito será contrário, pois será o metal de solda que estará na forma austenítica em temperaturas mais baixas, sendo a última região a se transformar [7]. Há também a possibilidade da utilização de consumíveis austeníticos. Nesse caso, como o metal de solda é austenítico e permanece assim até a temperatura ambiente, o hidrogênio se concentrará nesse local, porém como a austenita apresenta alta tolerância ao elemento [7], não ocorrerão trincas.

Como visto, os quatro fatores supracitados necessitam estar presentes simultaneamente para que esse tipo de falha ocorra. Logo, evitando-se a ocorrência de um deles, a trinca não ocorrerá [7]. A seguir são discutidos cada um desses fatores.

**Presença suficiente de hidrogênio:** Indispensável para ocorrência da trinca a frio, o hidrogênio é geralmente introduzido durante a soldagem. As principais fontes de hidrogênio são [7,50,55]: umidade no revestimento de eletrodos revestidos, em fluxos em soldagem por arco submerso ou no núcleo de arames tubulares; lubrificantes contendo hidrogênio deixados na superfície dos materiais de adição; compostos ou resíduos contendo hidrogênio deixados na superfície da peça de trabalho (como graxa, óleo, tinta, ferrugem e outros); vazamento em tochas resfriadas a água, linhas de gás danificadas, ou umidade elevada no gás de proteção; e introdução de ar úmido na área de soldagem.

**Microestrutura suscetível, frágil:** É considerada microestrutura suscetível qualquer estrutura dura e frágil presente na zona termicamente afetada ou no metal de solda. A martensita é a microestrutura mais suscetível encontrada em aços carbono ou aços carbono-manganês e seu grau de suscetibilidade é diretamente proporcional ao seu teor de carbono e dureza. Uma martensita de alto carbono leva à uma microestrutura mais dura, mais frágil e mais suscetível [7,16]. Vale destacar que a formação de martensita também é função do tamanho de grão austenítico, visto que quanto mais grosseira a microestrutura, maior a temperabilidade [30,32,56].

**Presença de tensões na região soldada:** As tensões submetidas a uma junta soldada podem ser de origens internas ou externas. Tensões externas são as aplicadas em serviço. Tensões internas, ou tensões residuais, são aquelas que são oriundas de processos de fabricação, em especial a soldagem. Essas tensões são ocasionadas principalmente por gradientes térmicos, expansão térmica desigual, contração do metal base e do metal de solda e mudanças de volume decorrentes de transformações de fase durante o resfriamento. As tensões residuais podem ser reduzidas retirando-se as restrições das peças a serem soldadas e através de tratamentos térmicos [7]. A presença de tensões residuais é uma característica considerada inerente à soldagem, podendo ser de maior ou menor intensidade.

**Faixa de temperatura entre -100°C a 200°C:** A trinca induzida pelo hidrogênio dificilmente ocorrerá fora da faixa de temperatura indicada. Abaixo de -100°C o hidrogênio se difunde muito lentamente para que a área suscetível acumule uma concentração suficiente para ocorrer a falha. Já acima de 200°C, o hidrogênio se difunde muito rapidamente para fora da área de soldagem, propagando em grande parte para a atmosfera e não tendo tempo suficiente para alcançar concentrações perigosas na peça de trabalho [7].

As principais medidas de prevenção da trinca a frio são [7,50,55]:

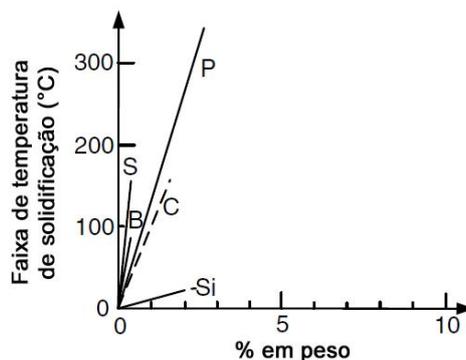
- Pré-aquecimento, incluindo a manutenção da temperatura no interpasse;
- Controle do aporte de calor;
- Tratamentos térmicos pós-soldagem, como alívio de tensões;
- Revenimento através de cordão subsequente;
- Utilização de processos e consumíveis de baixo hidrogênio;
- Utilização de materiais de adição alternativos (ligas austeníticas, por exemplo).

### 2.3.1.2. TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO

Quando o metal de solda líquido se solidifica durante uma operação de soldagem, ele se contrai [50]. A trinca de solidificação, conhecida como um dos tipos de trinca a quente, ocorre durante a fase final de solidificação quando a tensão de tração presente na região excede a resistência da zona do metal de solda que está prestes a se solidificar por completo [16]. Esse tipo de falha ocorre pela presença de filmes líquidos de baixo ponto de fusão que são rompidos por tensões de tração, e é intergranular, ou seja, ocorre nos contornos do grão [16]. Quando ocorre na zona termicamente afetada, ou zona parcialmente fundida, esse tipo de trinca recebe o nome de trinca de liquação [16,50]. Segundo KOU [16], os principais fatores que interferem na suscetibilidade à trinca a quente são:

- Faixa de temperatura de solidificação;
- A quantidade e distribuição do líquido no estágio final de solidificação;
- Ductilidade do metal de solda em solidificação;
- A estrutura do grão;
- Tensão de contração ocasionada pela solidificação e restrição da junta.

De modo geral, quanto maior a faixa da temperatura de solidificação, maior será o número de regiões com presença simultânea de fase sólida e líquida, e, por consequência, maior será a suscetibilidade desse material à trinca de solidificação [16]. Essa faixa de temperatura é ampliada como resultado da presença de segregações e impurezas indesejáveis como o enxofre e fósforo, que têm forte tendência em segregar para os contornos de grão e formar eutéticos, que são compostos de baixo ponto de fusão [16,50]. A Figura 2.18 ilustra o efeito da adição de alguns elementos de liga na faixa de temperatura de solidificação



**Figura 2.18.** Efeito dos elementos de liga na faixa da temperatura de solidificação.

Adaptado de [16].

A Tabela 2.7, apresenta diversos compostos que aumentam a probabilidade de ocorrência da trinca de solidificação e seus respectivos pontos de fusão. Nota-se que os compostos, especialmente os formados pela combinação com enxofre ou fósforo, apresentam ponto de fusão inferior ao ponto de fusão do aço. Por conseguinte, a presença desses elementos deve ser controlada para que se evite o aparecimento desse tipo de trinca.

**Tabela 2.7.** Comparação do ponto de fusão de eutéticos formados a partir de diversos elementos e o ponto de fusão do aço. Compilado e adaptado de [9,57].

Elementos formadores de eutéticos	Estrutura	Ponto de Fusão (°C)
Enxofre	Eutético Fe - FeS	988
	Eutético Ni-NiS	630
Fósforo	Eutético Fe-Fe <sub>3</sub> P	1048
	Eutético Ni-Ni <sub>3</sub> P	875
Boro	Eutético Fe-Fe <sub>2</sub> B	1186
	Eutético Ni-Ni <sub>2</sub> B	1140
Silício	Eutético Fe-Fe <sub>2</sub> Si	1212
	Eutético NiSi-Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	964
Aço carbono	Liga metálica -	Aproximadamente. 1538°C

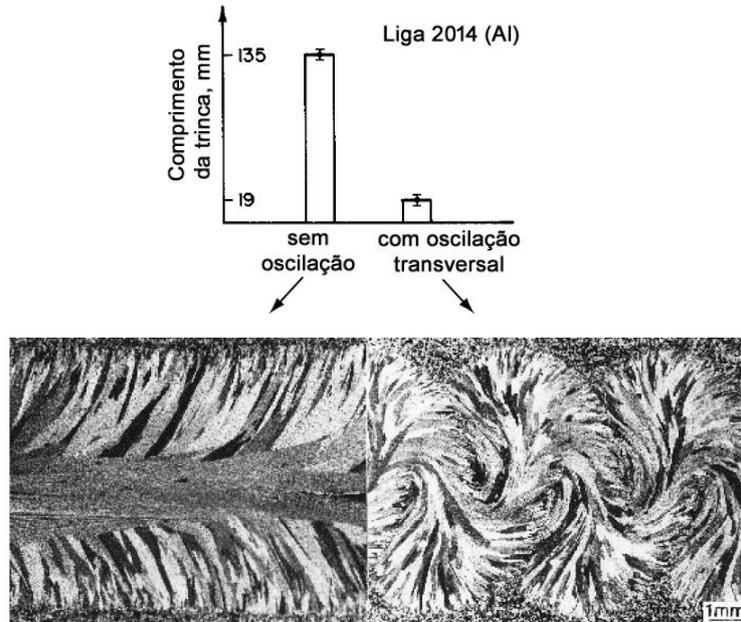
Para se evitar ou minimizar a possibilidade de ocorrência deste tipo de falha, algumas ações podem ser tomadas [16-50]:

- Controle da composição química do metal de solda.
- Controle da estrutura de solidificação.
- Redução da restrição e das tensões de contração.

**Controle da composição química do metal de solda:** um bom controle da composição química é o método mais eficiente para se evitarem trincas a quente [16]. O teor de enxofre no material de base deve ser limitado entre 0,020-0,025% e no material de adição não deve ultrapassar 0,015%, segundo CADENET e CASTRO [58]. A adição de manganês também se mostra como uma opção benéfica para redução da tendência a essa falha. O manganês se combina preferencialmente com o enxofre,

formando MnS, que apresenta um ponto de fusão de aproximadamente 1600°C; muito superior aos os compostos formados com o ferro e níquel [59].

**Controle da estrutura de solidificação:** o controle da estrutura de solidificação do metal de solda também é um método eficaz. Grãos colunares e grosseiros são mais susceptíveis à falha em comparação a grãos finos e equiaxiais. O refino do grão e o uso de oscilação durante a operação da soldagem podem beneficiar o material e evitar a trinca de solidificação [16], como mostra a Figura 2.19.



**Figura 2.19.** Comparação da soldagem com e sem oscilação na dimensão da trinca de solidificação. Adaptado de [16].

**Redução da restrição e das tensões de contração:** a restrição da junta soldada é um fator importante. Dependendo da geometria da junta, o nível e local das maiores concentrações de tensões da união podem ser diferentes. A utilização de geometria favorável ou mesmo de uma sequência de soldagem adequada pode ser o diferencial entre o aparecimento e o não aparecimento de trincas dessa natureza [16,58].

### 2.3.1.3. DECOESÃO LAMELAR

A decoesão lamelar é uma forma de trinca que ocorre no metal de base abaixo da solda. É causada por uma combinação de elevadas tensões residuais e baixa

ductilidade do aço [7,50]. A fratura é iniciada pela separação da interface entre as inclusões e o metal ou pela fratura de uma inclusão [7]. Os principais fatores que controlam a decoesão lamelar são [7,50]:

- Quantidade e morfologia de inclusões não metálicas (geralmente sulfetos ou silicatos);
- Magnitude das tensões normais à superfície da chapa;
- Disposição entre chapas e a soldagem do projeto da junta.

#### 2.3.1.4. POROSIDADE NO METAL DE SOLDA

A porosidade na soldagem de aços carbono e C-Mn pode resultar de uma quantidade excessiva de monóxido de carbono, nitrogênio, hidrogênio ou sulfureto de hidrogênio que permaneçam na poça de fusão após a solidificação [7]. A porosidade pode ser evitada principalmente com uma boa limpeza da área da soldagem, um armazenamento adequado e uma boa conservação dos consumíveis.

#### 2.3.1.5. VARIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS NA ZTA

Logo após ser submetida a um processo de soldagem, a microestrutura da zona termicamente afetada de uma junta soldada irá diferir do metal de base e os ciclos térmicos impostos pelo processo têm influência fundamental nas propriedades finais da ZTA [53]. Em geral, a ZTA de grãos grosseiros adjacente à linha de fusão é a região em que se espera a maior degradação em termos de propriedades mecânicas. Isso é esperado, pois essa região frequentemente será austenitizada por completo e experimentará o maior crescimento de grão. Esse crescimento de grão poderá resultar em expressiva mudança no comportamento do material, em especial na sua tenacidade à fratura em baixas temperaturas [60].

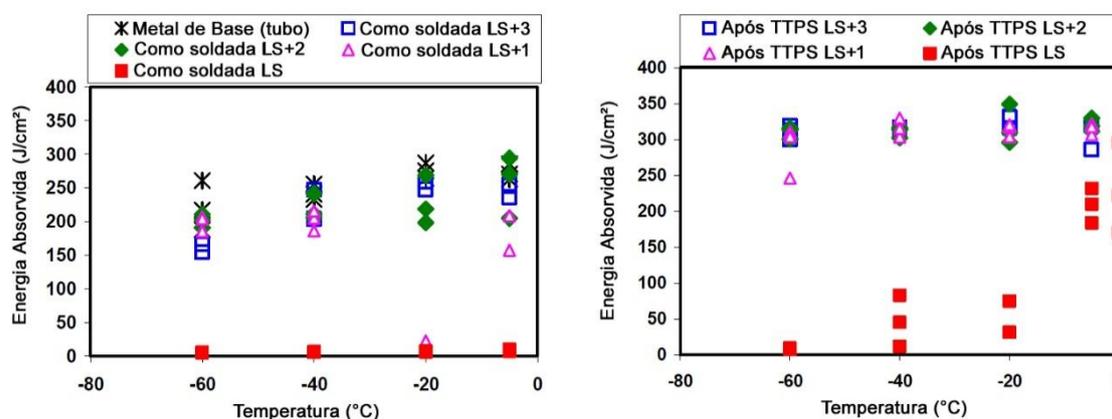
A microestrutura após a soldagem, especialmente na zona afetada pelo calor, é influenciada pela composição química, método de fabricação, parâmetros de soldagem, temperatura de pico e taxa de resfriamento [53,61,62].

### 2.3.1.6. QUEDA DE TENACIDADE EM SOLDAGENS POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA

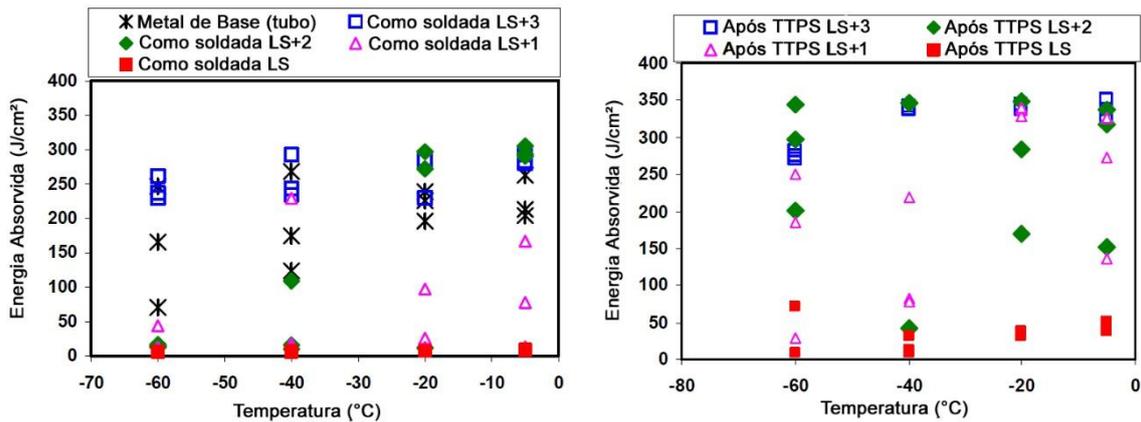
Diversas pesquisas, como as conduzidas por YAN, BHADSHIA *et al.* [52], GÜNGÖR, BHADSHIA *et al.* [63], e YAN *et al.* [64], investigam a baixa tenacidade na linha de solda (ou linha de ligação) em uniões realizadas pelo processo de soldagem por indução de alta frequência. A baixa tenacidade pode se manter mesmo após a realização de tratamento térmico de reaustenitização [52], sendo um problema de difícil resolução.

Estudando essa falha, YAN, BHADSHIA *et al.* [52] caracterizaram essa queda de tenacidade através de cristalografia e verificaram que a mesma é ocasionada pela textura cristalográfica resultante da soldagem, não sendo visível através de microscopia óptica. Processos de conformação são capazes de alterar a textura cristalográfica dos aços. A soldagem por indução é análoga a processos de conformação pela aplicação da força durante a soldagem e, portanto, pode produzir consequências similares. Nesses casos, o tratamento térmico pós-soldagem não é capaz de melhorar a tenacidade no centro da junta, pois as características cristalográficas deletérias serão reproduzidas no resfriamento [52].

As Figuras 2.20 e 2.21, provenientes dos estudos de GÜNGÖR, BHADSHIA *et al.* [63] apresentam a variação dos resultados de ensaios de impacto Charpy V em soldagens por indução de alta frequência de duas amostras de diferentes espessuras, antes e após a realização de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). As imagens evidenciam que mesmo após o tratamento térmico pós-soldagem, não há melhora significativa da tenacidade na linha de solda (LS).



**Figura 2.20.** Energia Charpy V de uma tubulação de 8,6mm de espessura em diferentes temperaturas: (a) sem tratamento térmico pós-soldagem e (b) com tratamento térmico pós-soldagem. Adaptado de [63].



**Figura 2.21.** Energia Charpy V de uma tubulação de 14,8mm de espessura em diferentes temperaturas: (a) sem tratamento térmico pós-soldagem e (b) com tratamento térmico pós-soldagem. Adaptado de [63].

Mesmo em casos nos quais a microestrutura ao longo da junta era uniforme e não havia descarbonetação e austenita retida, também foi constatada baixa tenacidade na linha de ligação após o tratamento térmico pós-soldagem [64].

Em análises mais aprofundadas, foram identificadas três possíveis causas da queda de tenacidade na linha de solda: existência de inclusões não metálicas, textura cristalográfica e maior tamanho de grão. A presença de óxidos de manganês e silício tem um efeito negativo sobre as propriedades mecânicas da solda, todavia, estas inclusões só existem ocasionalmente ao longo da direção de soldagem. Logo, a baixa tenacidade na junta soldada por indução de alta frequência está fundamentalmente atrelada à orientação de grãos e a uma textura cristalográfica, que favorecem a fratura. Esta textura desfavorável é produzida durante o processo de soldagem. Reaustenitização durante o tratamento térmico pós-soldagem reduz seu efeito, mas não é capaz de modificá-la [64].

Conforme YAN e colaboradores [64], para solução desse problema, é necessário uma análise profunda e extensa acerca de tratamentos térmicos pós-soldagem que sejam capazes de modificar a textura cristalográfica na região soldada do material. Em relação à presença das inclusões e impurezas, para se evitar a presença das mesmas na região da união após a execução da soldagem, pode-se ajustar o processo para que mais material fundido seja expelido no momento de aquecimento e aplicação da força durante a união [64].

## 2.4. RESISTÊNCIA AO COLAPSO

O colapso é um fenômeno importante e complexo, no qual um grande número de fatores e parâmetros podem exercer influência na resistência ao colapso. Diversos estudos e investigações conduzidos ao longo dos anos por FAIRBAIRN [65], CARMAN [66], TAMANO e KLEVER [2] e KYRIAKIDES, [67,68], entre outros, auxiliaram para um melhor entendimento desse fenômeno. O primeiro trabalho experimental registrado envolvendo o problema do colapso de tubos submetidos à pressão externa foi realizado em 1858 por FAIRBAIRN [65,66,69] que criou uma fórmula empírica com o objetivo de representar resultados obtidos experimentalmente. Desde então o colapso passou a ser mais estudado através de testes e análises numéricas.

O colapso é comumente atribuído a supostos problemas de qualidade no tubo. No entanto, estudos mostram que há um conjunto de diversos fatores que podem levar ao colapso, tais como: desgaste do *casing*, desgaste devido à flambagem, aumento da pressão externa devido à temperatura, despressurização inadequada e cargas geostáticas devido a atividades tectônicas [4]. Em investigações conduzidas por NETTO [70,71], NETTO *et al.* [72] e também por SAKAKIBARA *et al.* [67], são também comentados os efeitos da presença de danos por corrosão na resistência ao colapso e sua relação com outros fatores, como a ovalização.

O aprofundamento no estudo do colapso tem sido importante para indústria petrolífera. Com o avanço tecnológico, é necessário buscar uma maior compreensão desse fenômeno, assim como a relação desse fenômenos em novos componentes. Nesse sentido, estudos conduzidos por PINHEIRO, RIBEIRO e PASQUALINO [73,74], por exemplo, investigaram a pressão de colapso em dutos sanduíche, componentes utilizados em águas profundas compostos por dois dutos concêntricos de aço, montados com um espaço a ser preenchido por um material não estrutural que seja adequado à operação.

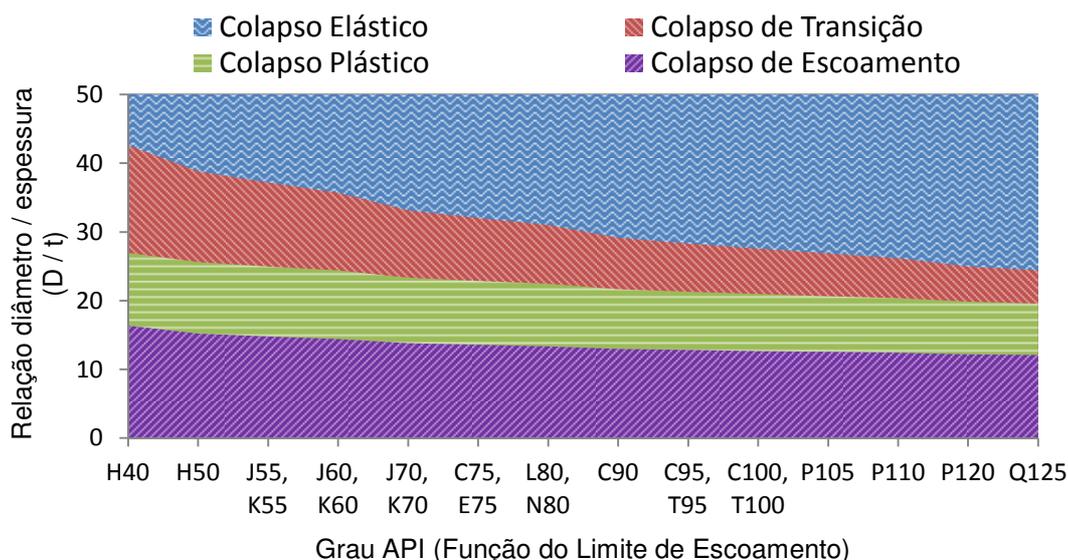
### 2.4.1. DEFINIÇÃO

O colapso pode ser definido como a força mecânica capaz de deformar um tubo através de pressão externa, sendo a resistência ao colapso de um tubo a sua capacidade de resistir a essa força mecânica [3,4]. Quando a pressão externa atinge esse valor crítico, ocorre uma expressiva deformação e, como consequência, a seção

se torna ovalizada ou mesmo plana após a falha [75]. O colapso de um tubo é uma falha por instabilidade caracterizada por um achatamento de sua geometria e é análoga à flambagem de colunas [3] por conta do peso da própria estrutura e da coluna de tubos ligada à própria tubulação [76].

Como explicitado por CLINEDINST [3], para explicar o fenômeno do colapso de maneira mais detalhada, podemos assumir que um tubo está submetido a uma pressão externa elevada capaz de deformar o componente de maneira infinitesimal por uma força lateral e, então, essa força é retirada. Considerando-se que a pressão externa é abaixo da pressão crítica, o tubo retornará para sua geometria original após a remoção da força. Nesse caso o tubo está em um estado de estabilidade em seu formato original e não irá colapsar. Não obstante, se a pressão externa atingir certo valor crítico, o tubo reterá essa deformação infinitesimal mesmo após a remoção da força. Nesse caso, o tubo não mais estará em uma condição de estabilidade e o limite de resistência ao colapso foi atingido. Esse valor crítico de pressão externa é a pressão de colapso do componente [3].

A norma API TR 5C3 [77] apresenta 4 tipos de colapso, sendo eles: colapso elástico, colapso plástico, colapso de escoamento e colapso de transição. Segundo o mesmo documento, o tipo de colapso que um determinado tubo estará submetido, dependerá do limite de escoamento especificado para o material e das dimensões de sua seção transversal, representada pela relação diâmetro / espessura ( $D/t$ ). O gráfico apresentado na Figura 2.22 mostra a distribuição dos tipos de colapso conforme a variação dessas características.



**Figura 2.22.** Distribuição dos tipos de colapso segundo a API TR 5C3 [77].

## 2.4.2. FATORES DE INFLUÊNCIA

O colapso é uma propriedade complexa e depende de inúmeros aspectos: operacionais, mecânicos, de acabamento e dimensionais. A partir de informações obtidas de diversos estudos conduzidos ao longo do tempo, estão listados a seguir os principais fatores que influenciam no comportamento de uma tubulação em relação ao colapso [3,4,69,72,78]:

1. Propriedades Mecânicas;
  - 1.1. Limite de escoamento;
  - 1.2. Módulo de Elasticidade (Módulo de Young);
  - 1.3. Coeficiente de Poisson.
2. Dimensões / Geometria;
  - 2.1. Relação D/t (Diâmetro externo / espessura);
  - 2.2. Relação L/D (Comprimento / diâmetro externo);
  - 2.3. Ovalização.
  - 2.4. Excentricidade.
3. Defeitos / imperfeições localizadas;
4. Cargas e Pressão;
  - 4.1. Pressões internas e externas;
  - 4.2. Cargas axiais.
5. Tensões Residuais;
6. Aspectos de projeto e de serviço.
  - 6.1. Desgaste do componentes;
  - 6.2. Desgaste devido à flambagem;
  - 6.3. Aumento da pressão externa devido à temperatura;
  - 6.4. Despressurização inadequada;
  - 6.5. Cargas geostática devido a atividades tectônicas.

A partir da análise dos fatores que influenciam sua resistência, é possível perceber que o fenômeno de colapso de tubos é extremamente complexo e de difícil previsão. Desde a fabricação, passando pelo manuseio e chegando na operação da tubulação, o tubo estará sujeito à maior parte dos fatores anteriormente destacados. Logo, é necessário um bom controle dos parâmetros de fabricação, manuseio e aplicação do componente. Tendo em vista esses diversos fatores, para um tubo ser classificado como *high collapse*, por exemplo, o componente obrigatoriamente deve ter

um maior controle dimensional (especialmente a respeito da ovalização, excentricidade e relação D/t), controle das tensões residuais e também possuir propriedades mecânicas superiores.

## 2.5. A SOLDAGEM

A soldagem é considerada como o processo de fabricação de componentes e equipamentos metálicos mais importante em toda a engenharia [7,8]. É um processo que está presente em diversas etapas de um projeto: construção, manutenção e até mesmo reparo. Além da união entre componentes, a soldagem também é utilizada para revestimentos, recuperação dimensional de materiais ou para conferir uma característica específica ao material como resistência à corrosão ou resistência ao desgaste [79]. Logo, sua importância é significativa e seu estudo é fundamental para a engenharia.

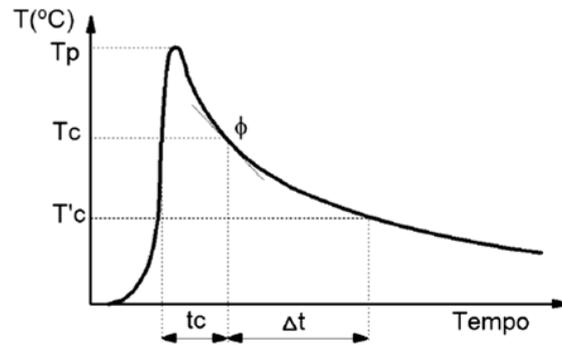
### 2.5.1. DISTRIBUIÇÃO DO CALOR E CICLOS TÉRMICOS

A variação da temperatura durante um processo de soldagem é uma importante informação para análise dos efeitos da soldagem em uma determinada peça. Essa variação é descrita pelo ciclo térmico de soldagem. Cada trecho da junta soldada é submetido a um particular ciclo térmico que dependerá principalmente da localização deste ponto em relação ao centro do cordão, ou seja, distância em relação ao local da aplicação da fonte de calor [79]. Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico estão descritos a seguir e representados na Figura 2.23 [79]:

**Temperatura de pico ( $T_p$ ):** temperatura máxima atingida. É extremamente importante, pois indica as possíveis transformações microestruturais que podem ocorrer.

**Tempo de permanência na temperatura crítica ( $t_c$ ):** Tem sua importância justificada pelo fato das transformações demandarem tempo.

**Velocidade de resfriamento ( $\Phi$ ):** A velocidade de resfriamento é um dado essencial, pois pode ocasionar transformações microestruturais e de propriedades em diversos materiais.



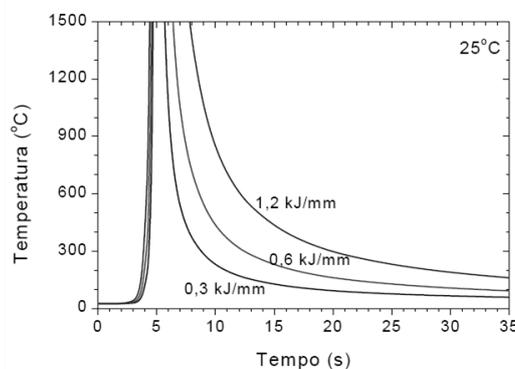
**Figura 2.23.** Representação do ciclo térmico em soldagem de passe único [79].

Existem diversas variáveis que afetam o fluxo de calor na junta e consequentemente o ciclo térmico. Entre as principais variáveis, pode-se destacar a condutividade térmica da peça, pré-aquecimento, espessura e geometria da junta e aporte térmico.

**Condutividade térmica da peça:** Materiais de menor condutividade dissipam o calor mais lentamente. A energia térmica é melhor aproveitada para fusão localizada tendo em vista que há uma dissipação mais demorada do calor aplicado [79]. Em materiais de elevada condutividade térmica, o calor é rapidamente dissipado, o que dificulta a fusão localizada e usualmente exige uma fonte mais intensa de calor [16].

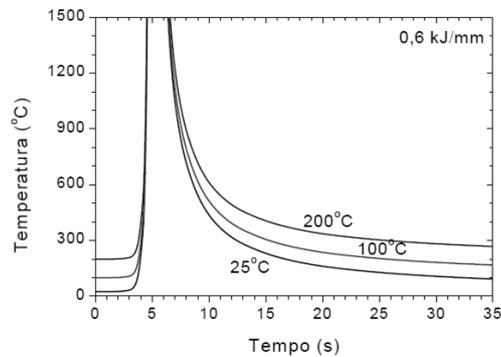
**Espessura e geometria da junta:** dependendo da espessura e geometria da junta, a taxa de resfriamento pode ser alterada. Deve-se sempre observar as formas de dissipação do calor em função da espessura [16,79].

**Aporte térmico:** a energia de soldagem influencia diretamente na velocidade de resfriamento da solda. Com o aumento do aporte a velocidade de resfriamento diminui [16] e com um aporte menor, a consequência é inversa. A Figura 2.24 ilustra a variação do ciclo térmico em função da energia de soldagem, é possível verificar que a velocidade de resfriamento é menor para maiores valores de aporte.



**Figura 2.24.** Ciclos térmicos a partir do centro do cordão para três níveis diferentes de aporte de calor [79].

**Pré-aquecimento:** a temperatura inicial da peça antes do processo de soldagem também influencia no fluxo de calor. A Figura 2.25 a seguir, indica que quanto maior o pré-aquecimento, menor será sua velocidade de resfriamento.



**Figura 2.25.** Ciclos térmicos a partir do centro do cordão para três diferentes temperaturas de pré-aquecimento [79].

## 2.5.2. REGIÕES DA JUNTA SOLDADA

Após a realização da soldagem, é possível identificar diversas regiões da junta soldada. Dependendo da temperatura de pico, tempo de permanência e velocidade de resfriamento, cada ponto da junta soldada pode apresentar uma determinada transformação metalúrgica e propriedade [16]. Em uma solda por fusão, pode-se considerar três regiões principais: o metal de solda, a zona termicamente afetada e o metal de base [63-79]. O processo de soldagem por indução de alta frequência apresenta algumas particularidades, posteriormente abordadas na seção 2.5.4.

**Zona fundida ou metal de solda:** região onde o material ultrapassou a temperatura de fusão, isto é, foi fundido. Nessas regiões as temperaturas de pico são superiores à sua temperatura de fusão.

**Zona termicamente afetada (ZTA):** região não fundida do metal base onde a microestrutura e possivelmente as propriedades sofreram alterações. As temperaturas são altas o suficiente para ocasionarem transformações, mas não ultrapassam a temperatura de fusão. Em alguns processos existe ainda uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA). É semelhante à ZTA, porém se diferencia no aspecto de que, além dos efeitos dos ciclos térmicos, foi também submetida a esforços mecânicos, sofrendo deformação.

**Metal base:** regiões mais afastadas da solda que não apresenta alterações em função do ciclo térmico, metal original.

### 2.5.3. O APORTE TÉRMICO

Outro importante parâmetro no estudo da soldagem é o aporte térmico. Esse parâmetro representa a energia que é passada para peça, e através de sua análise é possível controlar a taxa de resfriamento e até mesmo prever microestruturas resultantes da soldagem. A exata intensidade de energia gerada por uma fonte de calor não é facilmente medida. Como alternativa, usa-se a Energia de Soldagem (H), geralmente expressada em kJ/mm ou kJ/cm. A energia de soldagem pode ser calculada através da Equação 04 [79]:

$$H = \frac{UI}{v} \quad (04)$$

U - a tensão

I - corrente

v - velocidade de soldagem

No entanto, apenas parte dessa energia gerada pela fonte de calor é passada para a peça. O Aporte Térmico ( $H_L$ ) é definido justamente como essa parte da energia. Como cada processo de soldagem possui um rendimento ( $\eta$ ) específico, esse fator é acrescentado à equação anterior, conforme descrito na Equação 05 [7,79]:

$$H_L = \eta H \quad (05)$$

$H_L$  - aporte real

$\eta$  - rendimento

H - aporte térmico tradicional

O aporte térmico é obtido a partir de medidas simples e é usualmente utilizado em normas e procedimentos para especificar condições de soldagem. Todavia, deve-se utilizar o aporte com cautela, pois cada parâmetro de soldagem (tensão, corrente e velocidade de soldagem) afeta o cordão de um modo particular [16,79]. Além desse aspecto, especificamente para soldagem por indução de alta frequência, é importante perceber que tanto a corrente induzida na peça como o calor gerado são localizados em uma pequena região e em uma pequena profundidade da peça. Essa característica faz com que a peça não sofra o efeito que essa mesma energia causaria em outros processos. Outra característica fundamental é a expulsão do material fundido através da força aplicada na soldagem, essa operação expulsa da junta soldada a maior parte do material diretamente aquecido.

Em virtude dessas particularidades do processo, WATANABE e colaboradores [80], deduziram teoricamente e experimentalmente uma equação mais fiel às características da soldagem por alta frequência, Equação 06. A equação está descrita a seguir [80,81]:

$$H_{eq} = K \frac{U_p \cdot I_p}{v^{0,6} \cdot L^{0,55} \cdot \theta^{0,15} \cdot t^{0,85}} \quad (06)$$

$H_{eq}$  = Aporte de calor equivalente;

$K$  = coeficiente;

$U_p$  = mínima tensão limite de escoamento;

$I_p$  = pressão para colapso do limite de escoamento;

$v$  = velocidade de soldagem;

$L$  = distância entre o ponto de fornecimento de energia e o ponto de soldagem no ângulo "V";

$\theta$  = ângulo "V" entre as bordas;

$t$  = espessura do tubo.

Essa equação introduz diversas variáveis essenciais do processo. Através de testes e experimentos utilizando esse método, concluiu-se que para um mesmo valor de aporte, a temperatura de soldagem era sempre a mesma, até mesmo quando alterava-se a velocidade de soldagem ou espessura da bobina [80]. Apesar dessa equação ter sido desenvolvida para a soldagem por resistência, é interessante verificar que pela similaridade dos processos e por incluir diversas informações pertinentes, essa fórmula matemática se mostra mais adequada à soldagem por indução de alta frequência que a fórmula tradicional do aporte.

#### 2.5.4. PROCESSO DE SOLDAGEM POR INDUÇÃO DE ALTA FREQUÊNCIA

A soldagem por indução de alta frequência se caracteriza como um processo onde a fusão do material é produzido pelo calor gerado a partir da resistência da peça de trabalho a uma corrente elétrica de alta frequência, juntamente com a aplicação de uma força para produzir a união [82]. Introduzido na década de 1960 na produção de tubos, é utilizado em todo o mundo na fabricação de tubulações soldadas longitudinalmente (costura) para indústria de exploração e produção de petróleo e gás [63,83]. É um processo interessante para fabricantes de tubos, pois apresenta diversas vantagens em relação à soldagem por arco submerso, como alta produtividade, zona fundida estreita, e, principalmente, a não utilização de metal de

adição e fluxos [63]. Esse processo possui ainda uma grande vantagem econômica e produtiva em relação à fabricação de tubos não soldados.

Existem dois processos de soldagem, muito similares entre si, que utilizam corrente de alta frequência para produzir o calor: soldagem por resistência de alta frequência (HFRW, acrônimo em inglês para *high frequency resistance welding*) e soldagem por indução de alta frequência (HFIW, acrônimo em inglês para *high frequency induction welding*) [82].

Na soldagem por indução de alta frequência, a corrente é induzida na peça pelo acoplamento de uma bobina de indução externa e não há contato físico com a peça de trabalho [82]. Nesse processo, a corrente é concentrada na superfície da peça. Com a aplicação de alta frequência, o aquecimento até à temperatura de soldagem pode ser realizado com uma corrente muito mais baixa que na soldagem com baixa frequência ou na soldagem por resistência. O processo é muito eficiente e a velocidade de soldagem pode ser muito elevada [82].

A alta frequência em metais condutores tende a fluir na superfície do material, em profundidade relativamente rasa. Esse aspecto é usualmente chamado de efeito de superfície (em inglês, *skin effect*) e indica a tendência da corrente de alta frequência em se localizar e se concentrar na superfície do material condutor [82,84]. O efeito da frequência na profundidade da penetração para diversos metais está apresentado na Figura 2.26, que também mostra que a penetração da corrente é também função da temperatura [82].

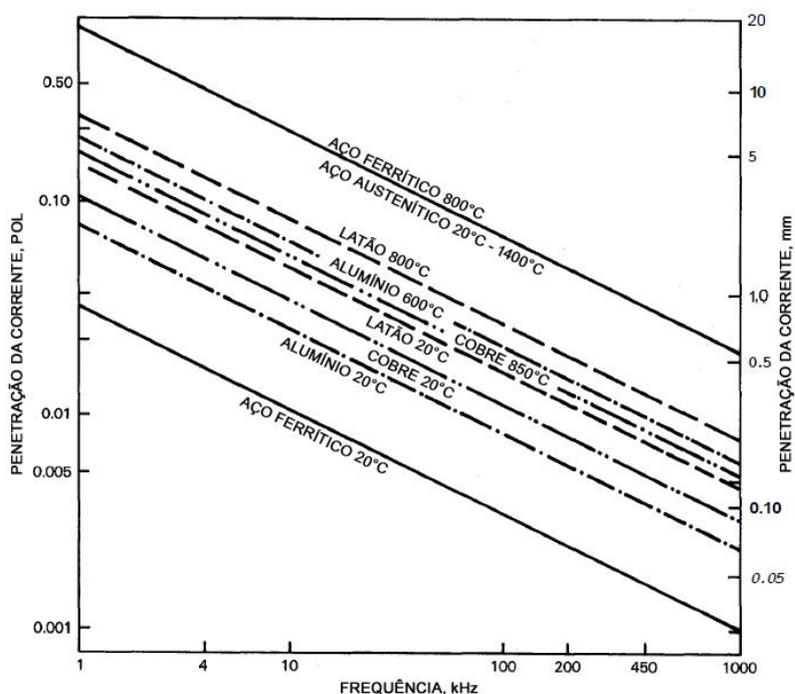
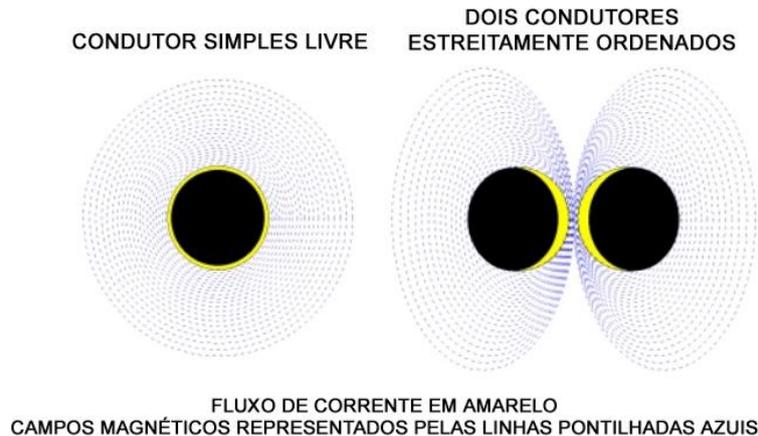


Figura 2.26. Efeito da frequência na penetração da corrente. Adaptado de [82].

Além do efeito de superfície, outro importante fenômeno presente nesse processo é o efeito de proximidade (em inglês, *proximity effect*). Esse fenômeno representa a tendência da corrente de alta frequência se concentrar em regiões mais próximas em condutores inversos. Este efeito é ainda intensificado à medida que os condutores se aproximam, Figura 2.27. Esse fenômeno faz com que a corrente siga preferencialmente o caminho ao longo do vértice formado entre as superfícies de contato durante o processo de fabricação de tubos soldados [63,82,84].



**Figura 2.27.** Esquematização do efeito de proximidade. Adaptado de [85].

Os dois efeitos supracitados retratam de maneira muito precisa a soldagem por indução de alta frequência. Quando temos dois condutores com correntes escoando em direções opostas e duas chapas posicionadas com suas extremidades próximas com um pequeno espaço entre elas, o efeito de proximidade causará um aquecimento apenas nas duas arestas adjacentes. O efeito de superfície, por sua vez, vai confinar a corrente em uma pequena profundidade nessas extremidades [82]. Esses dois efeitos ocorrendo simultaneamente justificam a razão deste processo ocorrer apenas em região pequena e localizada que, conseqüentemente, apresenta como resultado uma ZTA estreita [49]. Muitas vezes é utilizado um ferrite (componente que restringe o caminho da corrente) no interior do tubo com o objetivo de limitar o escoamento da corrente através da superfície interna do tubo. Vale destacar que apenas o aquecimento gerado nas arestas a serem unidas é útil para esse tipo de soldagem.

Esse processo conta também com a aplicação de uma força, que gera um contato íntimo entre as extremidades aquecidas [49,82]. Essa força compele uma aresta em direção à outra, expulsando o metal fundido que contém impurezas e óxidos de cada aresta. Essa expulsão gera uma protuberância interna e externa ao tubo, retradadas na Figura 2.28. Essa rebarba é, então, retirada por meio de usinagem após a soldagem [49,82]. Por conta da aplicação dessa força, próximo ao centro da solda

há uma região deformada, chamada de zona termomecanicamente afetada (ZTMA) [86]. Essa expulsão de material deve ser prevista no momento do cálculo da tira metálica a ser utilizada, pois representa um material que será perdido e conseqüentemente não fará parte da circunferência final do tubo.

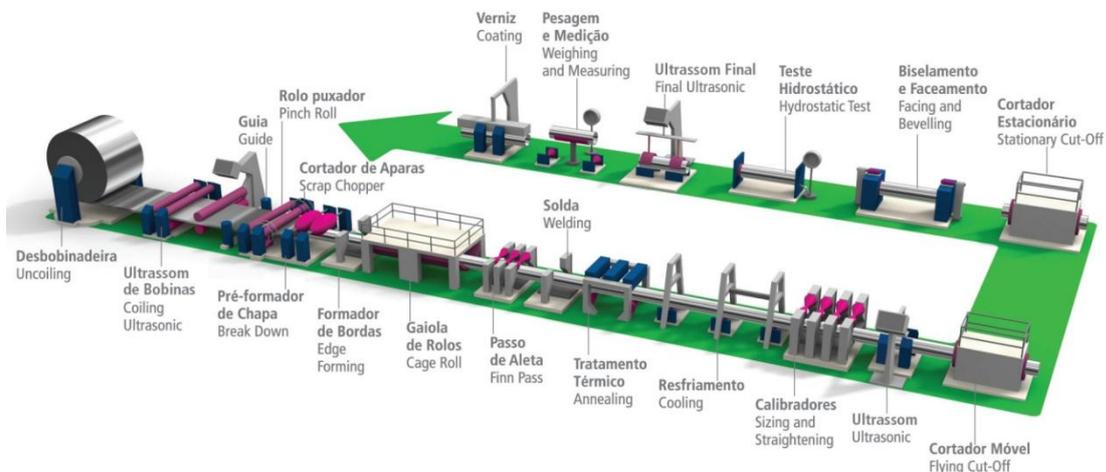


**Figura 2.28.** Aspecto macrográfico de um tubo soldado por indução sem usinagem pós-soldagem.

Embora o efeito de proximidade faça com que as bordas se atraiam mutuamente, essa atração pode ser impedida ou dificultada por alguns fatores [49]:

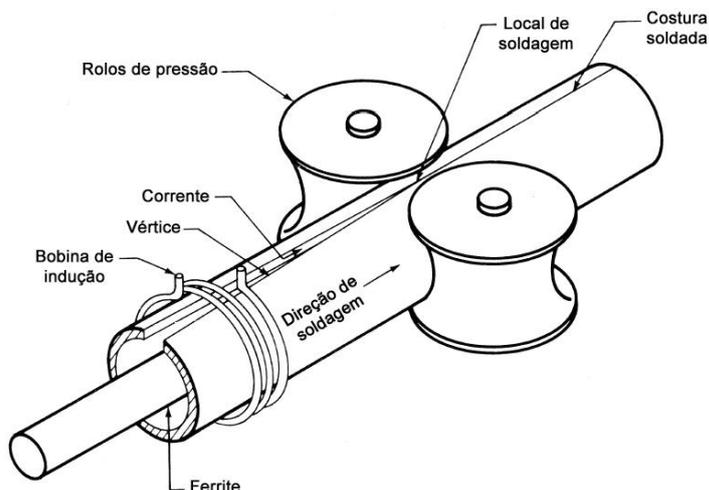
- Rugosidade grosseira das superfícies de contacto;
- Presença de camada de óxido ou corpos estranhos;
- Presença de fina camada de gás absorvida na superfície do óxido;
- Posição relativa incorreta entre as arestas a serem soldadas durante a aplicação da corrente de alta frequência.

A Figura 2.29 apresenta um esquema usual para a fabricação de tubos soldados através de soldagem por indução de alta frequência, desde o carretel até os ensaios não destrutivos finais.



**Figura 2.29.** Esquematização geral de linha de produção de tubos soldados [87].

Nessas linhas de produção, na primeira etapa a chapa proveniente da bobina é gradualmente transformada no formato cilíndrico a partir de rolos que dão forma à chapa. Após adquirir o formato cilíndrico, as arestas da chapa são colocadas bem próximas. Conforme a Figura 2.30, essas extremidades são posicionadas sob a forma de um vértice "V" e, então, são unidas através de soldagem [63].



**Figura 2.30.** Ilustração do local da soldagem de uma linha de produção de tubos soldados pelo processo de indução de alta frequência. Adaptado [82].

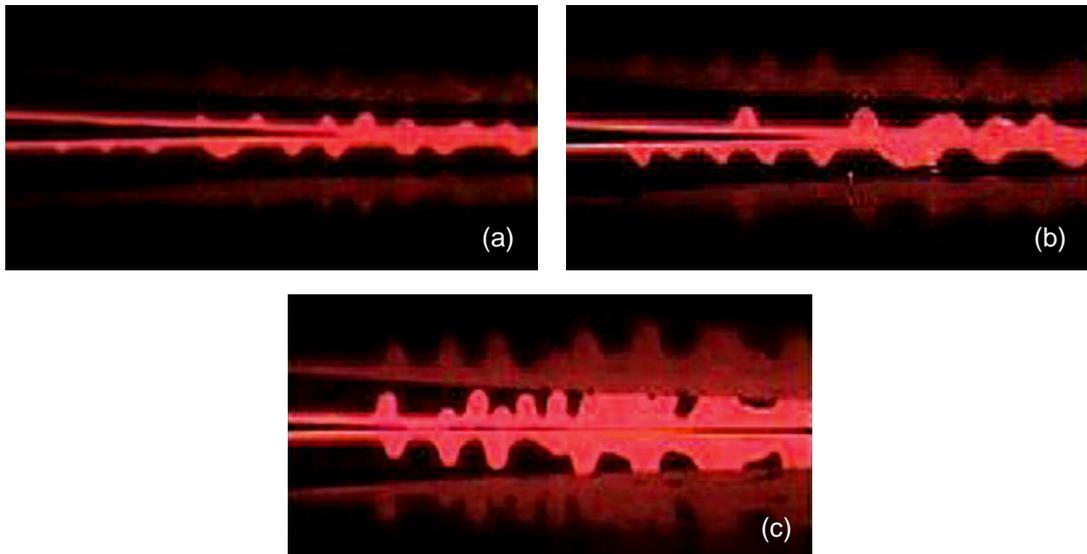
Já na soldagem, as arestas da chapa, posicionadas em forma de um "V", são aquecidas a temperaturas elevadas e o carbono ao longo da superfície aquecida se transforma em CO e CO<sub>2</sub> [63]. Em seguida, as bordas fundidas são pressionadas por rolos externos e há, então, a expulsão do metal fundido contendo impurezas e óxidos formados durante o aquecimento [63,84]. Essa etapa está ilustrada na Figura 2.31. A junta resultante é constituída de uma linha de solda descarbonetada e uma estreita zona termicamente e termomecânica afetada [63].



**Figura 2.31.** Ilustração de uma tubulação sendo soldada por indução [63].

A Figura 2.32, investigada por KIM *et al.* [88], apresenta uma imagem da soldagem por resistência de alta frequência (muito similar à operação de soldagem por indução de alta frequência) com três aportes diferentes, capturada a partir de uma câmera de alta velocidade. A partir das imagens é possível visualizar quatro aspectos

importantes desse processo de união: a posição relativa em "V" das arestas; proximidade das superfícies a serem soldadas; que o aquecimento da peça é muito localizado; e a expulsão do material fundido.



**Figura 2.32.** Imagem capturada através de câmera de alta velocidade: baixo aporte (a), aporte adequado (b) e elevado aporte (c) [88].

Diversos são os parâmetros utilizados no controle do processo por indução de alta frequência. Alguns deles são [89]:

- Ângulo do vértice entre as extremidades;
- Corrente;
- Frequência da corrente;
- Tipo e dimensões da bobina de indução;
- Distância da bobina até o vértice de união;
- Tipo e dimensões do ferrite;
- Espessura da chapa que dá origem ao tubo;
- Velocidade de soldagem.

#### 2.5.4.1. VANTAGENS E LIMITAÇÕES:

Uma das principais características desse processo é que produz zonas termicamente afetadas muito estreitas. Isso é desejável, pois tende a preservar as propriedades e características originais do metal de base e produzir juntas mais

consistentes. Essa pequena ZTA, juntamente com a ausência de uma estrutura bruta de fusão, pode até mesmo eliminar a necessidade de tratamentos térmicos pós-soldagem [82]. As Tabelas 2.8 e 2.9 apresentam respectivamente as vantagens e as limitações da soldagem por indução de alta frequência.

**Tabela 2.8.** Vantagens do processo de soldagem por HFIW [49,82,84].

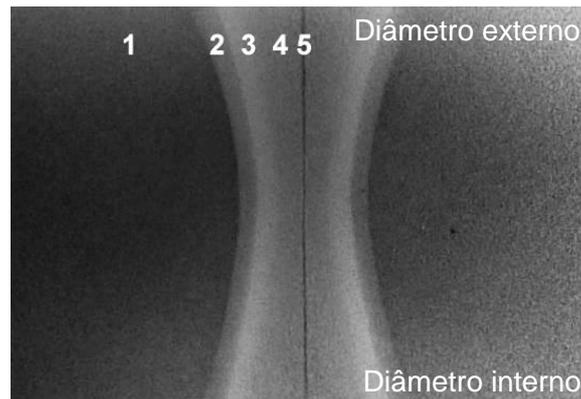
Vantagens metalúrgicas e de processo	Vantagens energéticas, ambientais, econômicas e de segurança
Zona termicamente afetada estreita e ausência de estrutura bruta de fusão, resultando em uma união consistente com propriedades similares ao material de base.	Energeticamente eficiente e necessita de baixo consumo de energia. Não exige gás de proteção e fluxos. Não exige material de adição.
Adaptável a vários metais: aços baixa liga, aços ao carbono, inoxidáveis, ligas de alumínio, cobre, titânio e níquel.	Maior produtividade em relação à soldagem utilizando arco submerso e tubos não soldados.
Baixa distorção e tensões residuais pouco significativas.	Não necessita de usinagem de preparação. Boa capacidade de automatização.
Baixíssimo índice de defeitos após correto ajuste dos parâmetros.	Longa vida às ferramentas utilizadas.
O aquecimento por indução não necessita contato com a peça de trabalho.	

**Tabela 2.9.** Limitações do processo de soldagem por HFIW [82,84].

Limitações metalúrgicas e de processo	Limitações energéticas, ambientais, econômicas e de segurança
Pode ocorrer interferência nas ondas de rádio utilizadas.	Exige uma grande linha de produção. Alto custo inicial de implantação.
Ajuste das superfícies a serem soldadas pode ser difícil.	É necessário cuidado especial para proteger os operadores da corrente de alta frequência.
Baixa possibilidade da utilização do maquinário para dimensões e geometrias diversas.	Exige usinagem após a soldagem.
Processo limitado a alguns tipos de materiais.	
Exige um bom ajuste simultâneo de diversas variáveis.	

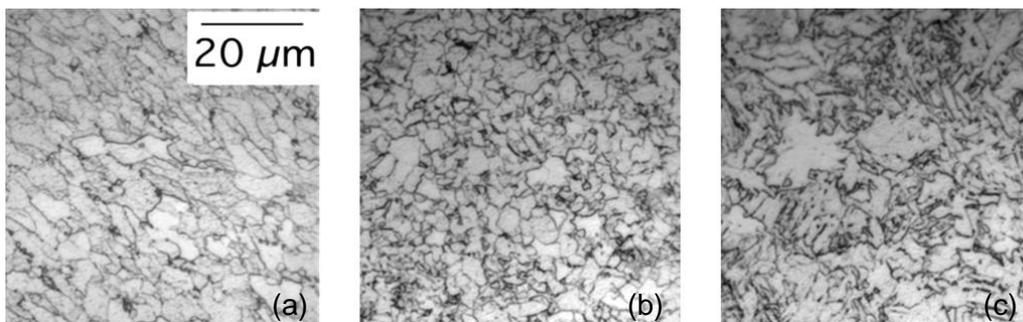
#### 2.5.4.2. CONSIDERAÇÕES METALÚRGICAS DO PROCESSO

Microestruturalmente, a junta soldada através de soldagem por indução de alta frequência pode ser dividida em quatro zonas principais: metal de base, zona termomecanicamente afetada (ZTMA), zona termicamente afetada (ZTA) e a linha de solda ou de ligação [63,64,86]. A Figura 2.33 a seguir ilustra essas regiões em uma micrografia retirada de um tubo soldado por indução de alta frequência.



**Figura 2.33.** Análise metalográfica em tubo soldado por indução de alta frequência mostrando as diversas regiões da junta: metal de base (1), ZTMA (2), ZTA (3 e 4) e linha de solda (5). Adaptado de [63].

Como consequência da força aplicada durante a soldagem, há uma região termomecanicamente afetada onde há resquícios da deformação associada ao processo [86]. Na Figura 2.34, dos estudos de YAN *et al.*, são exibidas as microestruturas das regiões ZTMA, ZTA e da linha de união para um aço de composição Fe, 0,041%C, 1,1%Mn e 0,18% Si, microligado com Nb e V. É possível verificar uma deformação na ZTMA. A aplicação da força na soldagem expulsa boa parte do metal fundido e contaminantes e pode ocasionar um refino de grão, resultando em melhores propriedades mecânicas próximo à interface de ligação [82].



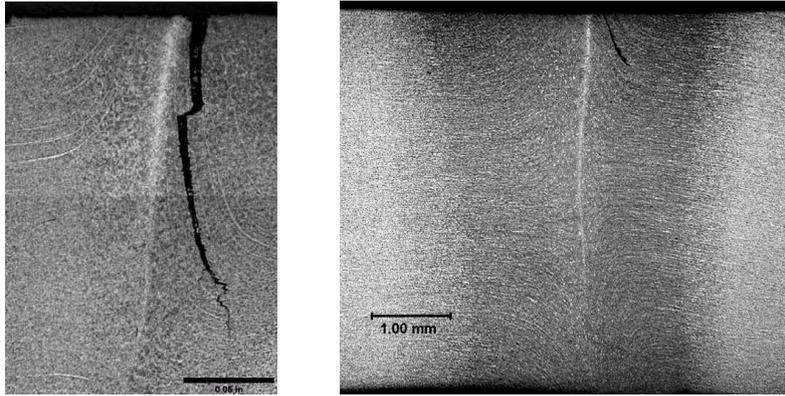
**Figura 2.34.** Microestrutura de diferentes regiões da junta soldada: ZTMA (a), ZTA (b) e a linha de solda (c) [86].

Por conta de suas características, alguns estudiosos consideram até mesmo essa soldagem como um processo no estado sólido [86], visto que praticamente todo o material fundido é expulso da união, eliminando da junta soldada final a estrutura bruta de fusão, óxidos e impurezas indesejadas, formando uma ligação metalúrgica consistente [86].

Além dos aspectos mencionados, o processo de soldagem por indução de alta frequência apresenta algumas características particulares. Nesse tipo de soldagem, antes do contato entre as superfícies, é formada uma pequena camada de metal fundido nas superfícies a serem soldadas. Abaixo dessa camada, se forma uma zona termicamente afetada, na qual ocorrem alterações metalúrgicas. Como o ciclo térmico de soldagem é rápido, reações metalúrgicas podem não ser concluídas, resultando assim, em estruturas metaestáveis incomuns [82], há também a possibilidade de queda de tenacidade na linha de solda, conforme detalhado em capítulo anterior. Materiais endurecíveis por tratamento térmico podem apresentar regiões de elevada dureza que podem exigir tratamento térmico pós-soldagem. Metais de base endurecidos por trabalho a frio podem apresentar uma queda na dureza na ZTA. Já materiais endurecidos por precipitação podem apresentar características de material recozido ou mesmo superenvelhecido [82].

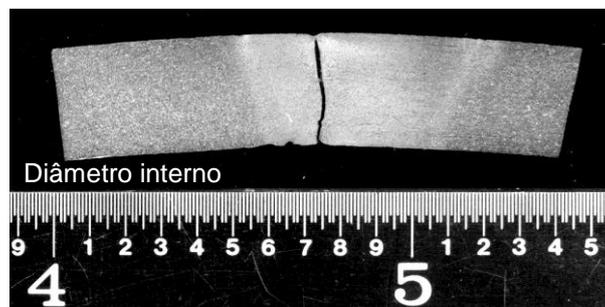
As soldagens por indução de alta frequência e por resistência têm como característica comum apresentar muitos gêneros de falha semelhantes. Entre eles, pode-se destacar as trincas em gancho (conhecidas principalmente como *hook cracks*, em inglês), regiões com ligação insuficiente (solda fria, mais difundida em inglês como *cold weld*) e corrosão seletiva da soldagem de fabricação [90].

Na soldagem por indução de alta frequência, o processo de união entre as superfícies cria também uma rotação do material de base, as inclusões laminares presentes no metal de base podem se tornar paralelas ao plano de solda, resultando em trincas em gancho na ZTA [82,90-92]. Por conta da força aplicada na união e do escoamento de material, essas trincas apresentam uma forma de um gancho, e por este motivo é denominada *hook crack*, considerando que, em inglês, *hook* significa gancho ou anzol [90]. Essas trincas, apesar de ocorrerem após a soldagem, é um defeito que se origina de inclusões e deve ser atribuído principalmente à qualidade do material de base [92]. As Figuras 2.35a e 2.35b apresentam dois exemplos desse tipo de defeito em uma soldagem por resistência elétrica.



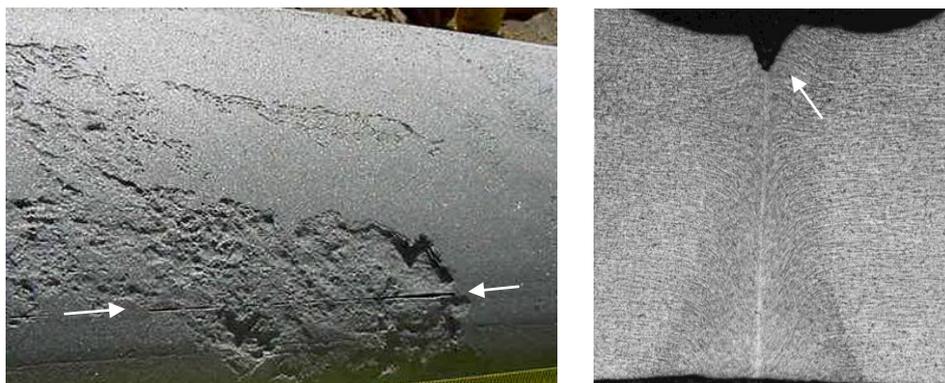
**Figura 2.35.** Trinças em gancho em soldagem por resistência elétrica. Trinca de maior dimensão praticamente paralela à linha de solda (a) [91] e trinca de pequena dimensão, orientada pela direção da expulsão de material (b) [90].

Outro importante tipo de problema é o defeito de ligação insuficiente, denominado solda fria. Esse defeito nada mais é do que uma união insuficiente entre as arestas soldadas. Corriqueiramente, esse defeito é erroneamente chamado de falta de fusão e é causado principalmente por contaminação das arestas do material de base ou por ajustes de soldagem inadequados (baixo aporte térmico, velocidade de soldagem muito elevada ou ângulo incorreto entre as arestas) [90]. A Figura 2.36 mostra um tubo com ligação insuficiente, no qual não ocorreu uma união satisfatória ao longo da espessura das arestas.



**Figura 2.36.** Solda fria (união insuficiente) em tubo soldado por resistência [90].

Além dos dois problemas mencionados, nesses tipos de soldagem há também a possibilidade de corrosão seletiva ou preferencial na região da soldagem (costura) [90]. Essa corrosão ocorre principalmente na superfície externa na qual há uma taxa de corrosão de duas a quatro vezes maior na região soldada ou na ZTA do que no restante da superfície do tubo [90]. As Figuras 2.37a e 2.37b mostram dois tubos com costura, apresentando corrosão preferencial no centro da solda.



**Figura 2.37.** Aspecto macroscópico (a) e microestrutural (b) de corrosão preferencial na soldagem do tubo [90].

De maneira geral, as descontinuidades em soldagem por indução de alta frequência são causadas por um aquecimento inadequado, união inadequada entre as superfícies, superfícies de união com danos mecânicos ou superfícies contendo grande quantidade de contaminantes [82].

## **MATERIAIS E MÉTODOS**

### **3.1. MATERIAIS**

O estudo foi realizado em três tubos API 5CT grau N80Q similares de 7 polegadas (177,8 mm) de diâmetro e espessura nominal de 8,05mm, identificados pelo fabricante como AL489, AN289 e AL497. Cada um desses três tubos representou uma relação comprimento / diâmetro diferente (L/D) nos ensaios de colapso (relações de oito, onze e quinze vezes o diâmetro). Dessa forma, todas as amostras para o ensaio de colapso com a relação 8D foram retiradas do tubo AL489, todas as amostras com relação 11D do tubo AN289 e todas as amostras de relação 15D foram retiradas do tubo AL497. Logo, para fins de identificação, esses tubos foram identificados com a rastreabilidade original de fabricação, seguidos de 8D, 11D ou 15D, de acordo com a relação L/D que representam no ensaio de colapso: AL489 (8D), AN289 (11D), AL497 (15D).

A caracterização foi conduzida em cada um dos três grupos AL489, AN289 e AL497. Os tubos foram cedidos por empresa qualificada, com composição química de um aço carbono-manganês da série AISI/SAE 15XX (aços carbono com percentual de manganês entre 1,0% e 1,65% [9]) e propriedades que atendem aos requisitos impostos para o grau N80Q da norma API 5CT, conforme apresentado no capítulo de Resultados e Discussão posteriormente.

Os tubos passaram pelos mesmos tratamentos térmicos na linha de produção: 941°C - 960°C de temperatura final de austenitização e 635°C - 639°C de temperatura final de revenimento. A linha de produção evoluiu a uma velocidade de 7 m/min durante os tratamentos térmicos e entre 20,9 a 23,1 m/min durante a soldagem. Os tratamentos térmicos foram conduzidos após a execução da soldagem.

### **3.2. MÉTODOS DE ANÁLISE**

O estudo foi baseado em ensaios de colapso, ensaios mecânicos e metalográficos. Os testes foram selecionados de maneira a seguir os principais

ensaios requeridos pela API 5CT [13], além de com ensaios adicionais com foco adicional na análise microestrutural, conduzida através de ataque químico com diversos reagentes. Foi utilizada a metodologia abaixo, contendo cada uma das sete etapas destacadas e descritas a seguir:

- Análise dimensional;
- Análise química;
- Ensaios de tração;
- Ensaios de dureza e perfil de microdureza;
- Ensaios de impacto;
- Ensaios de colapso;
- Análise microestrutural por microscopia óptica e de varredura;

### 3.2.1. ANÁLISE DIMENSIONAL

A análise dimensional tem como objetivo obter informações acerca da geometria, que são pertinentes para a análise do colapso. A verificação de variações dimensionais em um tubo é fundamental, pois essas variações podem influenciar consideravelmente a resistência ao colapso. As principais informações a serem obtidas na análise dimensional são: a ovalização, a excentricidade e a variação da relação diâmetro externo / espessura (D/t). Existem algumas equações diferentes para o cálculo da ovalização e a excentricidade. Neste trabalho, foram utilizadas as Equações 07 e 08 respectivamente a seguir [3,69,93-95]:

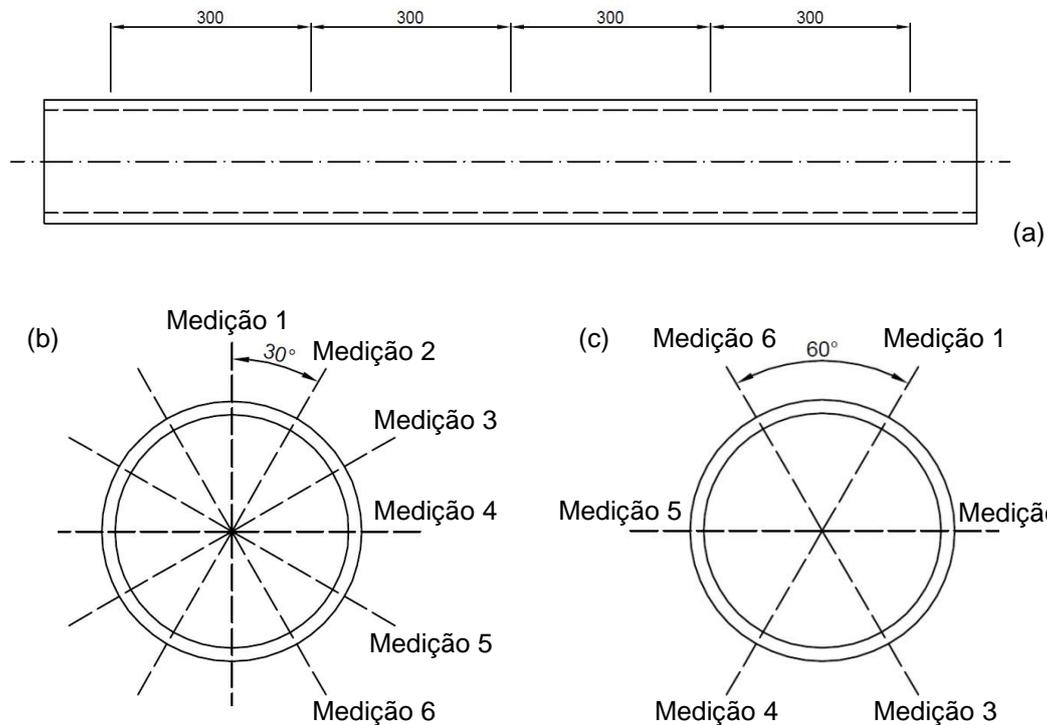
$$\text{Ovalização} = \frac{D_{MAX} - D_{MIN}}{D_{MED}} \times 100 \quad (07)$$

$$\text{Excentricidade} = \frac{t_{MAX} - t_{MIN}}{t_{MED}} \times 100 \quad (08)$$

D = diâmetro externo do tubo;  
t = espessura do tubo;

A análise, conforme ilustrada na mostra a Figura 3.1, foi realizada medindo-se o diâmetro e a espessura a cada 300 milímetros do comprimento do tubo, Figura 3.1a. Em cada um desses intervalos de 300 milímetros, o diâmetro foi medido de 30° em 30° (0°, 30°, 60°, 90°, 120°, 150°), Figura 3.1b e a espessura de 60° em 60° (0°, 60°, 120°,

180°, 240°, 300°), Figura 3.1c. O diâmetro foi medido com paquímetro de bico longo e as medidas de espessura através de equipamento que utiliza a técnica de ultrassom.



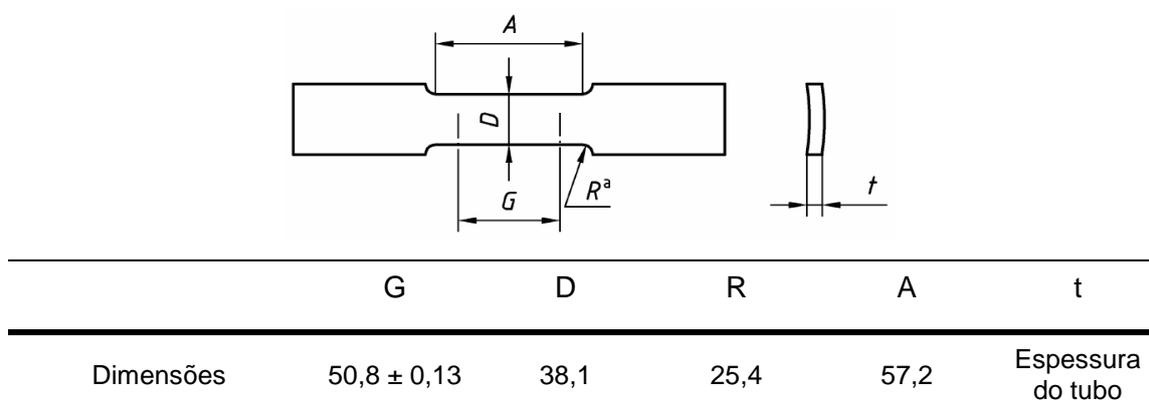
**Figura 3.1.** Figura esquemática ilustrando o método de análise dimensional: espaçamento das medidas em relação ao comprimento (a), a medição do diâmetro (b) e a medição da espessura (c).

### 3.2.2. ANÁLISE QUÍMICA

A composição química é uma informação essencial quando se estuda a soldagem e soldabilidade de um material e suas características metalúrgicas. A composição do componente estudado foi obtida através de análise química por espectroscopia de emissão óptica. O método necessita de uma preparação superficial simples através de lixamento por intermédio de lixa d'água. A máquina utilizada faz a medição da composição química através de uma pequena queima superficial da peça analisada.

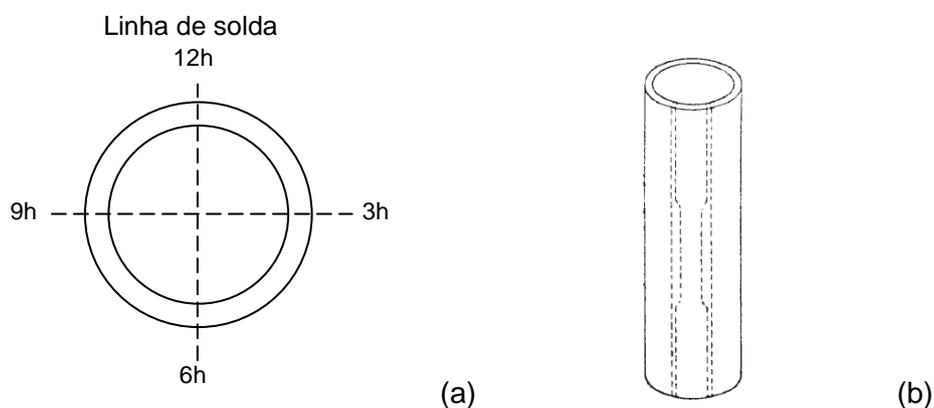
### 3.2.3. ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração é um teste muito utilizado para obtenção de informações a respeito da resistência e até mesmo da ductilidade (medida através do alongamento e redução de área) [31]. Nesse teste, o corpo de prova é submetido a uma força de tração uniaxial crescente ou velocidade constante de ensaio, até determinado ponto ou até a ruptura da amostra [14]. Entre outras informações, o ensaio fornece as tensões limite de escoamento e de resistência, o alongamento e a redução de área. Foi utilizada uma amostra retangular e as dimensões utilizadas para todos os corpos de prova estão descritas na Figura 3.2.



**Figura 3.2.** Dimensões do corpo de prova de tração conforme API 5CT [13].

As amostras foram retiradas longitudinalmente ao tubo, em quatro quadrantes opostos, nas posições 3h, 6h, 9h e 12h, com a solda se localizando na posição 12h, conforme a Figura 3.3. Os ensaios foram conduzidos conforme API 5CT [13] e ASTM A370 [96], utilizando parâmetros experimentais como velocidade de ensaio e taxa de carregamento conforme descrito na norma.



**Figura 3.3.** Quadrantes onde foram realizados os ensaios de tração (a), e direção longitudinal de análise (b). Adaptado de [96].

### 3.2.4. ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL

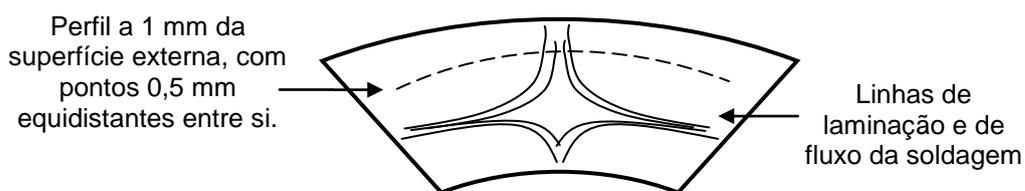
O ensaio de dureza Rockwell é o ensaio universalmente mais utilizado para medição da dureza [97-98]. Nesse ensaio, um cone de diamante ou esfera de tungstênio penetra a superfície do material testado e é medida a diferença de profundidade da penetração [98]. Há diversas escalas dureza Rockwell, da escala A à H e a escala K, que foram criadas com o objetivo de atender aos diversos tipos de materiais [14,98]. Nos aços são basicamente utilizadas as escalas B e C. A escala B utiliza uma esfera de tungstênio de 1/16 de polegada de diâmetro como penetrador e é usada em materiais mais macios, já a escala C, é aplicada a materiais mais duros e utiliza como penetrador um cone de diamante de 120° de conicidade [31,98].

As medidas foram realizadas conforme a norma ASTM A370 na seção transversal do tubo nos mesmos quatro quadrantes descritos anteriormente na Figura 3.3a.

### 3.2.5. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de dureza Vickers utiliza como penetrador um diamante piramidal de base quadrada com ângulo de 136° entre as faces opostas [31]. Esse penetrador é comprimido com uma força pré-determinada contra a superfície do material e calcula-se a área da superfície impressa através da medição das suas diagonais [98]. Esse ensaio é amplamente utilizado em trabalhos científicos, pois fornece uma escala única para qualquer valor de dureza, tornando a comparação mais fácil [31].

Para a caracterização da região soldada, foi realizado um perfil de microdureza Vickers de 15g, englobando o metal de base, a solda e regiões adjacentes. Foram conduzidas medidas a 1 milímetro da superfície externa, equidistantes 0,5 milímetros entre si a partir do metal de base, passando pela linha de solda, até encontrar o metal de base da extremidade oposta, como mostra a Figura 3.4. O objetivo do perfil de microdurezas é identificar possíveis alterações ocasionadas pela soldagem de costura.



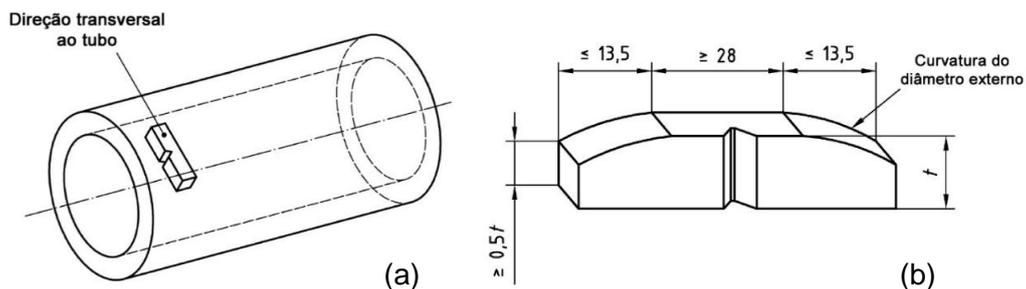
**Figura 3.4.** Perfil de microdureza Vickers na região soldada, representado pela linha tracejada.

### 3.2.6. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY V

Apesar de não ser encontrada na literatura uma relação direta entre a tenacidade e a resistência ao colapso, é um ensaio importante ao se analisar metalurgicamente um material e verificar se seu comportamento será dúctil ou frágil. O ensaio de impacto Charpy é utilizado para avaliação do comportamento do material em determinada temperatura, ou seja, se o material apresentará comportamento dúctil ou frágil [31,33]. No presente estudo, o ensaio de impacto ganha ainda mais importância tendo em vista que o processo de ligação utilizado foi o processo de soldagem por indução de alta frequência, e como citado anteriormente, tubos soldados a partir dessa técnica podem apresentar queda de tenacidade na linha de solda e o ensaio se torna fundamental neste aspecto.

No ensaio Charpy V, a amostra é biapoiada horizontalmente e recebe um impacto na face oposta ao entalhe de um pêndulo de determinado peso. Na região do entalhe, surge um estado triaxial de tensões, que juntamente com a alta taxa de carregamento, propiciam uma fratura frágil [97]. Em grande parte dos ensaios Charpy, aumenta-se a severidade do ensaio com a diminuição da temperatura de teste, aumentando sua tendência à fratura frágil.

O ensaio Charpy V foi executado na direção transversal à seção do tubo, conforme Figura 3.5a, com o objetivo inserir o entalhe exatamente no centro da linha de solda. Foi utilizada a maior dimensão de corpo-de-prova possível para as dimensões do tubo fabricado (10 x 5 x 55 mm) conforme ASTM A370 [96] e API 5CT [13], Figura 3.5b.



**Figura 3.5.** Direção de retirada dos corpos de prova (a), e dimensões utilizadas do espécime para o ensaio Charpy V. Adaptado de [13].

Cada tubo foi ensaiado transversalmente em duas regiões: com o entalhe posicionado no centro da solda e com o entalhe localizado no metal de base, em região oposta 180°. Conforme Tabela 3.1, para cada uma dessas regiões, três

temperaturas diferentes foram testadas, sendo elas: 0°C (temperatura indicada pela API 5CT para o grau N80Q); -20°C e -50°C, com o objetivo de se esboçar um trecho da curva de transição e avaliar o comportamento do material em diversas temperaturas.

**Tabela 3.1.** Temperaturas de ensaio Charpy V.

Região	Temperatura 1	Temperatura 2	Temperatura 3
Metal de base	0°C	-20°C	-50°C
Linha de solda			

### 3.2.7. ENSAIO DE COLAPSO

Para realização do ensaio de colapso, foram retiradas três amostras (A, B e C) de cada um dos três tubos, totalizando nove ensaios. A Tabela 3.2 mostra a relação de materiais ensaiados e as respectivas informações dos corpos de prova.

**Tabela 3.2.** Corpos de prova ensaiados e suas respectivas dimensões.

Rastreabilidade do fabricante	Amostra	Comprimento de ensaio, L (mm)	L / D
AL489	A	1422	8
	B		
	C		
AN289	A	1956	11
	B		
	C		
AL497	A	2667	15
	B		
	C		

L = comprimento do tubo;

D = diâmetro externo do tubo.

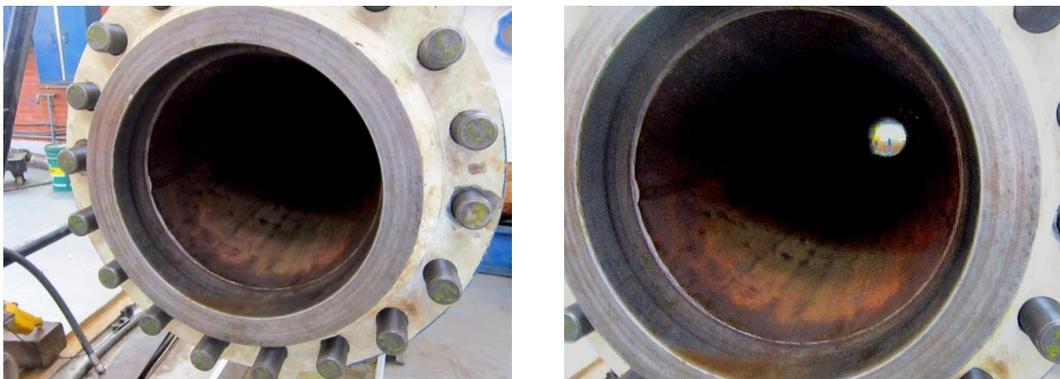
O ensaio de colapso foi conduzido no Laboratório de Tecnologia Submarina da COPPE/UFRJ. Nesse experimento, a superfície externa do espécime é hidraulicamente carregada em uma taxa suficientemente baixa para permitir a leitura da pressão de colapso com acurácia, enquanto é mantida pressão atmosférica na parte interna do tubo. As extremidades do tubo a ser ensaiado são vedadas através de tampões metálicos e um material selante e posteriormente sua vedação é finalizada através de vulcanização a frio no local dos tampões de vedação. Em uma das

extremidades do tubo há uma saída de ar direcionada para fora da câmara, para que no interior do tubo seja mantida pressão atmosférica. Após ser inserido e montado corretamente na câmara, o corpo de prova é pressurizado a uma taxa de aproximadamente 50 psi/min. A pressão é gradualmente elevada até o tubo atingir o colapso e, com isso, a pressão sofrer uma queda repentina. A máxima pressão alcançada é registrada como a pressão de colapso do tubo. Os testes podem ser conduzidos com ou sem cargas axiais, dependendo da solicitação que se deseja estudar. Se for ensaiada com carga axial, a mesma deve ser aplicada antes do carregamento da pressão externa e mantida constante durante o teste. No presente estudo os ensaios foram realizados sem cargas axiais.

O equipamento utilizado consiste em uma câmara hiperbárica em conjunto com um sistema de carregamento e um sistema digital para aquisição de dados e construção do gráfico da pressão em função do tempo. A câmara, apresentada nas Figuras 3.6 e 3.7, possui capacidade máxima de 7.500 psi, diâmetro de 380 milímetros e um comprimento de 5 metros.



**Figura 3.6.** Aspecto externo da câmara utilizada para o ensaio de colapso.

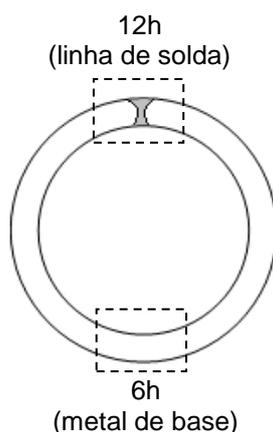


**Figura 3.7.** Interior da câmara utilizada no ensaio de colapso.

### 3.2.8. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural será realizada através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. As amostras para análise microestrutural foram submetidas à preparação metalográfica convencional de acordo com a norma ASTM E3 [99], que consiste na realização de lixamento por intermédio de lixa d'água, seguido de polimento mecânico. No processo de lixamento foram utilizadas lixas de numerações 80, 100, 220, 320, 400 e 600 e 1200. O polimento foi executado utilizando panos para polir e pastas de diamante industrial com granulometrias de 15 $\mu$ m, 6 $\mu$ m, 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m, com álcool como elemento refrigerador. O método de aquisição das imagens é computadorizado com auxílio de equipamento especializado para tratamento de imagens.

As amostras foram retiradas de duas regiões distintas: na região da solda e no metal de base em posição oposta, a 180° da solda, conforme Figura 3.7. Dessa maneira foi possível observar uma região distante do local da solda e compará-la à região soldada.



**Figura 3.8.** Retirada de amostras para análise microestrutural.

A análise por microscopia óptica dos tubos utilizou diferentes reagentes químicos para a detecção dos principais microconstituintes do material, assim como a verificação de possíveis segregações e variações no tamanho de grão. A análise por microscopia eletrônica foi realizada com ataque de Nital 2% com o objetivo de verificar a distribuição dos carbonetos e detalhes microestruturais não resolvíveis por microscopia óptica tradicional.

As diferentes soluções químicas utilizadas no experimento estão destacadas na Tabela 3.3, e, posteriormente, estão descritas suas principais características e objetivos. Foram realizadas análises de quatro maneiras diferentes: sem ataque químico e com aplicação de três reagentes químicos diferentes.

**Tabela 3.3.** Reagentes químicos utilizados na análise microestrutural [100-104].

Ataque químico	Composição da solução	Método de aplicação
Sem ataque químico	N/A	N/A
Nital 2%	2% de ácido nítrico diluído em álcool etílico.	Imersão
Vilella's	1g de ácido pícrico, 5mL de ácido clorídrico e 100mL de álcool etílico.	Imersão
Reagente para contorno de grão - Austenita prévia	4g ácido pícrico, 4g de cloreto férrico, 200mL água destilada e detergente comercial neutro como agente molhante.	Pincelamento

**Sem ataque químico:** a análise sem ataque químico é utilizada principalmente para se observar a presença de inclusões não metálicas. Essa análise é realizada sem utilizar soluções químicas na superfície do material, visto que após o ataque com ácidos a coloração e os contornos de grão dificultam a visualização das inclusões.

**Nital 2%:** de acordo com VANDER VOORT [100], esse reagente foi introduzido por Boylston e junto ao Picral é um dos reagentes mais comuns na análise dos aços. É utilizado em diferentes proporções conforme o objetivo da investigação e pode ser aplicado por imersão ou pincelamento [100]. O Nital 2% tem como composição 2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico, e é amplamente utilizado na análise microestrutural para identificação dos principais microconstituintes de um aço. Maiores concentrações, como Nital 10%, são usadas para ensaios macroestruturais.

**Vilella's:** este ataque químico foi denominado em homenagem ao seu desenvolvedor, J. R. Vilella e é muito utilizado para revelar contornos de grãos da austenita prévia e detectar a presença de carbonetos [101]. Em materiais temperados e revenidos, usualmente a revelação dos contornos de grão da austenita prévia é dificultada, porém até em casos mais difíceis é possível, no mínimo, obter uma noção do tamanho de grão com esse ataque químico. Também utilizado para se verificarem alterações e distribuição dos grãos na microestrutura do material [100].

**Reagente para contornos de grão – austenita prévia:** reagentes dessa natureza são utilizados quando se deseja revelar grãos da austenita prévia e dessa maneira avaliar sua homogeneidade, distribuição e, caso pertinente, o tamanho do grão austenítico. Pode eventualmente ser adicionado um ataque posterior de Nital 2%. Conforme evidenciado em outros estudos [102-104], esta solução ataca preferencialmente o contorno de grão da austenita prévia, gerando um contraste entre ele e o interior do grão, facilitando sua visualização.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. ANÁLISE DIMENSIONAL

As Tabelas 4.1 a 4.3 mostram os resultados obtidos nas análises dimensionais para cada tubo, apresentando as medições e os valores máximos e mínimos para a ovalização e excentricidade. Vale destacar que pela diferença de comprimentos entre os corpos de prova de colapso e pelas medições terem sido realizadas ao longo de uma distância fixa, o número de medições entre os tubos foi diferente. A Tabela 4.1 mostra que o tubo AL489 apresentou ovalização entre 0,07% e 0,26% (média total de 0,17%) e excentricidade de 1,00% a 4,20% (média total de 2,56%).

**Tabela 4.1.** Análise dimensional do tubo AL489 (8D). Medidas em milímetros.

Tubo	Amostra	D <sub>MÍN</sub>	D <sub>MÁX</sub>	D <sub>MED</sub>	t <sub>MÍN</sub>	t <sub>MÁX</sub>	t <sub>MED</sub>	D / t	Ov (%)	Ex (%)
AL489 8D	A	178,96	179,32	179,15	7,94	8,07	8,00	22,40	0,20	1,63
		178,96	179,22	179,06	7,93	8,13	8,01	22,36	0,15	2,50
		179,00	179,20	179,09	7,93	8,12	8,01	22,36	0,11	2,37
		178,98	179,42	179,14	7,92	8,14	8,03	22,32	0,25	2,74
	B	178,92	179,24	179,08	7,9	8,03	7,98	22,43	0,18	1,63
		178,94	179,24	179,10	7,98	8,26	8,06	22,23	0,17	3,48
		178,92	179,32	179,14	7,97	8,12	8,02	22,33	0,22	1,87
		178,90	179,30	179,06	7,96	8,04	8,00	22,38	0,22	1,00
	C	179,06	179,28	179,16	8,00	8,22	8,07	22,20	0,12	2,73
		178,84	179,30	179,14	7,98	8,26	8,08	22,16	0,26	3,46
		179,00	179,24	179,10	7,98	8,32	8,09	22,13	0,13	4,20
		179,14	179,26	179,20	8,02	8,27	8,09	22,16	0,07	3,09
								<b>Mínimo</b>	<b>0,07</b>	<b>1,00</b>
								<b>Máximo</b>	<b>0,26</b>	<b>4,20</b>
								<b>Média total</b>	<b>0,17</b>	<b>2,56</b>
								<b>Desvio padrão (<math>\sigma</math>)</b>	<b>0,059</b>	<b>0,923</b>

D = diâmetro externo.

t = espessura.

D / t = relação diâmetro médio pela espessura média.

Ov = Ovalização.

Ex = Excentricidade.

A Tabela 4.2 mostra que o tubo AN289 mostrou ovalização mínima de 0,15% e máxima de 0,49% (média total entre as medições de 0,26%). Para a excentricidade, os valores extremos calculados foram de 2,01% a 5,06 % (média total entre as medições de 3,54 %).

**Tabela 4.2.** Análise dimensional do tubo AN289 (11D). Medidas em milímetros.

Tubo	Amostra	D <sub>MÍN</sub>	D <sub>MÁX</sub>	D <sub>MED</sub>	t <sub>MÍN</sub>	t <sub>MÁX</sub>	t <sub>MED</sub>	D / t	Ov (%)	Ex (%)	
AN289 11D	A	180,74	181,10	180,90	7,76	8,16	7,90	22,90	0,20	5,06	
		180,42	181,22	180,82	7,88	8,04	7,98	22,66	0,44	2,01	
		180,70	181,00	180,84	7,70	8,06	7,87	22,97	0,17	4,57	
		180,60	181,00	180,85	7,81	8,04	7,91	22,86	0,22	2,91	
		180,70	181,00	180,79	7,80	8,04	7,95	22,75	0,17	3,02	
		180,50	181,00	180,85	7,82	8,05	7,94	22,77	0,28	2,90	
	B	180,40	181,00	180,79	7,76	8,04	7,92	22,84	0,33	3,54	
		180,60	181,10	180,86	7,78	8,07	7,93	22,82	0,28	3,66	
		180,70	181,00	180,87	7,77	7,98	7,87	22,98	0,17	2,67	
		180,60	181,00	180,82	7,75	8,07	7,93	22,82	0,22	4,04	
		180,72	181,00	180,91	7,81	8,10	7,91	22,87	0,15	3,67	
		180,60	180,96	180,80	7,81	8,10	7,96	22,73	0,20	3,65	
	C	180,34	181,00	180,81	7,78	8,10	7,96	22,72	0,37	4,02	
		180,70	181,00	180,89	7,80	8,05	7,92	22,83	0,17	3,16	
		180,12	181,00	180,74	7,77	8,06	7,94	22,76	0,49	3,65	
		180,60	181,10	180,92	7,76	8,04	7,92	22,85	0,28	3,54	
		180,50	181,00	180,77	7,75	8,06	7,94	22,76	0,28	3,90	
			180,50	181,00	180,84	7,76	8,06	7,94	22,78	0,28	3,78
									<b>Mínimo</b>	<b>0,15</b>	<b>2,01</b>
									<b>Máximo</b>	<b>0,49</b>	<b>5,06</b>
									<b>Média total</b>	<b>0,26</b>	<b>3,54</b>
								<b>Desvio padrão (σ)</b>	<b>0,097</b>	<b>0,703</b>	

D = diâmetro externo.

t = espessura.

D / t = relação diâmetro médio pela espessura média.

Ov = Ovalização.

Ex = Excentricidade.

A Tabela 4.3, contendo os resultados do tubo AL497, mostra que o tubo apresentou ovalização entre 0,07% e 0,54% (média total entre as medições de 0,23%) e excentricidade entre 0,37% e 3,93 % (média total entre as medições de 2,20%).

**Tabela 4.3.** Análise dimensional do tubo AL497 (15D). Medidas em milímetros.

Tubo	Amostra	D <sub>MÍN</sub>	D <sub>MÁX</sub>	D <sub>MED</sub>	t <sub>MÍN</sub>	t <sub>MÁX</sub>	t <sub>MED</sub>	D / t	Ov (%)	Ex (%)	
AL497 15D	A	179,20	179,34	179,26	8,02	8,25	8,12	22,09	0,08	2,83	
		179,00	179,24	179,17	7,95	8,25	8,12	22,06	0,13	3,69	
		179,00	179,52	179,24	8,00	8,10	8,08	22,20	0,29	1,24	
		179,12	179,50	179,33	7,95	8,12	8,08	22,19	0,21	2,10	
		179,12	179,40	179,28	8,02	8,30	8,13	22,07	0,16	3,45	
		179,00	179,48	179,25	7,96	8,20	8,11	22,11	0,27	2,96	
		179,10	179,42	179,22	7,97	8,18	8,10	22,12	0,18	2,59	
		179,00	179,44	179,22	7,99	8,25	8,11	22,09	0,25	3,21	
		178,78	179,56	179,15	8,01	8,18	8,11	22,10	0,44	2,10	
		179,10	179,32	179,21	8,00	8,19	8,10	22,12	0,12	2,34	
	179,10	179,42	179,26	7,96	8,21	8,15	22,01	0,18	3,07		
	B	179,00	179,44	179,10	8,02	8,18	8,12	22,06	0,25	1,97	
		178,94	179,90	179,33	7,96	8,28	8,15	22,00	0,54	3,93	
		179,04	179,44	179,22	7,94	8,16	8,11	22,10	0,22	2,71	
		179,08	179,30	179,17	7,92	8,17	8,10	22,13	0,12	3,09	
		179,00	179,40	179,17	8,06	8,18	8,11	22,09	0,22	1,48	
		179,10	179,30	179,21	8,06	8,18	8,15	22,00	0,11	1,47	
		178,90	179,28	179,16	8,01	8,18	8,13	22,05	0,21	2,09	
		178,84	179,32	179,13	8,11	8,18	8,14	22,00	0,27	0,86	
		C	179,20	179,32	179,27	8,10	8,18	8,15	22,00	0,07	0,98
			179,10	179,50	179,18	8,11	8,14	8,13	22,05	0,22	0,37
	179,00		179,32	179,14	8,12	8,20	8,15	21,99	0,18	0,98	
	178,80		179,46	179,16	8,02	8,15	8,11	22,10	0,37	1,60	
	179,00		179,60	179,25	8,03	8,17	8,11	22,10	0,33	1,73	
									<b>Mínimo</b>	<b>0,07</b>	<b>0,37</b>
									<b>Máximo</b>	<b>0,54</b>	<b>3,93</b>
									<b>Média total</b>	<b>0,23</b>	<b>2,20</b>
									<b>Desvio padrão (σ)</b>	<b>0,112</b>	<b>0,967</b>

D = diâmetro externo.

t = espessura.

D / t = relação diâmetro médio pela espessura média.

Ov = Ovalização.

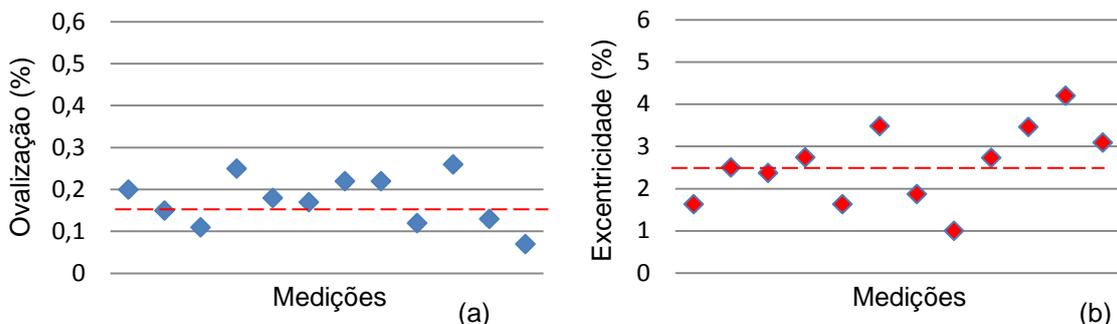
Ex = Excentricidade.

KYRIAKIDES e CORONA [105] afirmam que a pressão de colapso é significativamente sensível à ovalização inicial do tubo. Analisando o trabalho de BAEK [93], é possível constatar que a pressão de colapso pode ser significativamente modificada pela ovalização, assim como a relação diâmetro / espessura ( $D/t$ ) influencia fortemente o efeito da ovalização na resistência ao colapso. Outros estudiosos, como SZARY [94], DUMITRESCU e ZISOPOL [76] e MARUYAMA *et al.* [106], mostraram que, mesmo para pequenos valores, a ovalização apresenta grande influência na resistência ao colapso. SZARY [94], em sua análise por elementos finitos, mostrou que para uma relação  $D/t$  de 27, variando a ovalização de 0,1% a 1,0%, a pressão de colapso cai de 25.982 psi para 16.560 psi, caindo mais da metade quando a ovalização atinge 3%. DUMITRESCU e ZISOPOL [76], em uma investigação experimental em tubos de relação  $D/t$  igual a 12,7, observaram que uma variação de 0,5% a 1,2% na ovalização leva a uma queda de 24,9 MPa (3.611,4 psi) a 17 MPa (2.465,6 psi) na pressão de colapso. MARUYAMA *et al.* [106] estudaram a variação através de elementos finitos e concluíram que 0,5% de ovalização já pode acarretar em uma redução de cerca de 5% na resistência ao colapso, enquanto que valores abaixo de 0,3% de ovalização não apresentaram influência significativa. KYRIAKIDES e CORONA [105], através de análises experimentais, chegaram a resultados comprovando a forte sensibilidade que a resistência ao colapso tem em função da ovalização, afirmando que 1% de ovalização já é suficiente para reduzir a pressão de colapso de 30% a 40%, e 5% de ovalização leva à redução de mais de 50% da pressão de colapso.

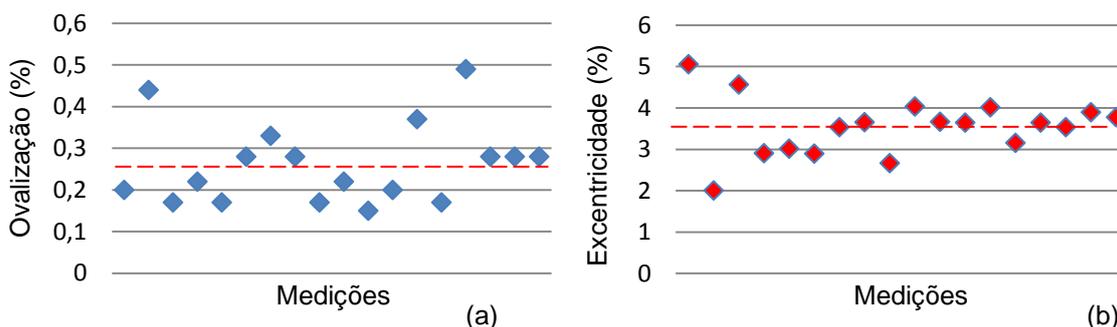
KYRIAKIDES e CORONA [105] afirmam que a excentricidade, avaliada pela variação de espessura, não influencia a resistência ao colapso de tubos de relações  $D/t$  maiores que 10 de forma relevante. Os mesmos autores revelam em seus estudos que 5%, 10% e 20% de excentricidade reduzem a pressão de colapso em 1%, 3,7% e 11,5% respectivamente [105]. BAEK [93], MARUYAMA *et al.* [106] e KARA *et al.* [95] evidenciaram que para alterar de maneira expressiva a resistência ao colapso, a excentricidade precisa ser muito elevada. Os estudos de BAEK [93] mostraram que a excentricidade é mais influente para tubos de menor relação  $D/t$ , e reduz a resistência ao colapso de maneira bem mais sutil que a ovalização. MARUYAMA *et al.* [106] concluíram que abaixo 10% de excentricidade, este fator não influencia expressivamente a resistência ao colapso. KARA *et al.* [95] mostraram que para 10% e 20% de excentricidade, a alteração na resistência ao colapso é de apenas 2% e 6,5% respectivamente. Em outros estudos por elementos finitos, como os conduzidos por DVORKIN e TOSCANO [107], esses resultados também são confirmados, afirmando

que a resistência ao colapso de um tubo é mais influenciada pela ovalização, enquanto a excentricidade apresenta efeito menos significativo.

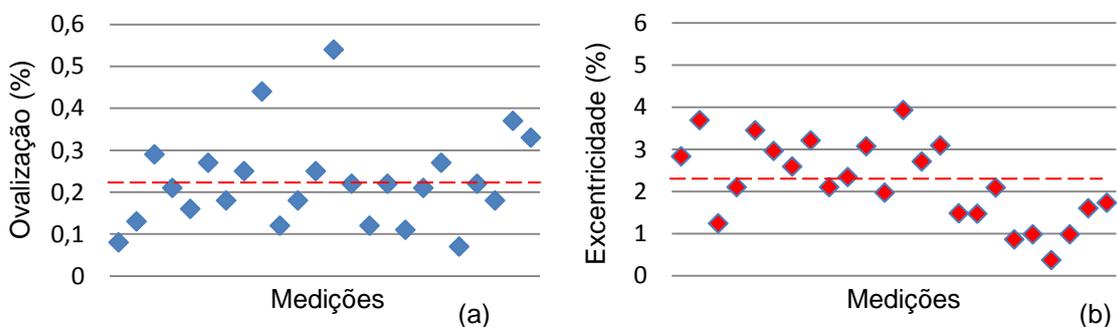
As Figuras 4.1 a 4.3 mostram a distribuição dos valores de ovalização e excentricidade na forma gráfica. A linha tracejada representa o valor médio. É possível perceber que os valores médios não representam valores que poderiam modificar fortemente a resistência ao colapso, conforme os estudos apresentados.



**Figura 4.1.** Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AL489 (8D). A linha tracejada indica o valor médio.



**Figura 4.2.** Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AN289 (11D). A linha tracejada indica o valor médio.



**Figura 4.3.** Distribuição das medidas de ovalização (a) e excentricidade (b) para o tubo AL497 (15D). A linha tracejada indica o valor médio.

Como aqui mostrado, diversos estudos concluem que alterações dimensionais são extremamente influentes na resistência ao colapso e precisam ser atentamente inspecionadas. Isto posto, reduzir e controlar as variações dimensionais é uma característica fundamental quando se busca a fabricação de tubos com elevada resistência ao colapso. Essa preocupação se torna mais evidente especialmente em relação à ovalização, pois pode resultar na situação em que um tubo, mesmo com propriedade mecânicas muito superiores aos requisitos, não apresente uma resistência ao colapso adequada.

## 4.2. ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas conduzidas em cada um dos três grupos estudados apresentaram resultados condizentes com a norma API 5CT para o grau N80Q, que por sua vez não apresenta grande restrição em termos de composição química, com requisitos apenas para fósforo e enxofre. Os tubos foram confeccionados em aço carbono-manganês da série AISI/SAE 15XX, podendo ser classificado como AISI/SAE 1527 [9], conforme Tabela 4.4.

**Tabela 4.4.** Composição química dos componentes analisados com a classificação [9] e norma de referência [13].

Tubo	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	B	CEq*
AL489 8D	0,263	1,350	0,230	0,007	0,002	0,008	0,021	0,002	0,004	0,001	0,0002	<b>0,532</b>
AN289 11D	0,267	1,410	0,224	0,009	0,001	0,010	0,023	0,002	0,007	0,001	0,0003	<b>0,546</b>
AL497 15D	0,253	1,315	0,224	0,004	0,001	0,008	0,017	0,002	0,004	0,001	0,0003	<b>0,514</b>
<b>API 5CT N80Q</b>	-	-	-	<b>0,030</b>	<b>0,030</b>	-	-	-	-	-	-	-
<b>AISI/SAE 1527</b>	<b>0,22- 0,29</b>	<b>1,20- 1,55</b>	-	<b>0,040</b>	<b>0,050</b>	-	-	-	-	-	-	-

\* Como o teor de carbono é acima de 0,18%, é utilizada a equação da AWS.

### 4.3. ENSAIOS DE TRAÇÃO E DUREZA ROCKWELL C

Os resultados obtidos a partir do ensaio de tração são fundamentais para a análise da resistência ao colapso, pois as tensões limite de escoamento e de resistência influenciam diretamente esse fenômeno. Como apresentado nas Tabelas 4.5 e 4.6, não houve diferença significativa entre os quatro quadrantes de cada tubo e entre o metal de base e o metal de solda (posição 12h). A região da solda (12h) apresentou limite de escoamento um pouco maior que as outras regiões nos tubos AL489 e AL497, porém sem significância. O tubo AL497 (15D) apresentou valores ligeiramente maiores em relação ao limite de escoamento (aproximadamente 11% maior) e limite de resistência (aproximadamente 7% maior) que os outros tubos. Os valores encontrados para cada grau estão de acordo com os requisitos da norma.

**Tabela 4.5.** Resultados dos ensaios de tração.

Tubo	Quadrante	Tensão Limite de Escoamento ( $\sigma_E$ )	Tensão Limite de Resistência ( $\sigma_R$ )	Alongamento
AL489 <b>8D</b>	12h (solda)	635 MPa	737 MPa	31%
	3h	626 MPa	741 MPa	29%
	6h	619 MPa	733 MPa	29%
	9h	621 MPa	740 MPa	30%
AN289 <b>11D</b>	12h (solda)	629 MPa	739 MPa	29%
	3h	626 MPa	737 MPa	28%
	6h	622 MPa	740 MPa	28%
AL497 <b>15D</b>	9h	629 MPa	728 MPa	29%
	12h (solda)	703 MPa	805 MPa	27%
	3h	694 MPa	792 MPa	30%
	6h	690 MPa	779 MPa	27%
	9h	692 MPa	779 MPa	29%

**Tabela 4.6.** Médias obtidas dos ensaios de tração e requisitos da norma [13].

Tubo	Tensão Limite de Escoamento ( $\sigma_E$ )*	Tensão Limite de Resistência ( $\sigma_R$ )*	Alongamento*
AL489 - <b>8D</b>	625 MPa $\pm$ 7,1	738 MPa $\pm$ 3,6	30% $\pm$ 1,1
AN289 - <b>11D</b>	627 MPa $\pm$ 3,3	736 MPa $\pm$ 5,5	28% $\pm$ 0,8
AL497 - <b>15D</b>	695 MPa $\pm$ 5,7	789 MPa $\pm$ 12,4	28% $\pm$ 1,5
<b>API 5CT N80Q</b>	<b>552 – 758 MPa</b>	<b>689 MPa mínimo</b>	<b>18%</b>

\*  $\pm$  o desvio padrão.

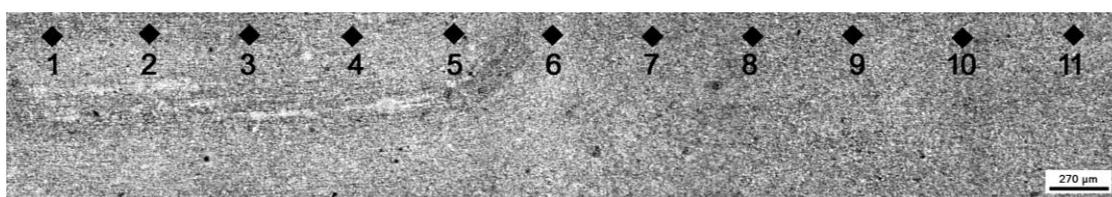
Apresentados na Tabela 4.7, os resultados obtidos no ensaio de dureza Rockwell C não mostraram variações entre os tubos. Considerando que a dureza de um material se relaciona diretamente com seu limite de resistência, é importante verificar que os resultados obtidos estão coerentes com os valores obtidos no ensaio de tração, conforme pode ser verificado através da norma ASTM A370 [96]. O grau N80Q não apresenta requisitos de dureza conforme a norma API [13].

**Tabela 4.7.** Resultados do ensaio de dureza Rockwell C.

Tubo	Quadrante				Média
	12h (solda)	3h	6h	9h	
AL489 - <b>8D</b>	22	20	22	22	<b>22</b>
AN289 - <b>11D</b>	22	23	21	23	<b>22</b>
AL497 - <b>15D</b>	20	25	23	23	<b>23</b>

#### 4.4. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O perfil de microdureza Vickers é importante para se verificar possíveis alterações causadas pela realização da soldagem do tubo. A Figura 4.4 ilustra como as medidas foram dispostas em relação ao centro da união. O ponto identificado como "6" se localiza no centro da linha de união e a partir desse ponto, para esquerda e para direita, os pontos de dureza foram realizados a cada 0,5 milímetros.



**Figura 4.4.** Microestrutura do tubo AL489 (8D) ilustrando o perfil de microdureza realizado na região da solda.

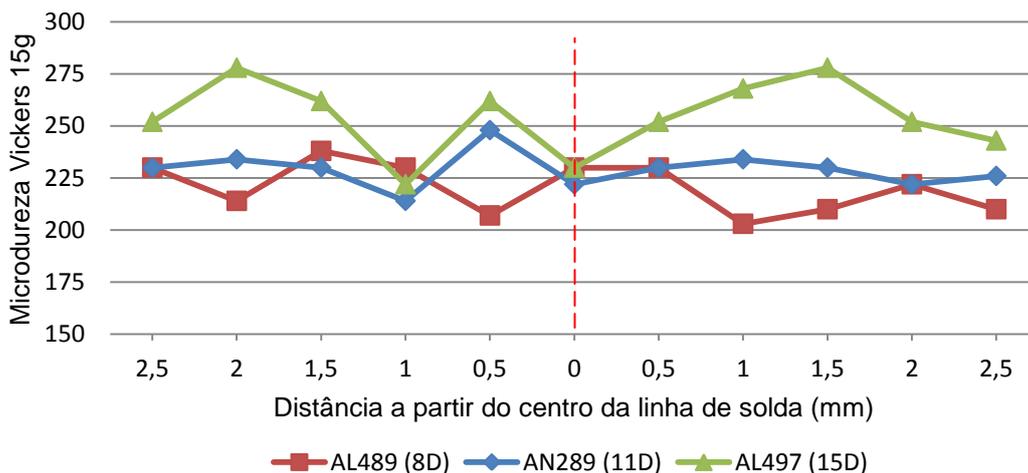
A Tabela 4.8 apresenta os resultados da dureza realizada com 15g de carga, no qual é possível identificar que o tubo AL489 (8D) apresentou microdureza variando de 203 a 238 Vickers, o tubo AN289 (11D) apresentou microdureza mínima de 214 Vickers e máxima de 248 Vickers e para o tubo AL497 (15D), a microdureza variou de 222 a 278 Vickers.

**Tabela 4.8.** Resultados dos perfis de microdureza Vickers 15g.

Tubo	Ponto de dureza										
	1	2	3	4	5	6*	7	8	9	10	11
AL489 8D	230	214	238	230	207	230	230	203	210	222	210
AN289 11D	230	234	230	214	248	222	230	234	230	222	226
AL497 15D	252	278	262	222	262	230	252	268	278	252	243

\* ponto localizado no centro da linha de solda.

A Figura 4.5 apresenta em forma gráfica os perfis de microdureza de cada tubo, mostrando que, assim como no ensaio de tração, o tubo AL497 mostrou uma dureza um pouco maior, enquanto os outros dois tubos (AL489 e AN289) apresentaram valores menores e similares entre si. Não houve uma tendência de valores relacionados à posição em relação à linha central da união, mostrando que os tratamentos térmicos resultaram em uma junta soldada consistente do ponto de vista da variação da microdureza. Os resultados sugerem que a soldagem não ocasionou efeitos deletérios no tubo. Isso se justifica pela ausência de tendências em função da posição na junta, ou seja, não foram detectados picos elevados de dureza que pudessem estar associados ao ciclo térmico de soldagem, que por sua vez, é diretamente relacionado à distância a partir do centro da união.



**Figura 4.5.** Valores de microdureza dos tubos em função da distância do centro da solda.

#### 4.5. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY V

O ensaio Charpy foi realizado em três temperaturas distintas no metal de base (MB) e na linha de solda (LS). Na faixa de temperaturas analisadas, entre 0°C e -50°C, nenhum dos tubos apresentou comportamento frágil. Mesmo na temperatura de -50°C, tanto para o metal de base como para a linha de solda, os resultados representam o patamar superior da curva de transição, com comportamento completamente dúctil, Tabelas 4.9 a 4.11. Os valores médios foram convertidos para o espécime do tipo full-size (tamanho padrão de amostras Charpy V) com fator de redução de 0,55 conforme API 5CT [13], para uma correta avaliação e comparação dos resultados. Todos os tubos e regiões apresentaram energia absorvida maior que os 14J exigidos para testes transversais pela norma API 5CT para o grau N80Q [13].

**Tabela 4.9.** Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a 0°C. Valores em Joules.

Tubo	Região	CP1	CP2	CP3	Média	Conversão para full-size
AL489	MB	48	50	52	50	<b>91</b>
<b>8D</b>	LS	44	48	40	44	<b>80</b>
AN289	MB	48	46	48	47	<b>86</b>
<b>11D</b>	LS	42	34	38	38	<b>69</b>
AL497	MB	68	66	68	67	<b>122</b>
<b>15D</b>	LS	44	52	50	49	<b>88</b>

MB = metal de base  
LS = linha de solda

**Tabela 4.10.** Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a -20°C. Valores em Joules.

Tubo	Região	CP1	CP2	CP3	Média	Conversão para full-size
AL489	MB	52	50	52	51	<b>93</b>
<b>8D</b>	LS	42	44	30	39	<b>70</b>
AN289	MB	44	44	46	45	<b>81</b>
<b>11D</b>	LS	42	52	48	47	<b>86</b>
AL497	MB	62	60	44	55	<b>101</b>
<b>15D</b>	LS	52	60	52	55	<b>99</b>

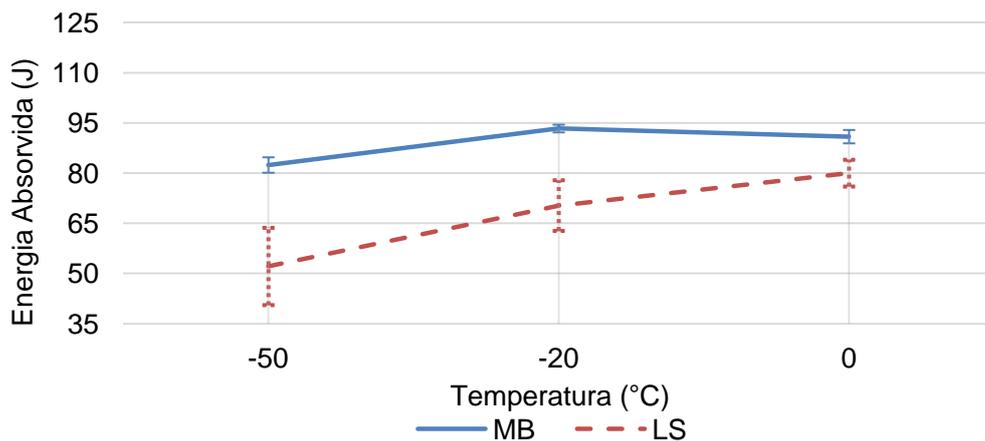
MB = metal de base  
LS = linha de solda

**Tabela 4.11.** Resultado dos ensaios de impacto Charpy V a -50°C. Valores em Joules.

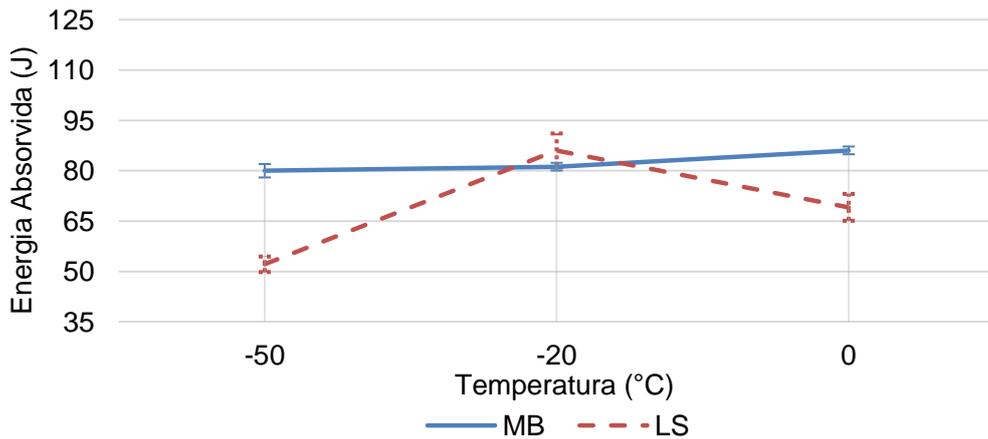
Tubo	Região	CP1	CP2	CP3	Média	Conversão para <i>full-size</i>
AL489	MB	44	44	48	45	<b>82</b>
<b>8D</b>	LS	42	22	22	29	<b>52</b>
AN289	MB	42	46	44	44	<b>80</b>
<b>11D</b>	LS	30	26	30	29	<b>52</b>
AL497	MB	58	58	58	58	<b>105</b>
<b>15D</b>	LS	26	30	38	31	<b>57</b>

MB = metal de base  
LS = linha de solda

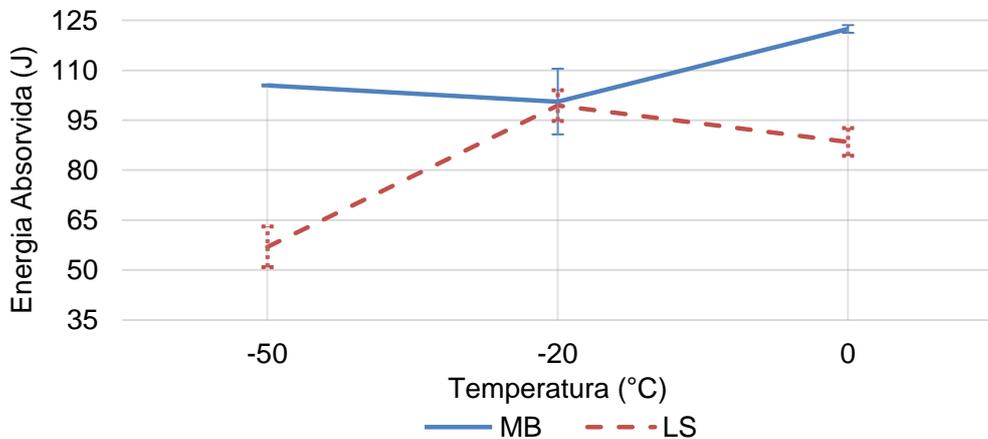
A seguir estão apresentadas as Figuras 4.6 a 4.8, representando o trecho ensaiado da curva de transição, com os valores médios de energia absorvida de cada tubo convertidos para *full-size*, tanto para o metal de base (MB) como para a linha de solda (LS). Em todas as temperaturas e regiões ensaiadas, o material apresentou 100% de fratura dúctil. Portanto, a faixa de temperaturas testadas, dispostas em formato gráfico nas figuras a seguir, representa fundamentalmente um trecho do patamar superior da curva de transição dúctil-frágil. Como não foi evidenciada uma variação anormal que indicasse uma possível mudança de comportamento, pode-se afirmar que a temperatura de -50°C ainda não está próxima à temperatura de transição de nenhum dos materiais estudados.



**Figura 4.6.** Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AL489 (8D).



**Figura 4.7.** Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AN289 (11D).



**Figura 4.8.** Curva com a distribuição dos ensaios de Charpy V nas temperaturas ensaiadas. Tubo AL497 (15D).

Os ensaios de Charpy V são ensaios que usualmente apresentam variação até para um mesmo material e por conta disso as próprias normas exigem um mínimo de três corpos de prova para analisar uma dada temperatura. Isto posto, apesar dos tubos apresentarem alguma variação, especialmente do tubo AL497 (15D) em relação aos outros dois para o metal de base, não se pode afirmar que essa variação é muito significativa para essa análise específica, pois todos os valores são elevados e com fratura dúctil. O tubo AN289 apresentou valores ligeiramente menores que os outros tubos, possivelmente por conta de um maior tamanho de grão, que foi evidenciado na análise microestrutural utilizando o reagente para revelar o contorno de grão da austenita prévia.

O ensaio Charpy V é, acima de tudo, um ensaio qualitativo e, desse ponto de vista, os tubos não mostraram variação de comportamento, visto que todos os tubos e regiões ensaiadas apresentaram comportamento completamente dúctil. Todavia, os

tubos evidenciaram uma diferença na energia absorvida entre as regiões do metal de base e a linha de ligação. Essa disparidade pode ser explicada pela presença de grãos mais grosseiros em algumas regiões do centro da solda, região submetida aos maiores picos de temperatura e por maiores tempos. Entre outros efeitos, sabe-se que um grão mais grosseiro diminui a tenacidade e favorece à fratura frágil em um aço [30,32]. Essa justificativa é reforçada pelo fato de que nenhum tubo apresentou elevados picos de dureza que pudessem justificar os menores valores de energia absorvida. A característica microestrutural relacionada ao tamanho de grão foi constatada através do ataque com reagente químico Vilellas's, que será apresentada posteriormente.

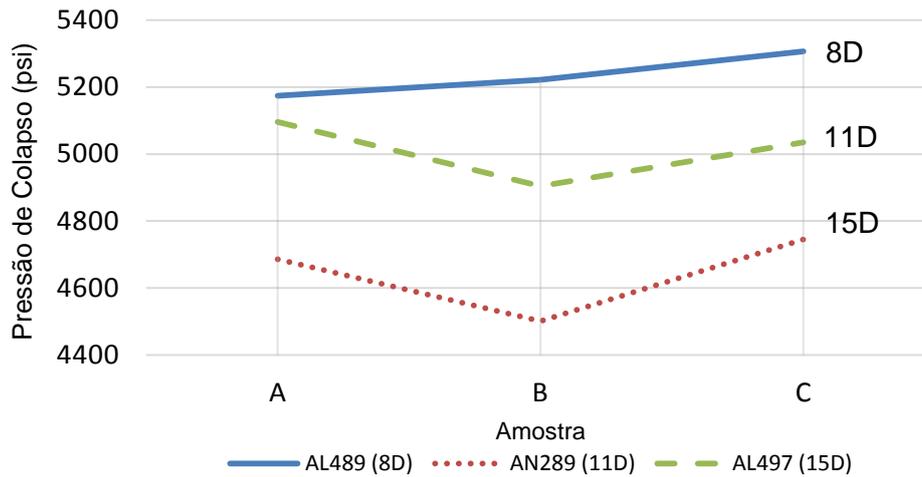
#### 4.6. ENSAIO DE COLAPSO

Analisando-se os ensaios de colapso na Tabela 4.12, nota-se uma variação entre as relações comprimento / diâmetro analisadas. O valor tomado como a pressão de colapso do tubo, representa a pressão onde a curva atinge seu ponto máximo durante o ensaio, que ocorre imediatamente antes do colapso.

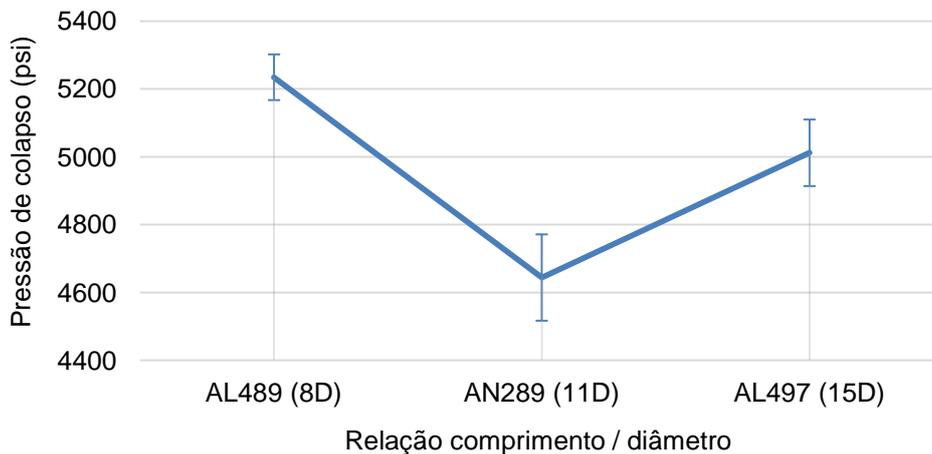
**Tabela 4.12.** Resultado dos testes de colapso.

Tubo	Trecho	Pressão de colapso	Pressão de colapso média
AL489 8D	A	5174 psi	<b>5234 psi</b>
	B	5222 psi	
	C	5307 psi	
AN289 11D	A	4686 psi	<b>4644 psi</b>
	B	4501 psi	
	C	4745 psi	
AL497 15D	A	5096 psi	<b>5012 psi</b>
	B	4904 psi	
	C	5035 psi	

A Figura 4.9 apresenta os valores de cada um dos três trechos ensaiados de cada relação comprimento / diâmetro, enquanto a Figura 4.10 relaciona as médias obtidas para cada relação L/D. Observando essas figuras, é possível perceber que a relação 11D e 15D apresentaram pressões de colapso menores que o tubo com relação 8D, a menor relação estudada.



**Figura 4.9.** Distribuição dos valores de resistência ao colapso de cada uma das três amostras das relações L/D.



**Figura 4.10.** Pressão de colapso média de cada relação comprimento / diâmetro.

Conforme apresentado por CLINEDINST [3], diferentes razões entre comprimento e diâmetro de um tubo afetam a resistência ao colapso. Com efeito, essa alteração é também verificada nos testes conduzidos neste trabalho. Contudo, deve-se salientar que no presente estudo, apesar da razão L/D aumentar 35,7% de 8 a 11, a diminuição na pressão de colapso média foi de 11,3%. Da mesma forma, com o aumento de 87,5% da relação L/D, de 8 para 15, a diminuição da pressão de colapso média obtida experimentalmente foi de 4,2%. Percebe-se que apesar da diminuição na resistência ao colapso, essa queda não é alterada com coeficientes proporcionais ao aumento do comprimento dos tubos.

MEHDIZADEH [108] conduziu diversos experimentos e chegou a conclusões similares. Em seu estudo foi possível perceber mudanças significativas apenas para

relações L/D abaixo de 7. Para razões maiores, a redução na pressão de colapso é presente, porém sutil.

Estudos conduzidos por MOORES e PHILLIPS [109] também mostraram uma variação entre as relações L/D de 8 e 2, com maiores valores de pressão de colapso para o tubo de menor relação (2D), assim como obtido neste trabalho.

Para analisar a variação da pressão de colapso para diferentes relações diâmetro / comprimento, é importante observar, sobretudo, a influência do comprimento em estruturas submetidas a colapso. Como explicitado anteriormente, o colapso de uma tubulação é análogo à flambagem de colunas [3]. A teoria clássica de flambagem de colunas, ilustrada pela fórmula de Euler, mostra que o comprimento da estrutura influencia profundamente a força crítica para gerar instabilidade [110]. A fórmula de Euler enuncia esse aspecto, no qual o comprimento da estrutura exerce uma influência quadrática na carga crítica, apresentada na Equação 09 [110].

$$P_{cr} = \frac{\pi^2 EI}{L^2} \quad (09)$$

$P_{cr}$  = carga crítica de Euler

E - módulo de elasticidade

I - momento de inércia

L - comprimento de flambagem da estrutura

É preciso salientar, entretanto, que apesar do colapso de um tubo ser análogo à flambagem, essa analogia deve ser muito cuidadosa, tendo em vista as inúmeras diferenças entre cada sollicitação. Contudo, utilizar essa analogia para o entendimento do efeito do comprimento na resistência ao colapso torna-se pertinente em alguns aspectos. Em uma tubulação em serviço, o próprio peso da coluna de tubos acima da estrutura pode gerar um efeito de deflexão similar ao apresentado em situação de flambagem. Como já explicado, a falha por colapso é uma falha por instabilidade. Se a coluna estiver sujeita à pressão externa, a presença de uma deflexão favorecerá a instabilidade da coluna e sua falha por colapso. Como essa deflexão é influenciada e intensificada pelo aumento do comprimento - como representado na fórmula de Euler - o aumento do comprimento poderá, dessa maneira, aumentar a possibilidade de instabilidades e reduzir a pressão necessária para o colapso do tubo.

Além da paridade supracitada, um maior comprimento conceberá uma maior possibilidade de presença de imperfeições, defeitos, variações em termos de ovalização e excentricidade, todas elas características que favorecem a ocorrência de instabilidades. Dessa forma, com o aumento exclusivamente do comprimento de um tubo, a possibilidade de ocorrência do colapso, que é caracterizado como uma falha

por instabilidade, também será maior. Ademais, tubos de menor relação comprimento / diâmetro apresentam uma maior rigidez estrutural.

Outro dado extremamente importante a ser avaliado a partir dos resultados obtidos, é que a pressão de colapso da amostra com maior relação L/D (15) foi superior a uma de menor relação L/D (11D). Esse resultado não seria esperado se os tubos fossem integralmente semelhantes em todos os aspectos que influenciam a resistência ao colapso. Porém deve-se atentar que os tubos não apresentaram propriedades mecânicas absolutamente iguais. Como foi mencionado na seção dos ensaios mecânicos, o tubo AL497 (15D) apresentou maior resistência mecânica que os outros dois tubos que obtiveram resultados semelhantes. Apesar do tubo AL497 (15D) ter um aumento de 36,4% na relação L/D de 11 para 15, os valores relacionados ao ensaios de tração, que são cerca de 11% maior para o limite de escoamento e 7% maior para limite de resistência, possibilitaram ao tubo obter uma resistência ao colapso 7,9% maior. A tensão limite de escoamento é uma das características mais influentes na resistência ao colapso [3], Logo, os resultados são importantes, pois mostraram experimentalmente que o tubo estudado foi mais sensível a uma menor variação da resistência mecânica que a uma maior modificação da relação comprimento / diâmetro.

Resultados obtidos por NEVES [111] em testes de colapso em tubos API N80Q de relação 15D, foram ligeiramente diferentes dos obtidos neste presente trabalho. Isso indica que mesmo para graus API iguais e ensaios realizados de maneira similar, os resultados podem ser diferentes. É importante destacar, no entanto, que em ambos os trabalhos os resultados foram satisfatórios e que apesar de pertencerem ao mesmo grau API, as propriedades mecânicas e dimensionais não são inteiramente iguais. Isso possivelmente justifica a diferença das pressões de colapso obtidas.

Ensaio de colapso não são testes usualmente simples de se comparar entre diferentes trabalhos, assim como prever a resistência ao colapso de um tubo é uma tarefa complicada, como afirmado por KARA *et al.* [95]. Isso ocorre pelo fato de que diversos fatores que influenciam a resistência ao colapso agem concomitantemente. Ademais, cada tubo a ser testado possui características únicas, difíceis de representar e de se repetir experimentalmente em tubos de fabricação tradicional, fabricados para indústria. Entre essas características, pode-se destacar a ovalização, excentricidade, presença de pequenos defeitos e imperfeições superficiais e variação nas propriedades mecânicas. Um mesmo tubo, por exemplo, pode exibir diferentes valores de resistência ao colapso, pois pode apresentar variações de propriedades mecânicas até mesmo ao longo de seu próprio comprimento. Essas características tornam o processo de fabricação do tubo extremamente importante em relação ao colapso e

mostram que há uma dificuldade em avaliar experimentalmente uma única propriedade. Isso indica que em casos onde se deseja a variação de apenas uma característica, métodos numéricos possam ser mais aconselháveis.

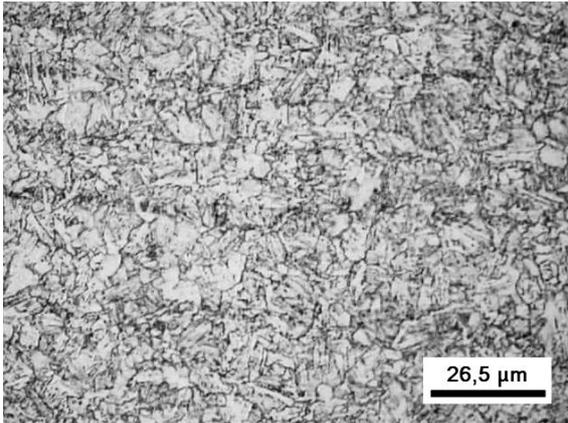
Observando os resultados e informações obtidas, é possível afirmar que o colapso não é uma propriedade intrínseca ao material, mas sim uma propriedade do tubo propriamente dito. Ou seja, é uma característica que está sujeita ao processo de fabricação, matéria-prima, dimensões, variações de geometria, manuseio, entre outros fatores e não única e exclusivamente ao material. Um modo de elucidar essa afirmação é através do exemplo de dois tubos oriundos de um mesmo material de origem, com as mesmas propriedades mecânicas e microestruturais poderem apresentar diferentes valores de resistência ao colapso em virtude de sua fabricação e manuseamento: presença de imperfeições (trincas, perdas de espessura), desgaste, ovalização e excentricidade.

#### **4.7. ANÁLISE MICROESTRUTURAL**

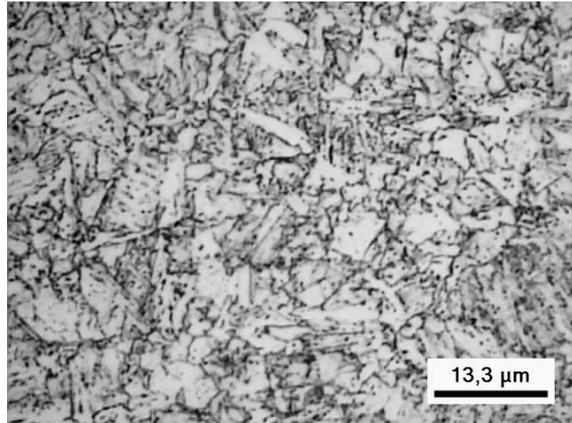
Na análise primária sem ataque químico, foram encontradas quantidades de inclusões não metálicas dentro da normalidade, sendo todas do tipo óxido globular. Como indicado na norma ASTM E45 [112], os principais métodos para análise quantitativa de inclusões são baseados em similaridades morfológicas e não necessariamente em suas identidades químicas. Dessa maneira, as inclusões do tipo óxido globular encontradas nas amostras, foram classificadas em função da morfologia. Como as amostras analisadas foram retiradas a partir da seção transversal do tubo, eram esperadas inclusões do tipo óxido globular, que possivelmente representam inclusões alongadas como sulfetos, porém cortadas transversalmente (frequentemente encontradas em produtos laminados). A quantidade relativamente baixa de inclusões está em sintonia com a composição química dos materiais que apresentaram baixos teores de impurezas.

##### **4.7.1. ATAQUE QUÍMICO DE NITAL 2%**

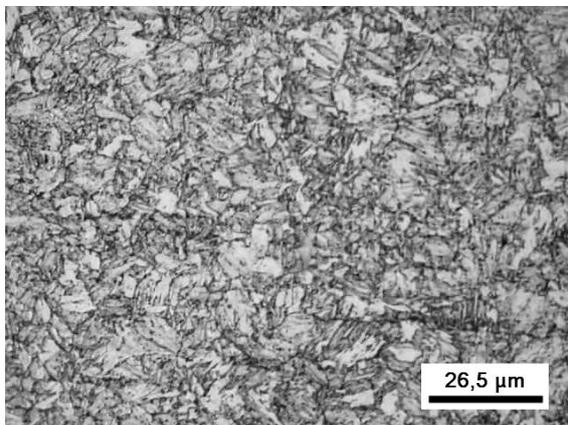
A análise com Nital 2% revelou os microconstituintes predominantes resolvíveis por microscopia óptica. As Figuras 4.11 a 4.13 mostram que a microestrutura é composta por martensita revenida, fundamentalmente ferrita e carbonetos.



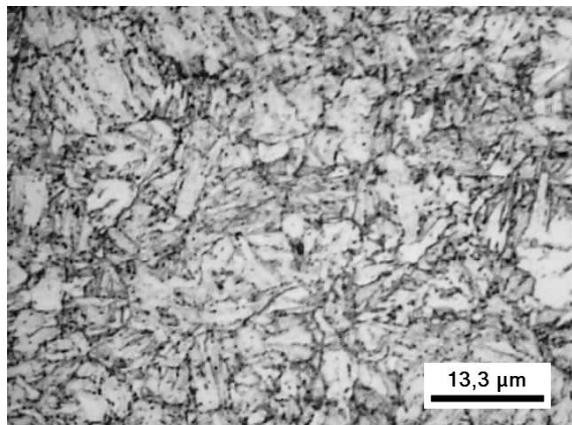
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



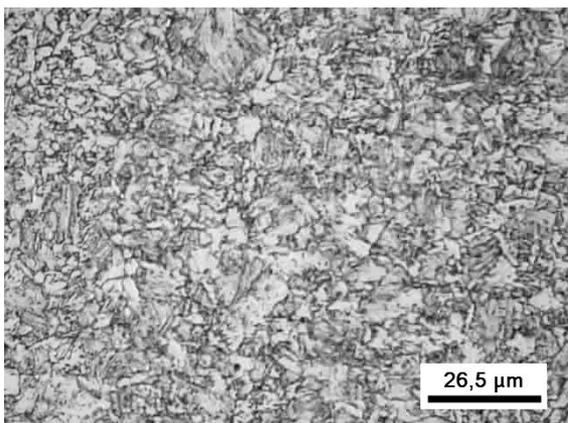
(b) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



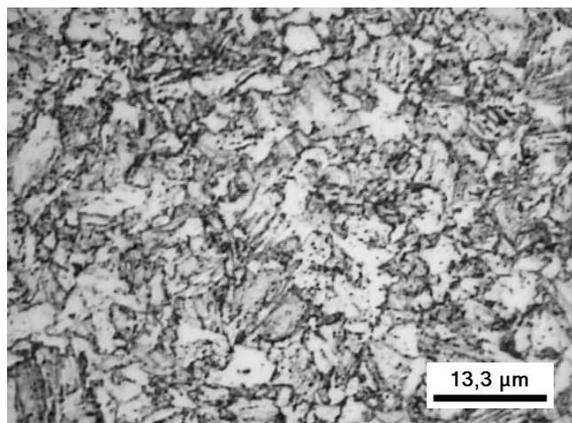
(c) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 1000x

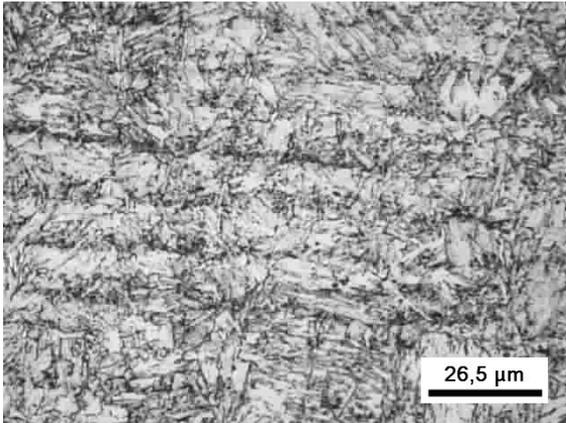


(e) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 500x

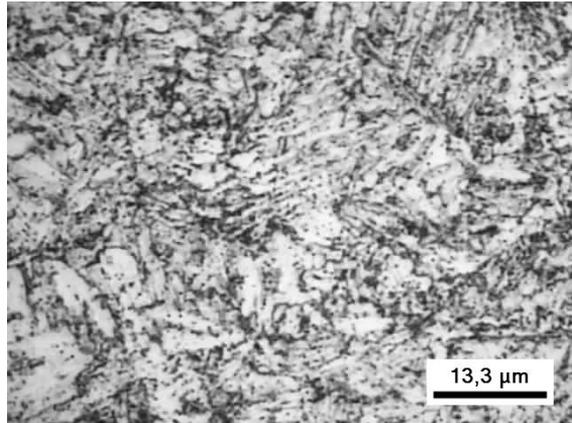


(f) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 1000x

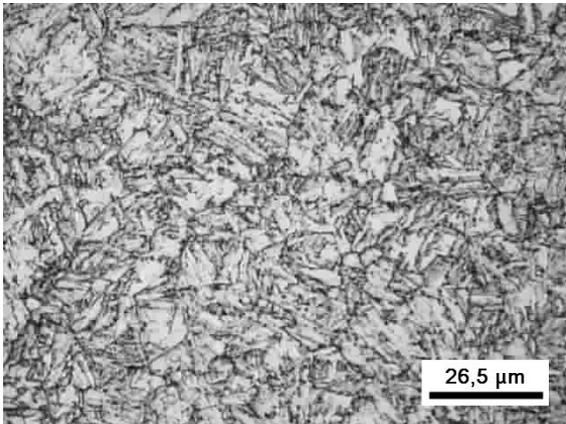
**Figura 4.11.** Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.



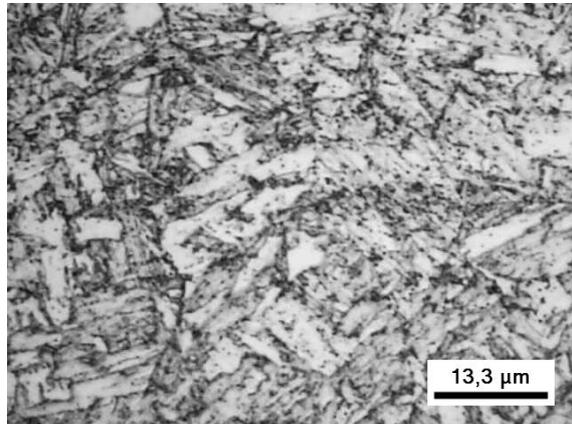
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



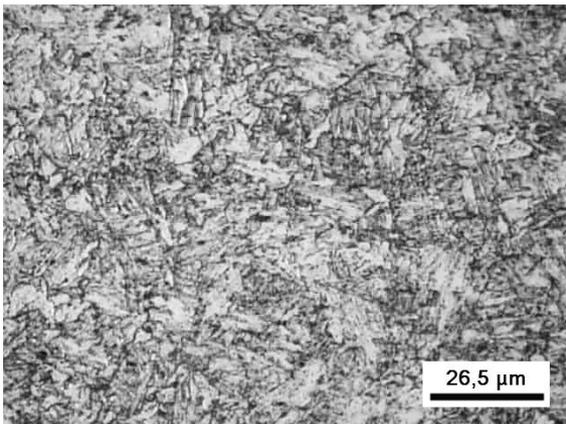
(b) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



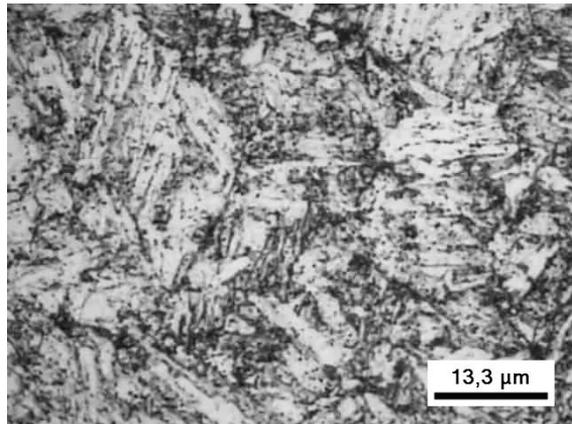
(c) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 1000x

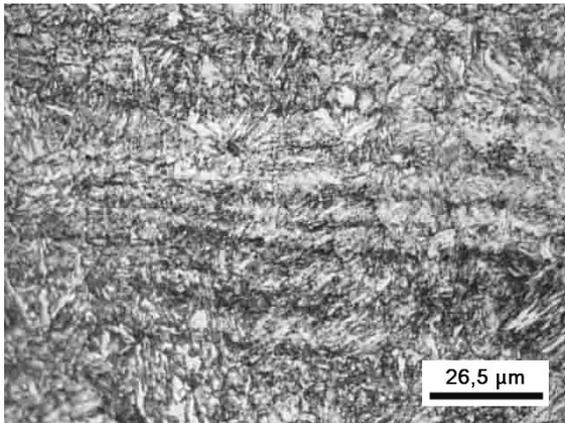


(e) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 500x

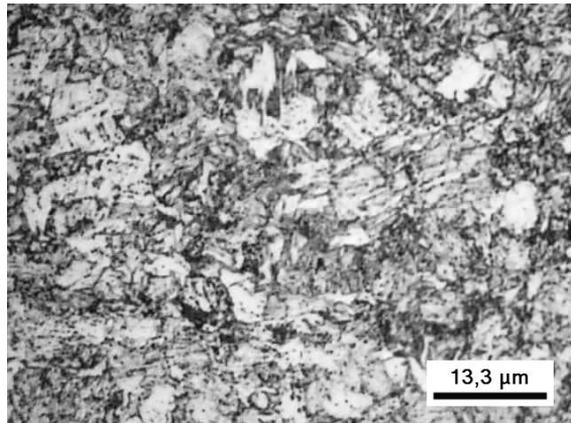


(f) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 1000x

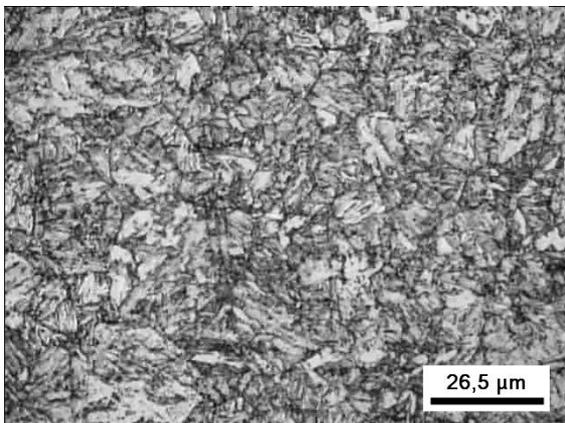
**Figura 4.12.** Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.



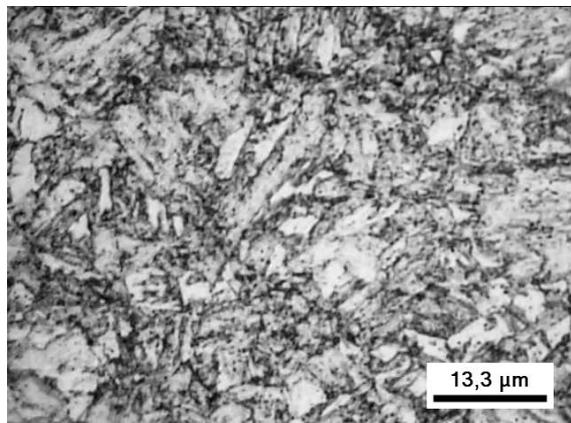
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



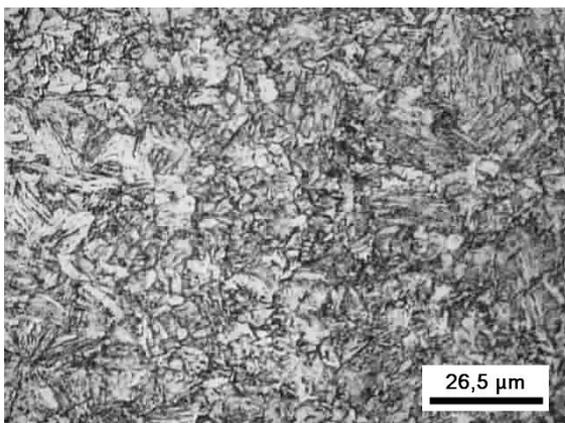
(b) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



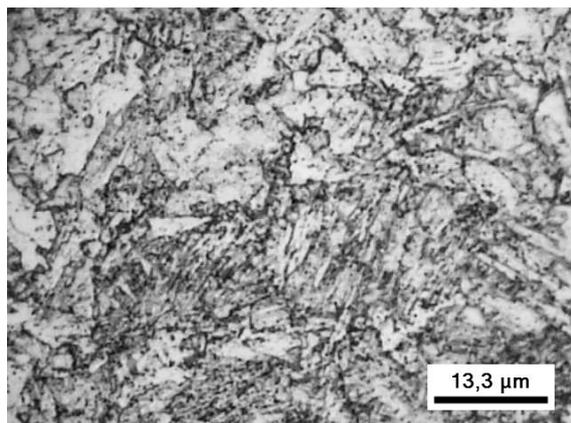
(c) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Metal de base próximo à superfície externa - Ampliação de aquisição: 1000x



(e) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 500x



(f) Metal de base próximo à superfície interna - Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.13.** Aspecto microestrutural do metal de base. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.

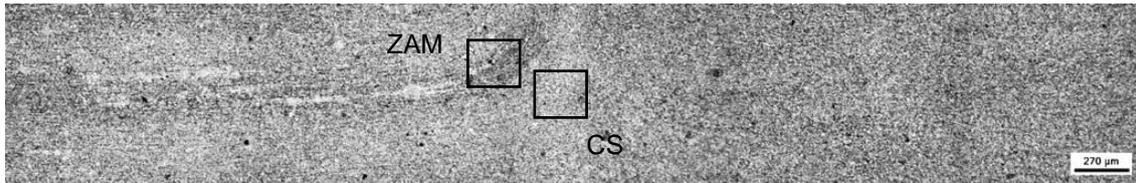
Conforme os tratamentos térmicos de têmpera e revenido empregados na fabricação do tubo, uma microestrutura composta fundamentalmente por ferrita e carbonetos era esperada. Através da análise por microscopia eletrônica de varredura será possível identificar os carbonetos com maior exatidão.

Conforme citado anteriormente, BHADESHIA e HONEYCOMBE [30] afirmam que após o tratamento térmico de revenimento a martensita perderá sua tetragonalidade e vai se decompor como ferrita e carbonetos precipitados. Essa microestrutura final é interessante do ponto de vista das propriedades mecânicas. Analisando-se os resultados mecânicos, pode-se entender a importância do tratamento térmico de revenimento, no qual, apesar de diminuir a resistência mecânica, promove o aumento da tenacidade e ductilidade do material, características muito importantes em aços estruturais.

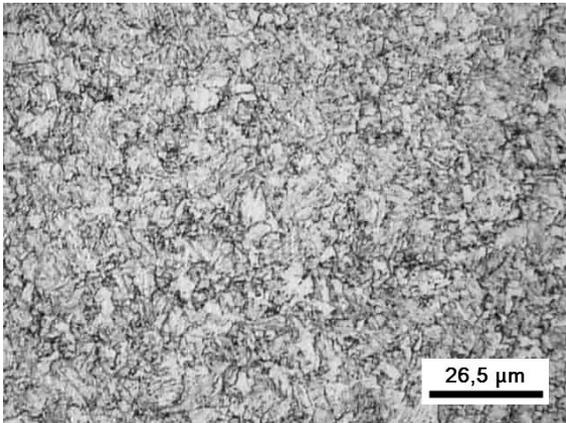
A microestrutura do metal de base se mostrou uniforme ao longo de toda a espessura das amostras. Ao analisar os três tubos estudados, nenhum apresentou grande diferença entre as regiões internas e externas. Essa característica é importante, pois indica que foram mantidas as mesmas propriedades mecânicas e características do tubo ao longo da espessura.

Outra característica interessante vista nas Figuras 4.11a, 4.12a e 4.13a, é a presença de um bandeamento, identificado por linhas horizontais mais escuras. Esse bandeamento é típico de material laminado e é esperado para os tubos estudados. Posteriormente, nas Figuras 4.18 4.19 e 4.20 será possível verificar essas linhas de laminação assim como o resultado da presença dessas linhas na região da solda.

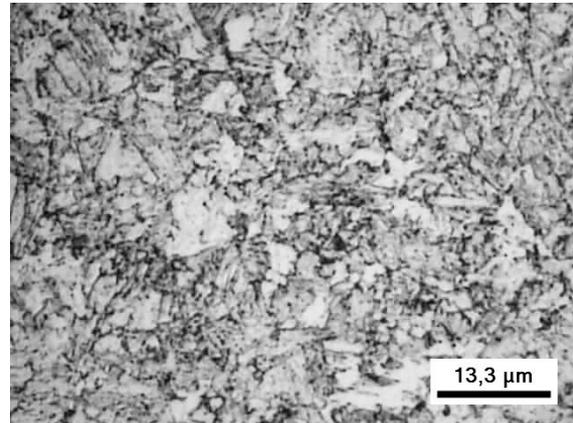
A seguir, as Figuras 4.14 a 4.16 mostram a microestrutura da região soldada de cada tubo. É possível perceber que a distinção usualmente encontrada entre as diversas regiões de uma junta soldada (metal de base, zona termicamente afetada e centro da solda) não é verificada. Dessa forma, a região adjacente à linha de solda não foi identificada como zona termicamente afetada (ZTA) ou zona termomecanicamente afetada (ZTMA), mas apenas como zona mecanicamente afetada (ZAM). Isso foi motivado pelo fato de que o único efeito resultante da soldagem que foi verificado foi do trabalho mecânico associado ao processo de união por indução de alta frequência.



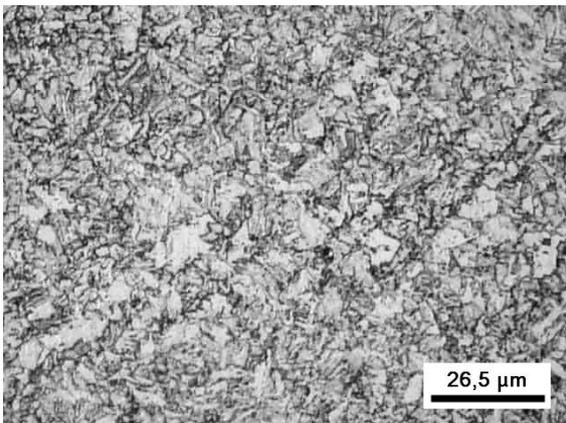
(a) Linha de solda. Ampliação de aquisição: 50x



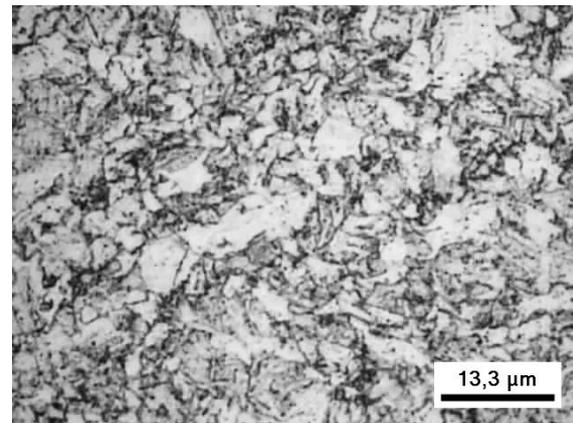
(b) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 500x



(c) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 1000x

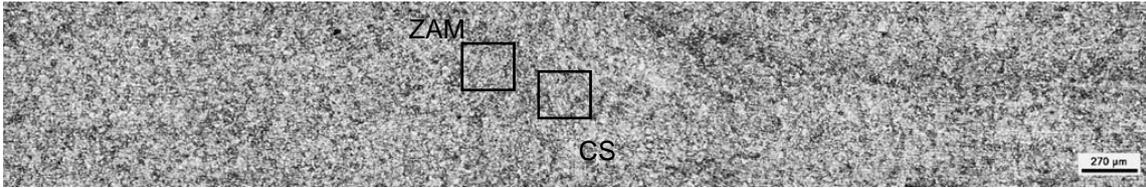


(d) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 500x

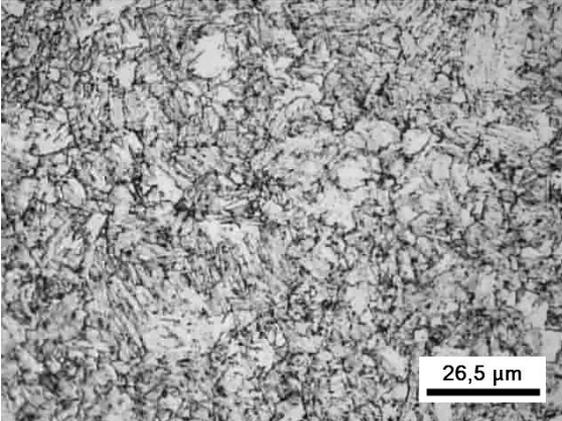


(e) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 1000x

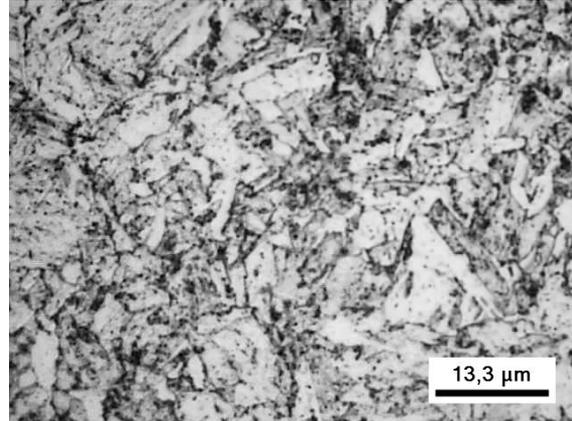
**Figura 4.14.** Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes.  
Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.



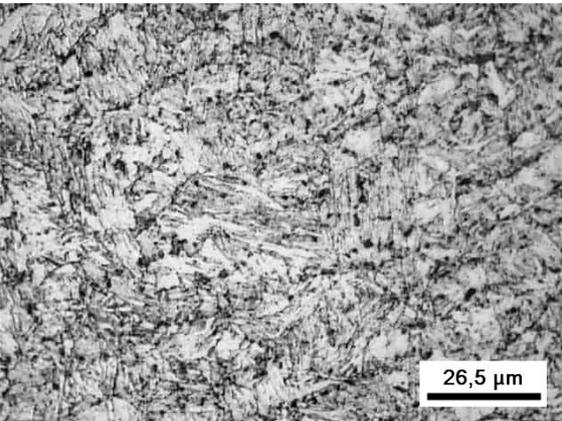
(a) Linha de solda. Ampliação de aquisição: 50x



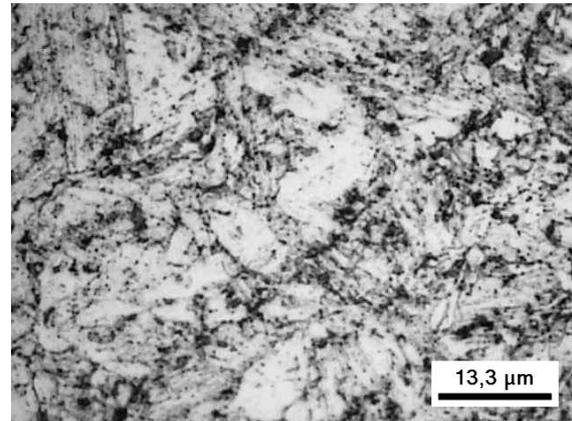
(b) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 500x



(c) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 1000x



(d) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 500x



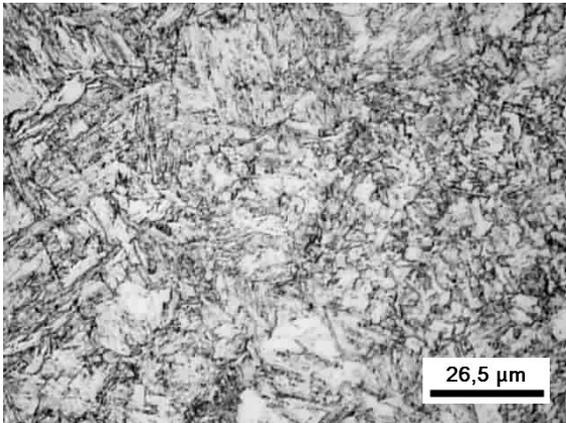
(e) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.15.** Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes.

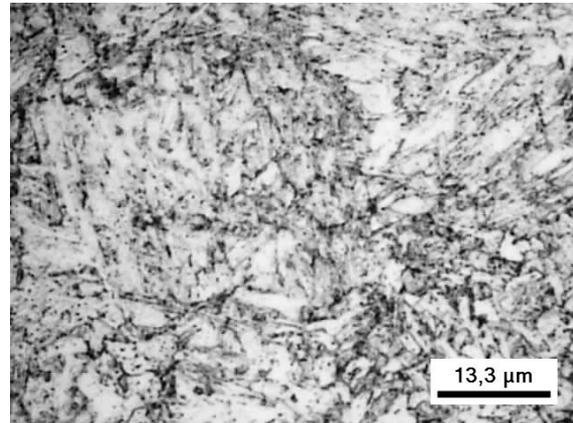
Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.



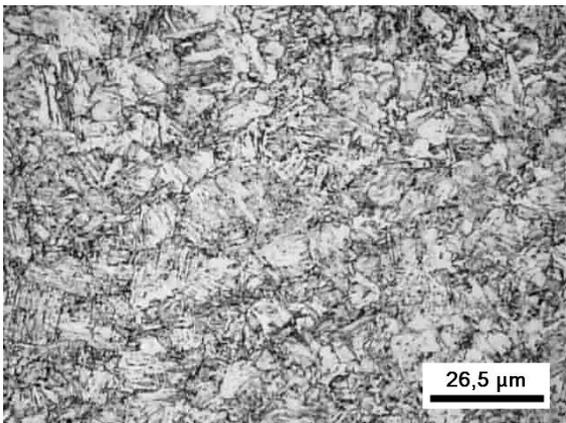
(a) Linha de solda. Ampliação de aquisição: 50x



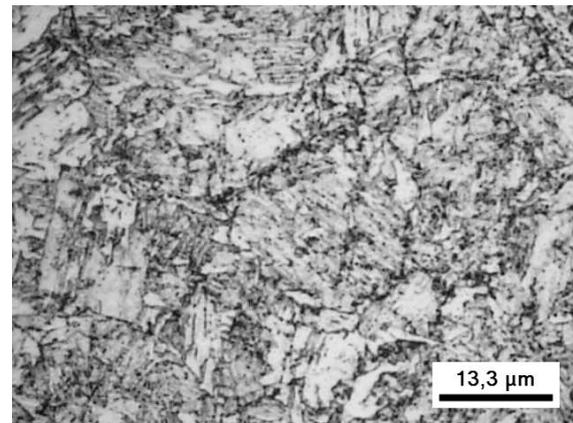
(b) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 500x



(c) Centro da linha de solda (CS) -  
Ampliação de aquisição: 1000x



(d) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 500x

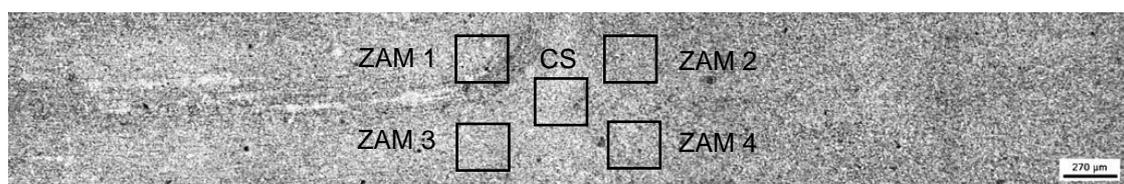


(e) Zona afetada mecanicamente (ZAM) -  
Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.16.** Aspecto microestrutural da linha de solda e regiões adjacentes.  
Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%.

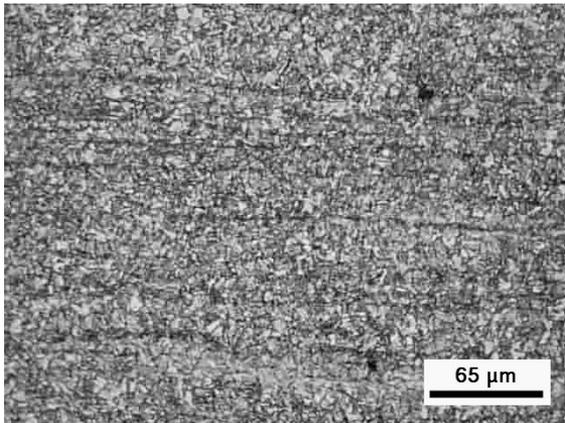
A semelhança entre as diversas regiões próximas a solda é uma característica da fabricação do tubo, que é submetido a tratamento térmico de têmpera e revenido após a realização da soldagem. Com isso, aspectos usualmente encontrados em soldas sem posterior tratamento térmico ou com tratamentos térmicos subcríticos não foram verificados. Uma dessas características é a transformação da zona termicamente afetada. Como após a soldagem o tubo é austenitizado, temperado e revenido integralmente ao longo de todo seu comprimento, as disparidades microestruturais entre metal de base, zona termicamente afetada e linha de solda não são fortemente evidenciadas como antes. Comparando-se as microestruturas do centro da solda (Figuras 4.14c, 4.15c e 4.16c) e do centro do metal de base (Figuras 4.11b, 4.12b, 4.13b) em grande ampliação, é possível verificar que as estruturas são muito semelhantes. Não obstante, caso os tubos não fossem submetidos a tratamento térmico semelhante, as alterações microestruturais e também de propriedades mecânicas provenientes dos diferentes ciclos térmicos oriundos da soldagem seriam bem evidentes, como encontrado em outros trabalhos [49,52,63]. Outra vantagem de se realizar o tratamento térmico de têmpera e revenido após a soldagem é a eliminação de um tratamento térmico exclusivo para alívio de tensões, caso fosse aplicável.

A seguir, as Figuras 4.18 a 4.20 comparam o metal de base e regiões próximas ao centro da solda em de cada um dos tubos analisados. Percebe-se que as microestruturas são similares, porém é possível identificar as linhas de fluxo. A Figura 4.17 mostra a localização de cada região analisada em relação à junta soldada.

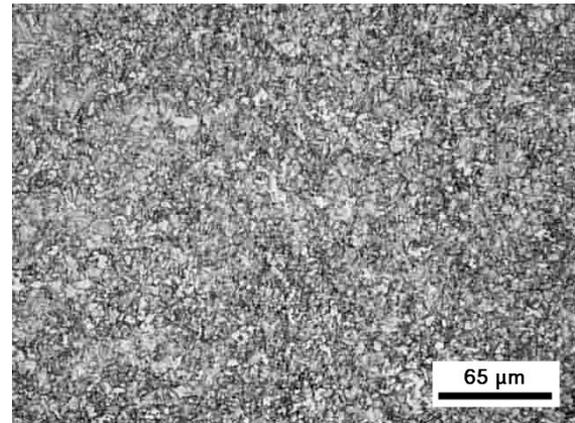


**Figura 4.17.** Identificação das regiões analisadas próximas à linha de solda.

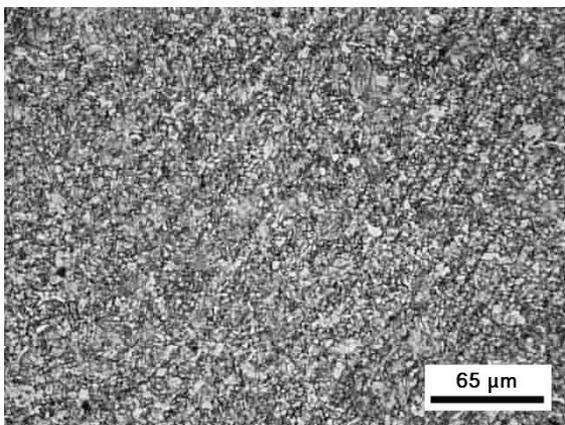
Microscopia óptica. Ataque de Nital 2%. Ampliação de aquisição: 50x.



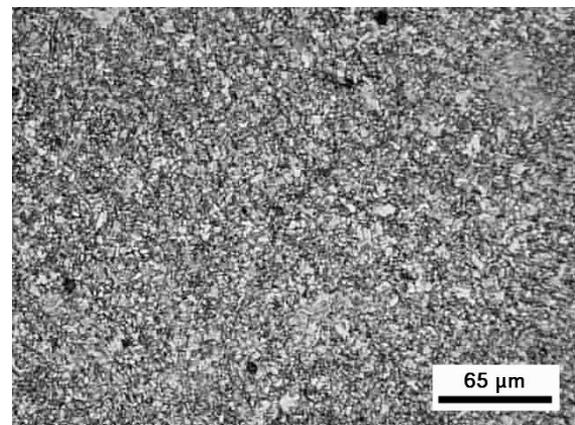
(a) Centro do metal de base.



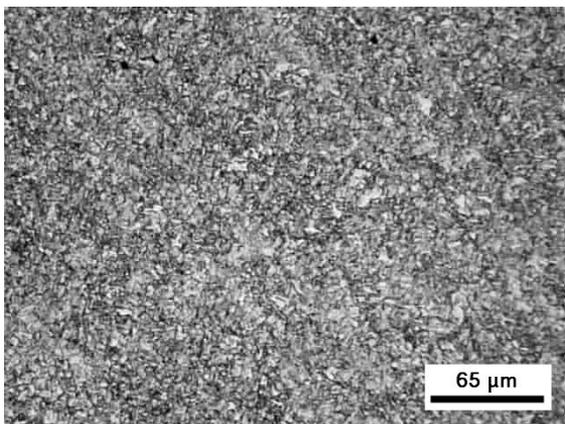
(b) Centro da linha de solda.



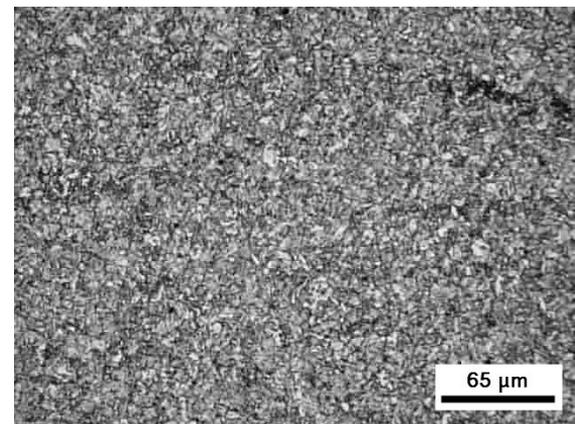
(c) Zona afetada mecanicamente 1.



(d) Zona afetada mecanicamente 2.

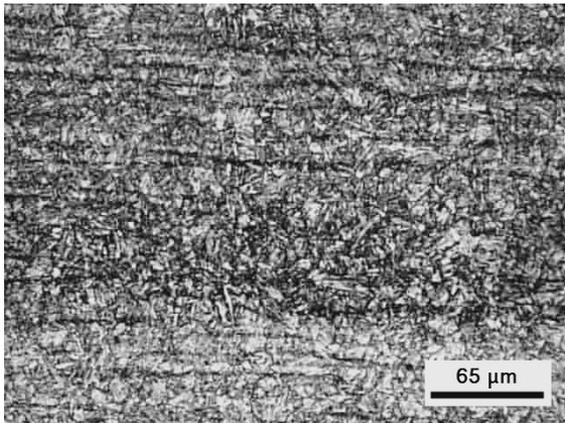


(e) Zona afetada mecanicamente 3.

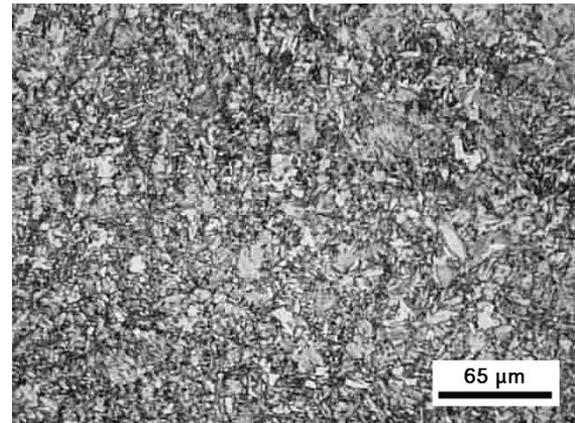


(f) Zona afetada mecanicamente 4.

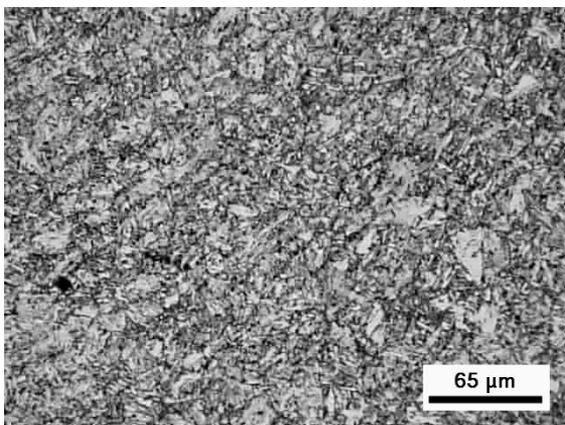
**Figura 4.18.** Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%.



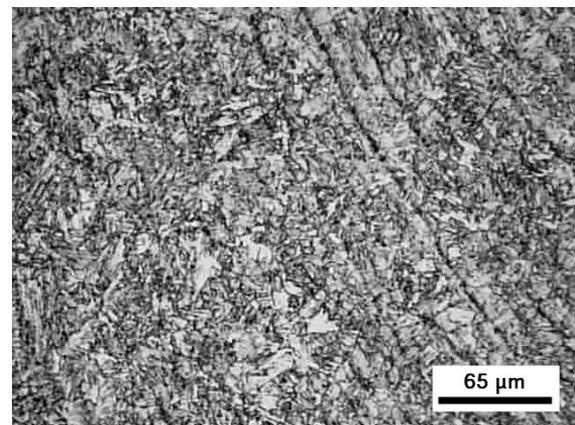
(a) Centro do metal de base.



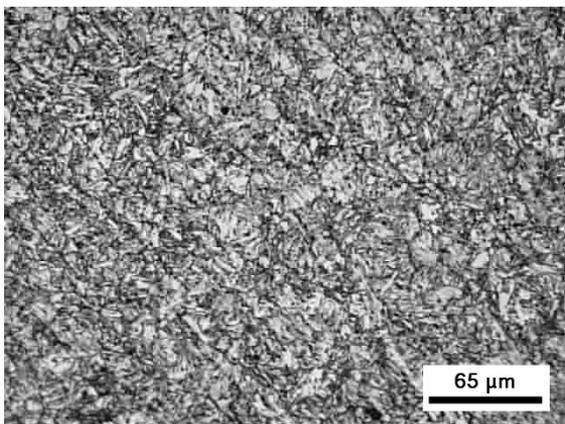
(b) Centro da linha de solda.



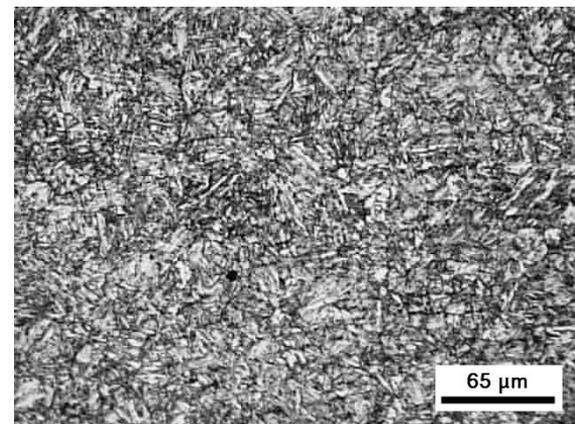
(c) Zona afetada mecanicamente 1.



(d) Zona afetada mecanicamente 2.

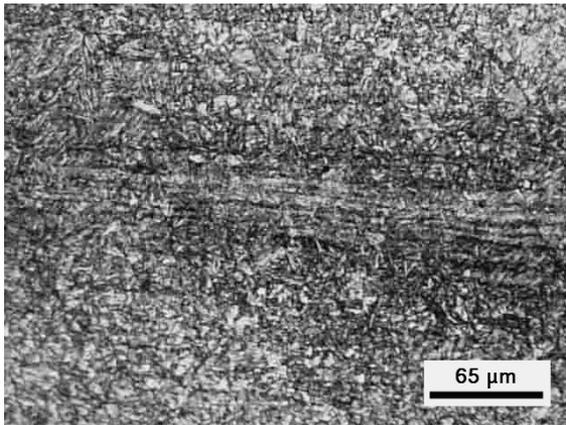


(e) Zona afetada mecanicamente 3.

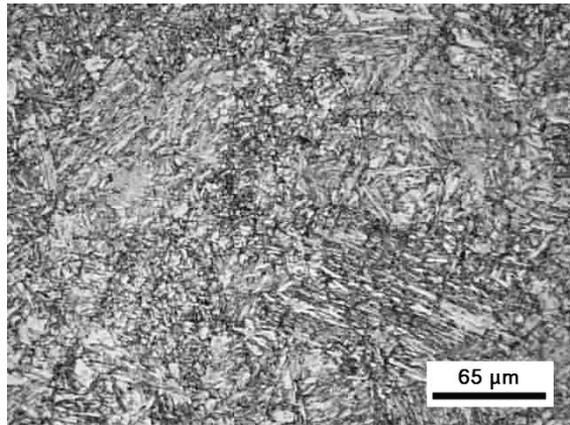


(f) Zona afetada mecanicamente 4.

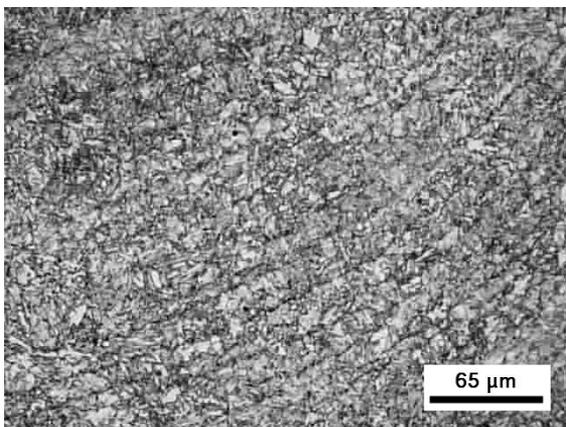
**Figura 4.19.** Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%.



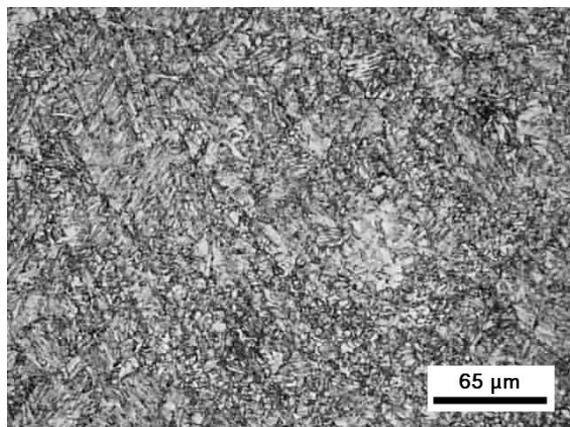
(a) Centro do metal de base.



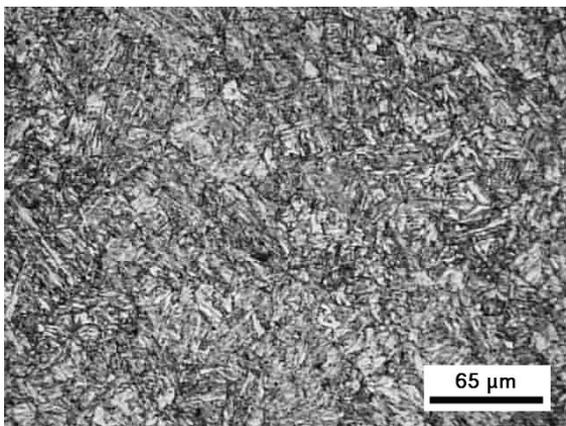
(b) Centro da linha de solda.



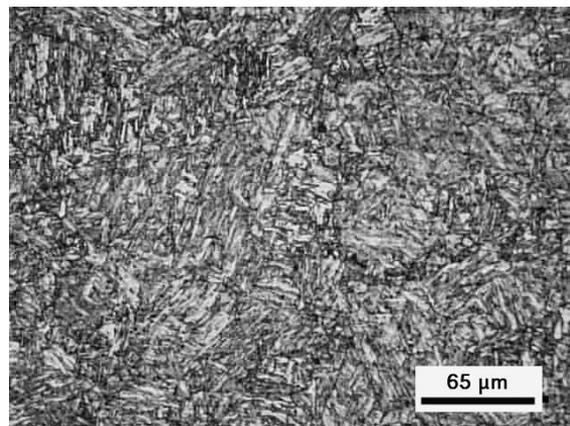
(c) Zona afetada mecanicamente 1.



(d) Zona afetada mecanicamente 2.



(e) Zona afetada mecanicamente 3.



(f) Zona afetada mecanicamente 4.

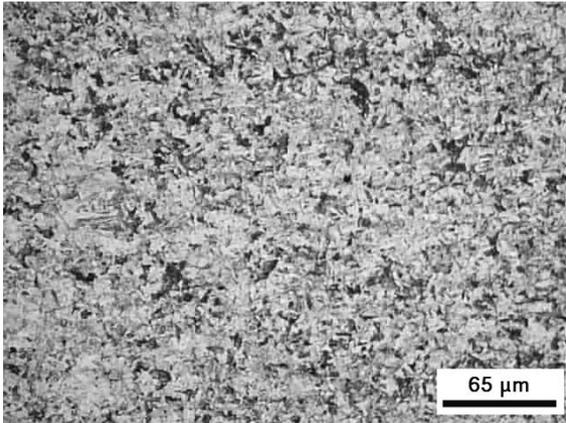
**Figura 4.20.** Microestrutura próxima à linha de solda exibindo as linhas de fluxo. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ampliação de aquisição: 200x. Ataque de Nital 2%.

A chapa que dá origem ao tubo na fabricação de componente por soldagem por indução de alta frequência é laminada. A laminação tradicionalmente apresenta as linhas de laminação, que são essencialmente bandeamentos que podem ser visualizados em análise por microscopia óptica [12]. As Figuras 4.18a, 4.19a e 4.20a evidenciam esse fenômeno, porém sem grande destaque devido ao tratamento térmico realizado após a soldagem que dificulta sua detecção. Sabe-se que na execução da soldagem por indução de alta frequência, há a aplicação de uma força que pressiona e liga metalurgicamente as faces. Logo, essas linhas de laminação, ao se aproximarem da região da união, seguem as linhas de fluxos provenientes do processo de expulsão do material fundido, no qual há um escoamento de material tanto em direção à superfície interna como externa. Como esperado, exatamente no centro da linha de solda, as linhas de fluxo não são encontradas, Figuras 4.18b, 4.19b e 4.20b.

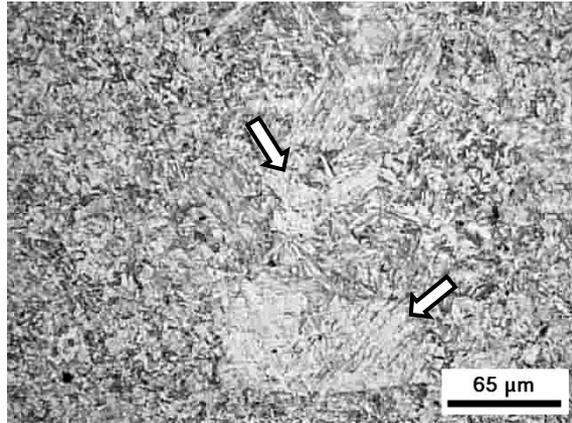
Vale destacar que apesar do tratamento térmico pós-soldagem, as linhas de fluxo do metal de base e oriundas da soldagem não são suprimidas. Isso ocorre pelo fato de que transformações dessa natureza demandariam longo tempo e elevadas temperaturas, sendo que esses parâmetros não são satisfeitos durante o tratamento de têmpera e revenido na linha de produção do tubo. Dessa maneira, a microestrutura é modificada com os tratamentos térmicos, mas ainda assim as características referentes à laminação e deformação da soldagem são preservadas. Essa manutenção das linhas de fluxo após tratamentos térmicos também foi evidenciada nos trabalhos de MELO [26] e YAN [49].

#### 4.7.2. ATAQUE QUÍMICO DE VILELLA'S

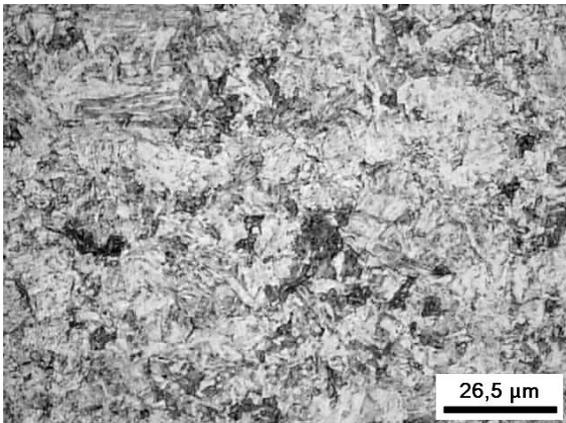
A análise microestrutural utilizando o reagente de Vilella's evidenciou uma alteração microestrutural entre o metal de base e algumas regiões do centro da solda não visualizada com ataque de Nital 2%. As Figuras 4.21 a 4.23 comparam o metal de base (figuras à esquerda) com o centro da união (figuras à direita) em diferentes ampliações. No centro da solda há locais com um tamanho de grão maior que do metal de base. Outrossim, esses grãos mais grosseiros não se estendem por toda a linha de solda e são encontrados apenas em regiões isoladas. Nas Figuras 4.21b, 4.22b e 4.23b, os locais de grãos mais grosseiros são apontados pelas setas pretas. Já nas imagens de maior aumento das Figuras 4.21 a 4.23, essa diferença é claramente perceptível.



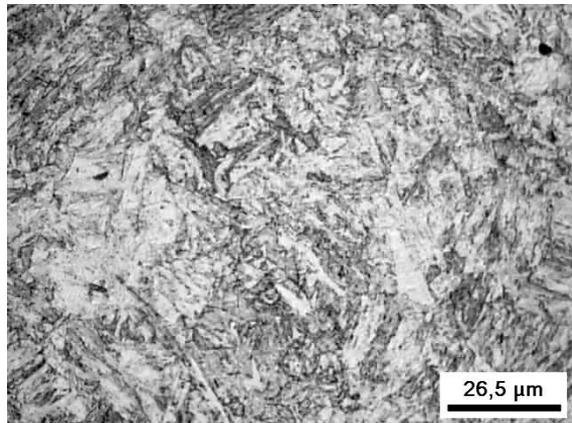
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 200x



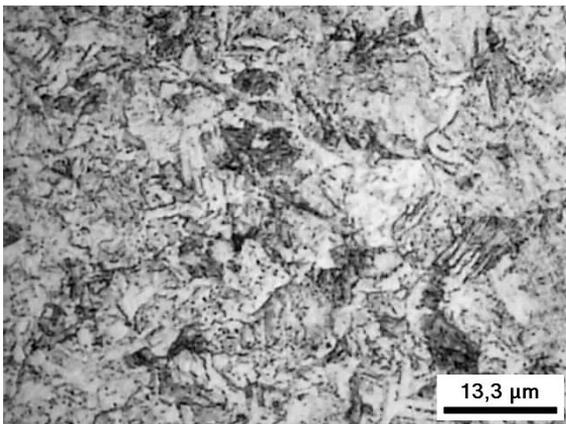
(b) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 200x



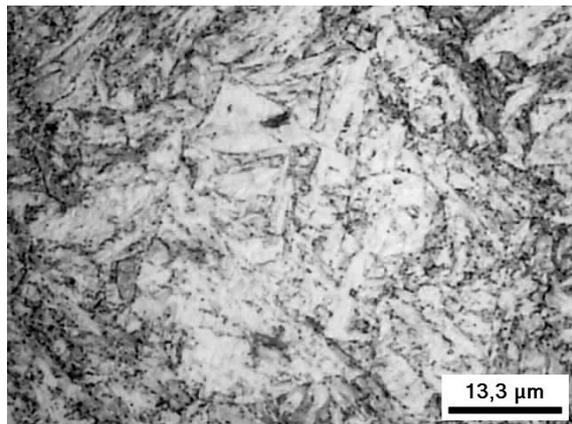
(c) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 500x



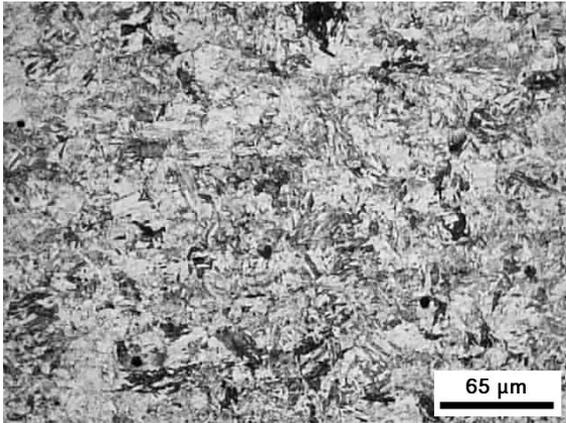
(e) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



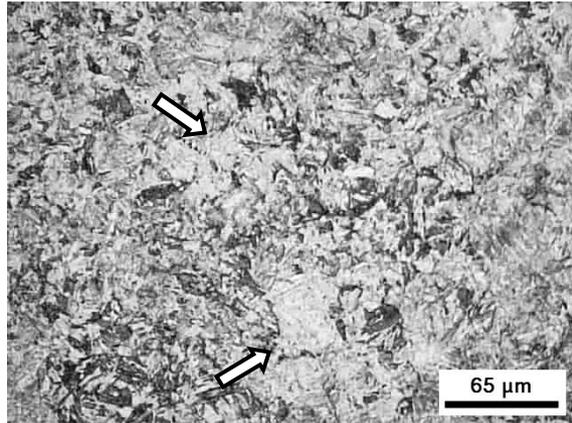
(f) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.21.** Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros.

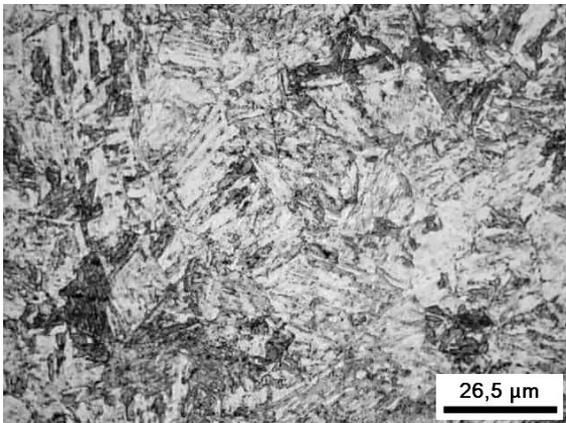
Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's.



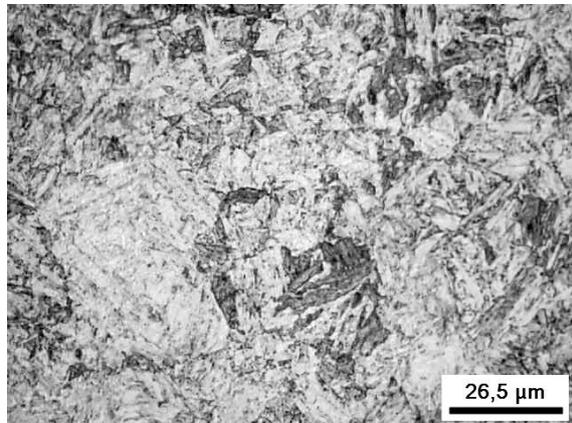
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 200x



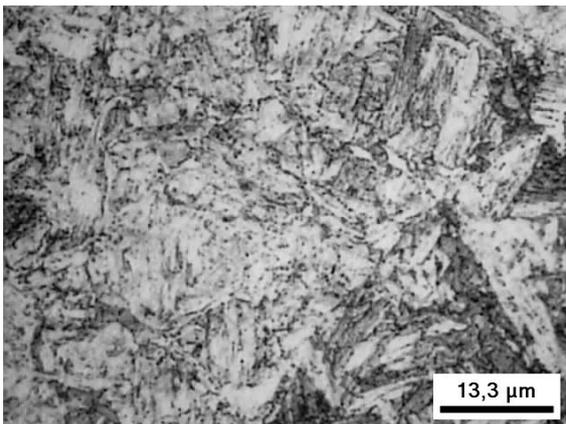
(b) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 200x



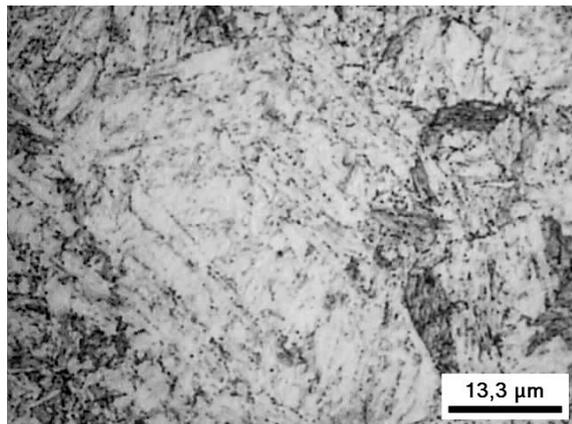
(c) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 500x



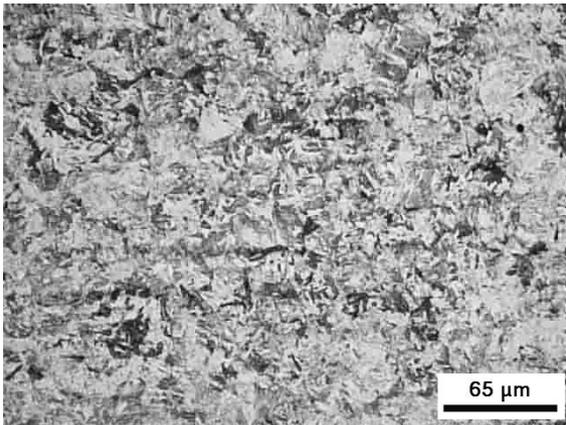
(e) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



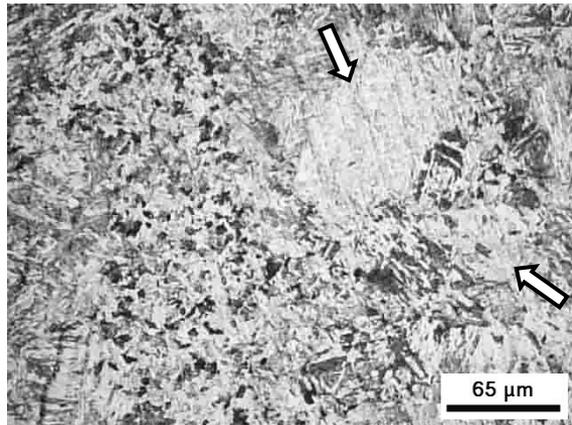
(f) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.22.** Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros.

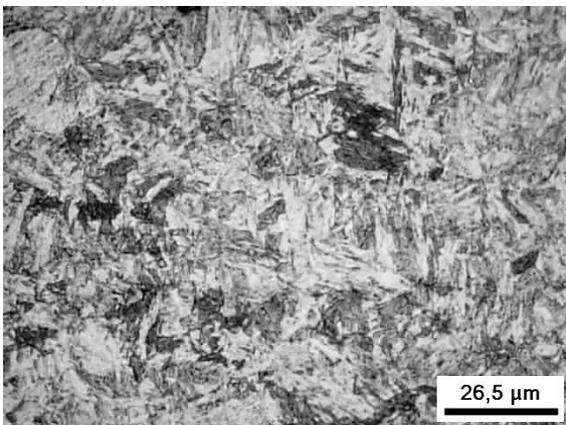
Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's.



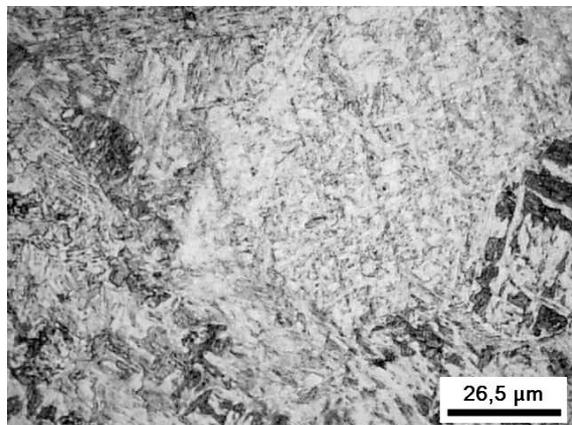
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 200x



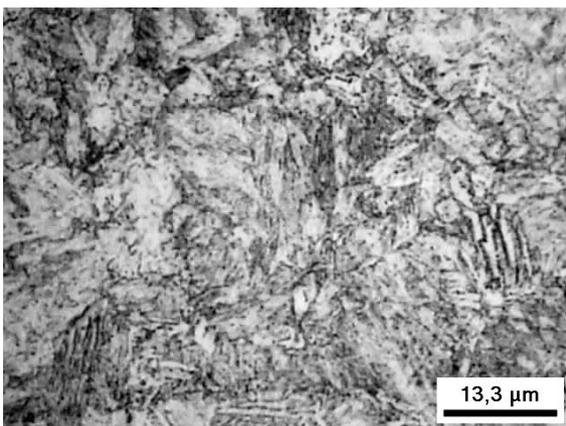
(b) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 200x



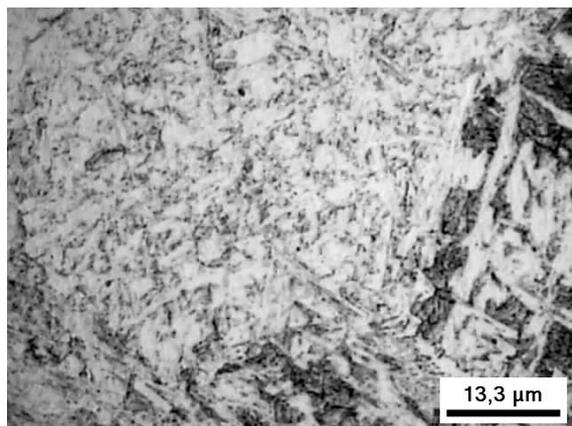
(c) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 500x



(d) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 500x



(e) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



(f) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 1000x

**Figura 4.23.** Aspecto microestrutural do metal de base e do centro da solda. As setas na imagem de menor ampliação indicam locais com presença de grãos mais grosseiros.

Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque de Vilella's.

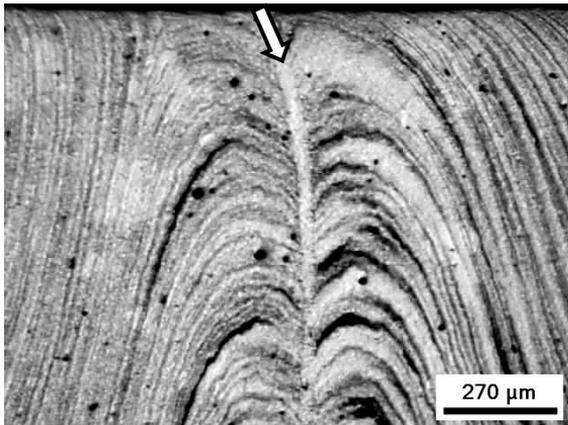
Essa maior granulometria pode ser explicada pela posição dessa região em relação à soldagem. A região central da linha de solda foi submetida às maiores temperaturas em função da sua menor distância em relação à região fundida que foi expulsa durante a soldagem. O crescimento de grão depende tanto do tempo, como da temperatura e, em ambos os casos, é diretamente proporcional. Ou seja, aumentando-se a temperatura acima da temperatura de recristalização ou aumentando o tempo que o material permanece nesta temperatura, aumenta-se o tamanho de grão [23,98]. Logo, por atingir maiores temperaturas e permanecer em temperaturas elevadas por mais tempo, essa região da linha de solda apresentou maior tamanho de grão em alguns locais. Todavia, esse aumento isolado no tamanho de grão não alterou o comportamento do material em baixas temperaturas, visto que mesmo no ensaio mais crítico a solda ainda apresentou fratura completamente dúctil.

#### 4.7.3. ATAQUE COM REAGENTE PARA REVELAR OS GRÃOS DE AUSTENITA PRÉVIA

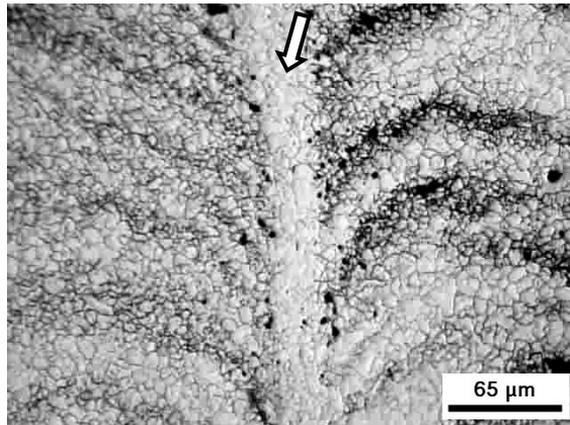
A análise microestrutural utilizando a solução para revelar contornos de grãos da austenita prévia se mostrou interessante por três aspectos principais: pôde mostrar com mais detalhes as características da linha de solda, revelou o grão da austenita prévia e evidenciou as linhas de fluxo da soldagem com um contraste muito superior ao ataque com Nital 2% ou Vilella's.

Em soldagens por indução de alta frequência, usualmente o material apresenta na linha de solda uma região descarbonetada e com menor quantidade de elementos de liga. Na análise realizada com austenita prévia, foi possível detectar essa região, que nos ataques anteriores era presente, mas não era nitidamente observável. Como citado anteriormente, isso ocorre devido ao aquecimento da região, oxidação de alguns elementos na superfície aquecida (como é o caso do carbono que oxida e gera CO e CO<sub>2</sub>) e posterior expulsão desses óxidos devido à força aplicada.

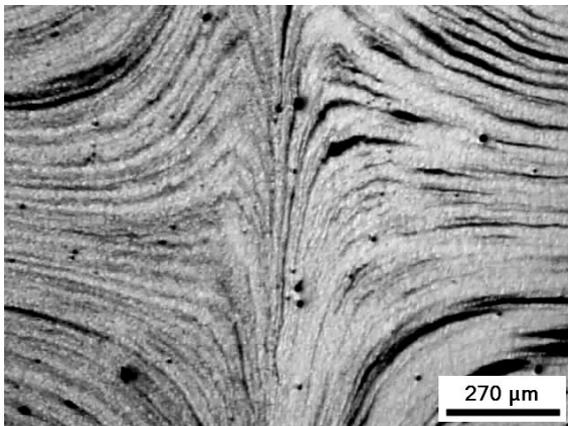
As Figuras 4.24 a 4.26 mostram a linha de solda de cada tubo, destacando as linhas de solda descarbonetadas (indicadas com setas) e mostrando as linhas de fluxo da soldagem com um excelente contraste. A Figura 4.27 mostra a análise do metal de base. É possível perceber um grão de austenita prévia mais grosseiro no Tubo AN289 (11D) que apesar de não ter apresentado grande discrepância nos ensaios de impacto, mostrou valores um pouco inferiores aos outros dois tubos possivelmente por conta desse aspecto.



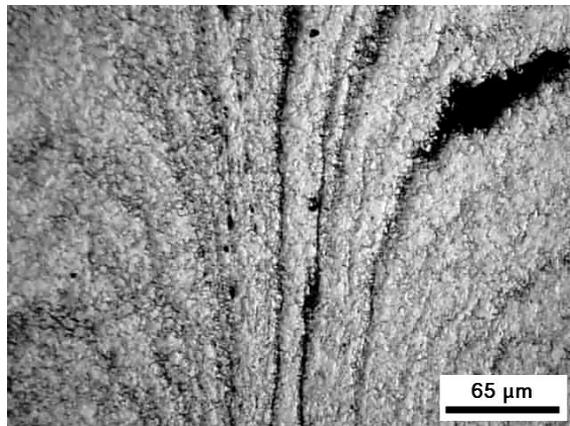
(a) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 50x



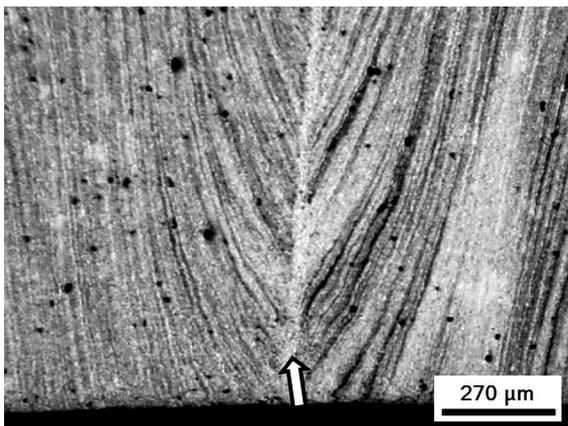
(b) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 200x



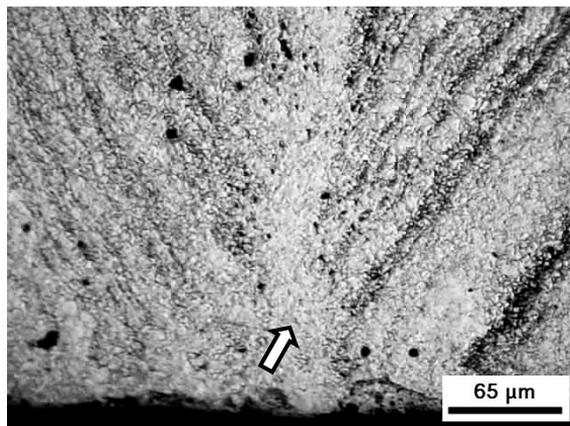
(c) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 50x



(d) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 200x

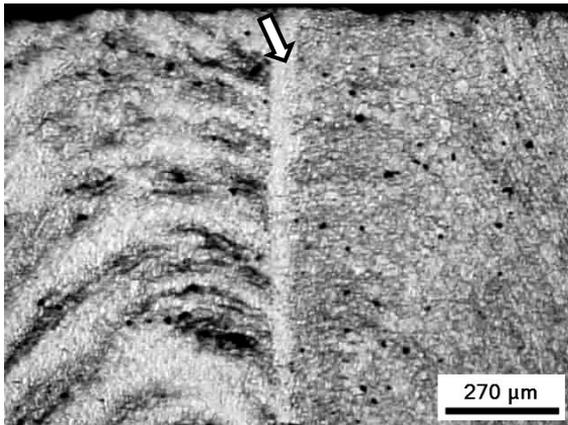


(e) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 50x

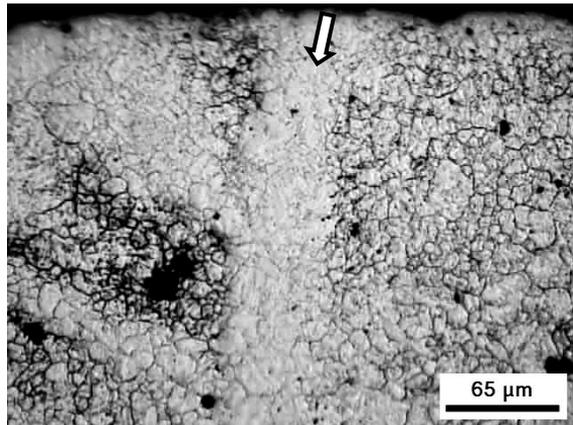


(f) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 200x

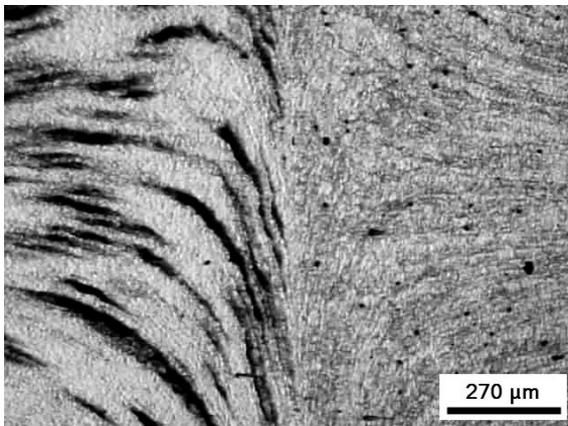
**Figura 4.24.** Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região descarbonetada no centro. Tubo AL489 (8D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia.



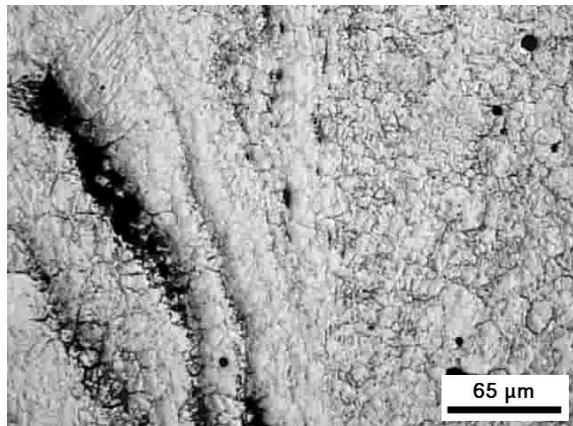
(a) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 50x



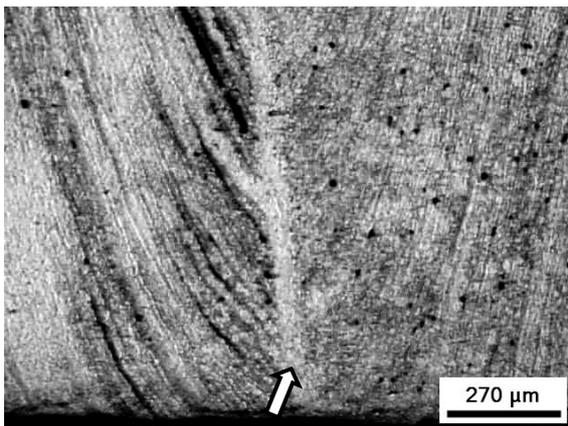
(b) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 200x



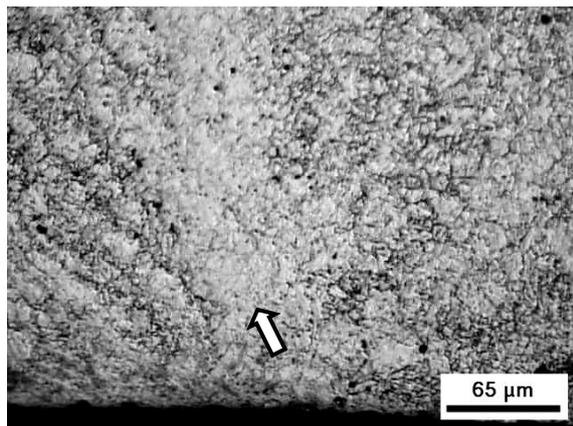
(c) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 50x



(d) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 200x

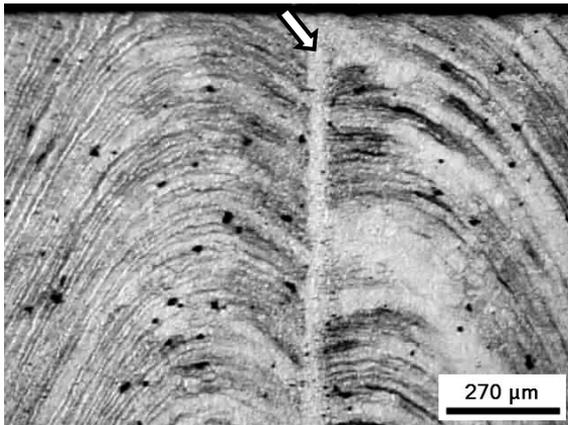


(e) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 50x

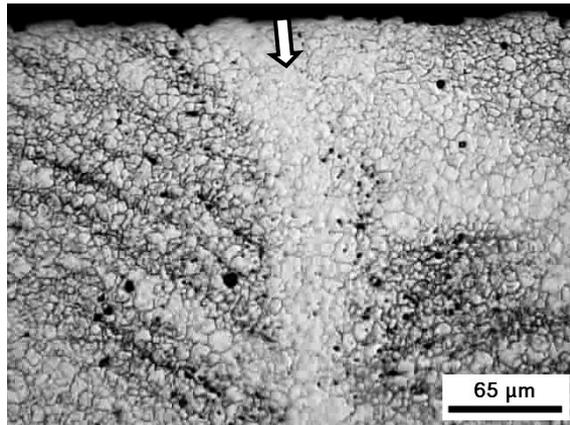


(f) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 200x

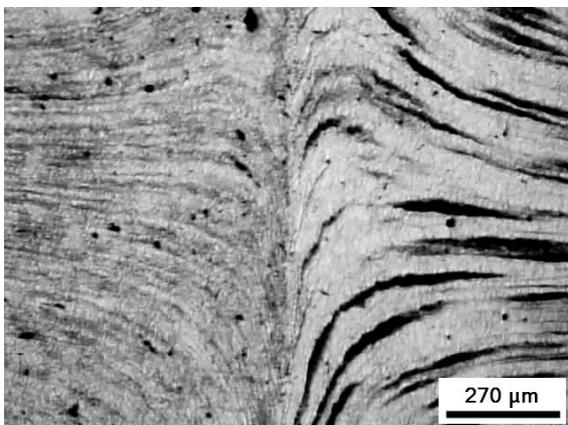
**Figura 4.25.** Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região decarbonetada no centro. Tubo AN289 (11D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia.



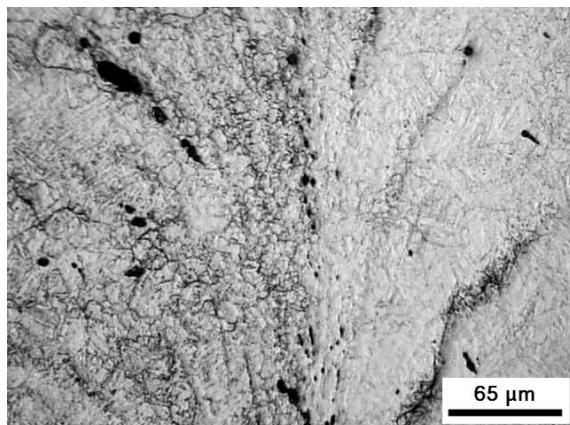
(a) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 50x



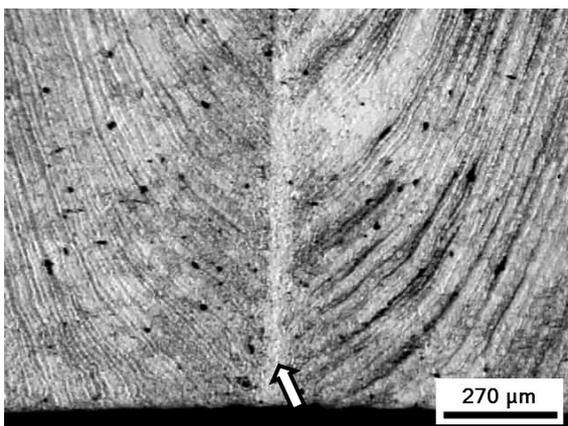
(b) Linha de solda na superfície externa -  
Ampliação de aquisição: 200x



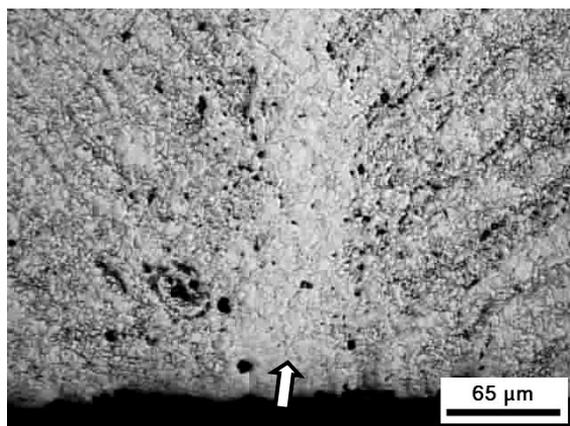
(c) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 50x



(d) Linha de solda no centro da espessura -  
Ampliação de aquisição: 200x

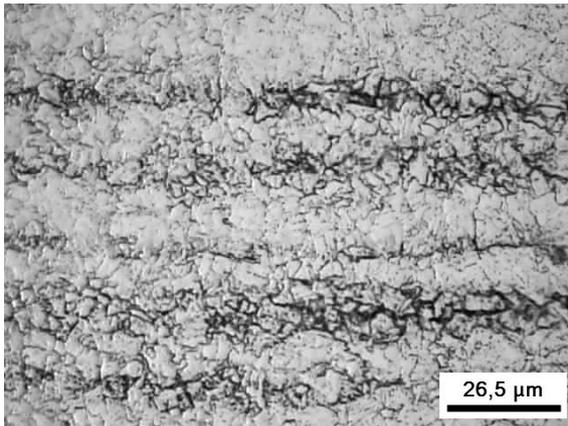


(e) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 50x

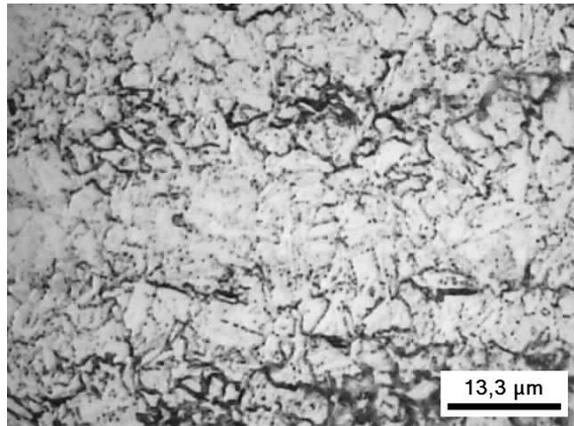


(f) Linha de solda na superfície interna -  
Ampliação de aquisição: 200x

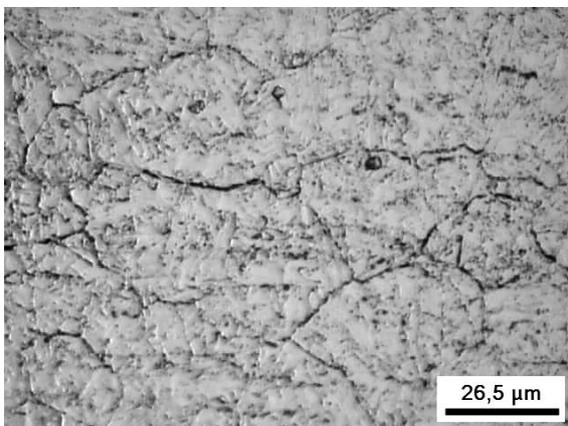
**Figura 4.26.** Microestrutura da linha de solda com as setas indicando região descarbonetada no centro. Tubo AL497 (15D). Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia.



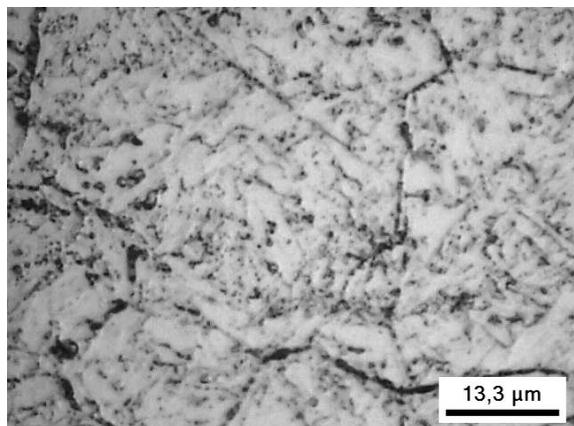
(a) Metal de base - Ampliação de aquisição: 500x - Tubo AL489 (8D)



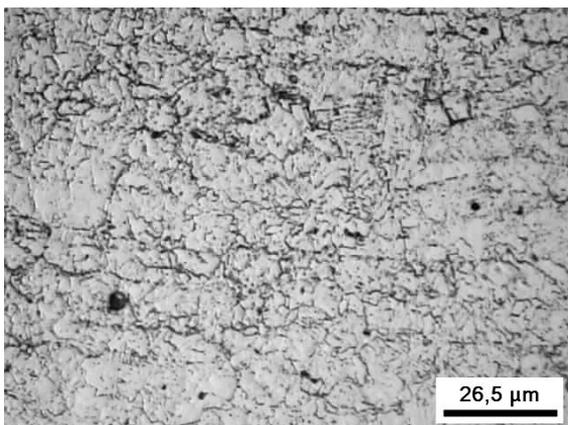
(b) Metal de base - Ampliação de aquisição: 1000x - Tubo AL489 (8D)



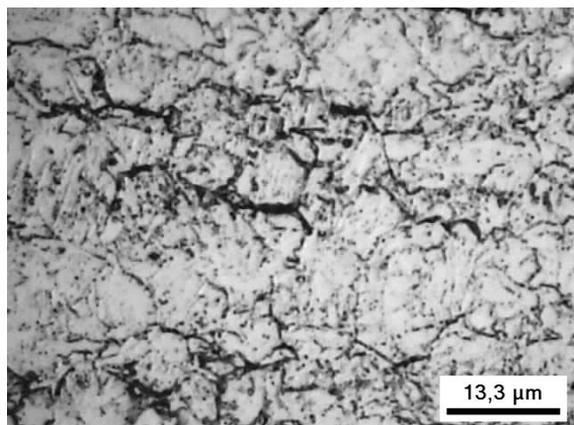
(c) Metal de base - Ampliação de aquisição: 500x - Tubo AN289 (11D)



(d) Metal de base - Ampliação de aquisição: 1000x - Tubo AN289 (11D)



(e) Metal de base - Ampliação de aquisição: 500x - Tubo AL497 (15D)



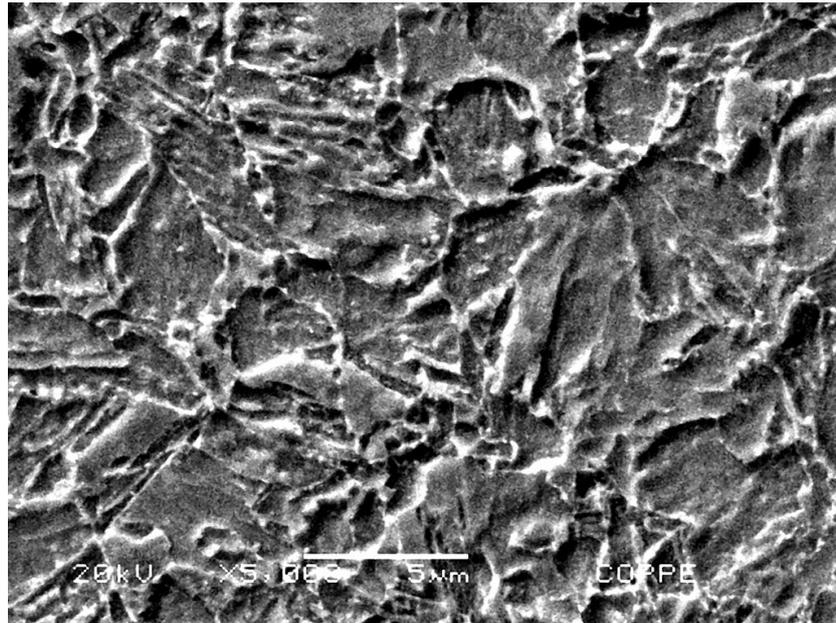
(f) Metal de base - Ampliação de aquisição: 1000x - Tubo AL497 (15D)

**Figura 4.27.** Metal de base com os grãos de austenita prévia revelados. Microscopia óptica. Ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia.

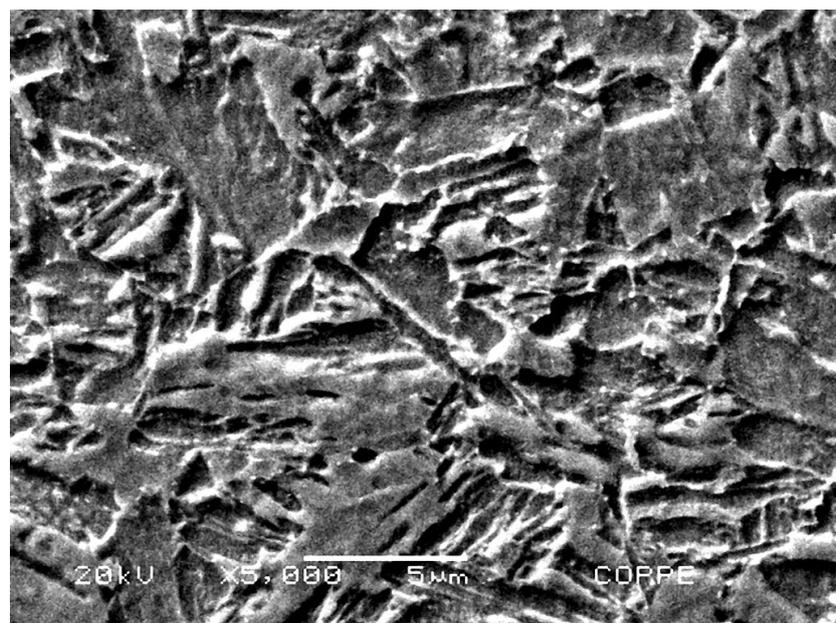
#### 4.7.4. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A análise por microscopia eletrônica de varredura foi realizada no tubo AL489 (8D) utilizando o reagente de Nital 2%. A análise por microscopia eletrônica permite visualizar melhor alguns aspectos microestruturais que muitas vezes são essenciais para uma caracterização mais completa do material. Essa possibilidade de uma visualização mais precisa é importante, pois conforme evidenciado por HASSEL [36], pontos escuros usualmente apontados como carbonetos na microscopia óptica podem ser, na verdade, pequenos pites oriundos possivelmente da preparação ou do ataque químico na amostra.

Conforme BHADSHIA e HONEYCOMBE [30], um dos estágios do revenimento é a nucleação de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) a partir dos carbonetos épsilon ( $\epsilon$ ) e também nos contornos de grão, tanto nos grãos da austenita prévia como nos contornos das ripas de martensita. A Figura 4.28 mostra o metal de base, onde é possível observar os detalhes da matriz ferrítica e carbonetos distribuídos pela matriz, mas principalmente nos contornos de grão, conforme esperado. A Figura 4.29 compara as microestruturas da solda e do metal de base, no qual novamente foi possível perceber a semelhança microestrutural entre ambas as regiões. A análise por microscopia eletrônica complementou a análise por microscopia óptica, onde foi possível confirmar que a microestrutura dos tubos se trata realmente de martensita revenida, composta essencialmente por ferrita com carbonetos distribuídos.

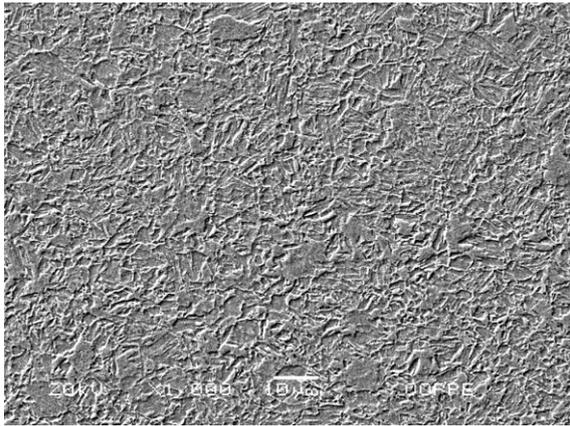


(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 5000x

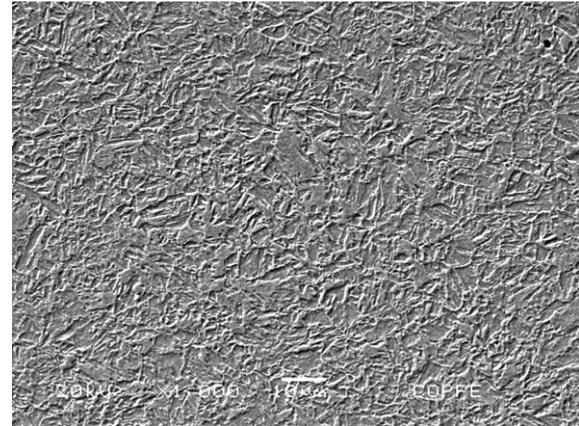


(b) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 5000x

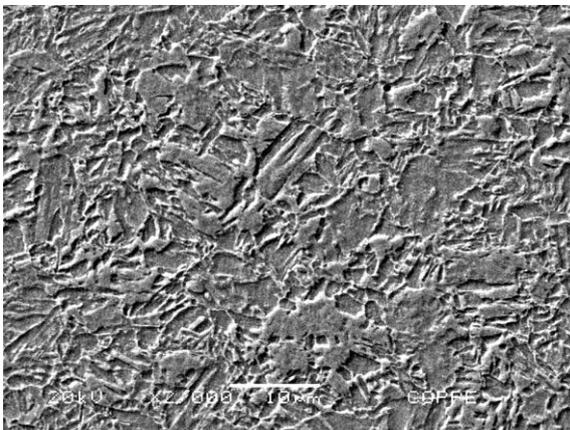
**Figura 4.28.** Microestrutura do metal de base. Tubo AL489 (8D). Microscopia eletrônica de varredura. Ataque de Nital 2%.



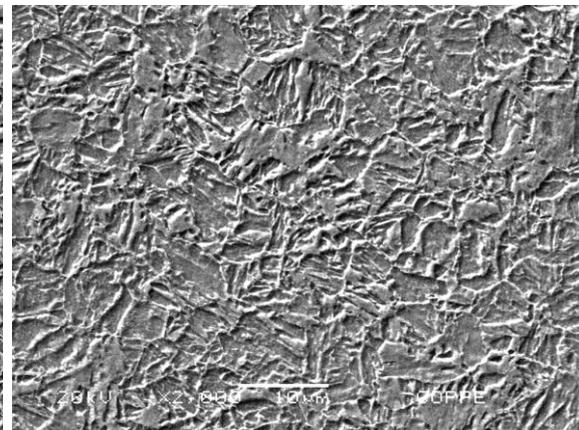
(a) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 1000x



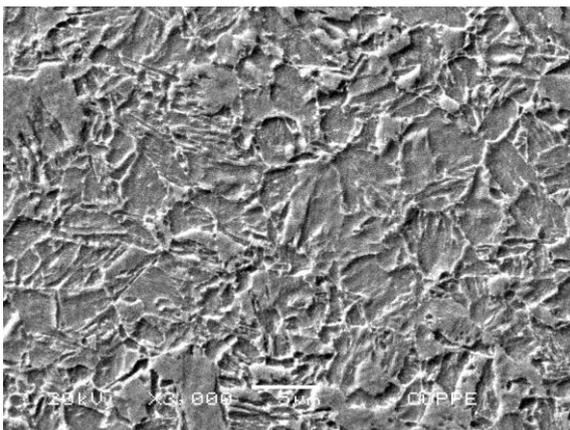
(b) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 1000x



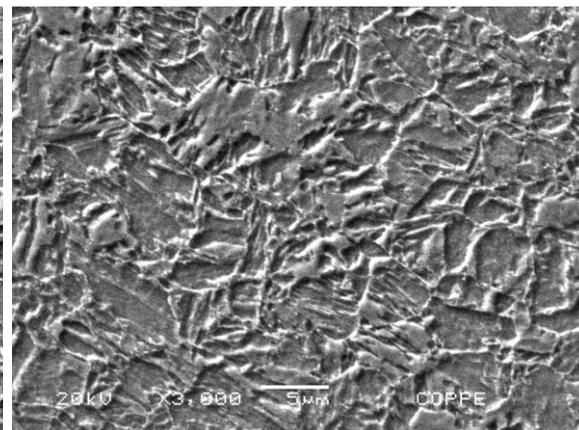
(c) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 2000x



(d) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 2000x



(e) Metal de base centro - Ampliação de aquisição: 3000x



(f) Centro da solda - Ampliação de aquisição: 3000x

**Figura 4.29.** Microestrutura do metal de base e do centro da solda. Tubo AL489 (8D).  
Microscopia eletrônica de varredura. Ataque de Nital 2%.

## CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho foram conduzidos ensaios de colapso, análises microestruturais e dimensionais e ensaios mecânicos em tubos API 5CT grau N80Q. Os principais objetivos dessa dissertação são a caracterização microestrutural e mecânica do tubo API 5CT N80Q soldado pelo processo de indução de alta frequência e posteriormente temperado e revenido; a análise de sua resistência ao colapso; e avaliação dessa resistência em função de diferentes relações L/D. A partir de todos os resultados e das discussões enunciadas no capítulo anterior, foi possível concluir que:

- Em relação às propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tração, dureza, microdureza e Charpy V, o tubo apresentou características aceitáveis e condizentes com o grau API especificado. Os perfis de microdureza não apresentaram tendência de picos ou quedas de dureza. O ensaio Charpy V apresentou certa diferença entre a solda e o metal de base devido à presença de regiões com grãos mais grosseiros, mas ainda assim todos os ensaios apresentaram fratura completamente dúctil, mesmo na temperatura de  $-50^{\circ}\text{C}$ . O Tubo AL497 (15D) apresentou limites de escoamento e de resistência maiores que os outros dois tubos que apresentaram, entre si, propriedades similares.
- A análise microestrutural mostrou que os tratamentos térmicos de têmpera e revenido realizados após a soldagem resultaram em uma microestrutura composta martensita revenida, essencialmente ferrita e carbonetos, com a junta soldada apresentando uma microestrutura semelhante ao metal de base. Não há diferença significativa entre o metal de base, zona afetada mecanicamente e solda, com exceção de algumas regiões isoladas de maior tamanho de grão no centro da linha de solda que foram detectadas com o ataque químico de Vilella's. O ataque com reagente para revelar os grãos de austenita prévia detectou uma descarbonetação no centro da linha de solda, característica usual em soldagens realizadas através do processo por indução de alta frequência.
- O ensaio de colapso mostrou que há diferença entre as diferentes relações comprimento / diâmetro, porém não nas mesmas proporções do aumento da relação L/D. Com o aumento da relação L/D, a resistência ao colapso diminui.

- Os resultados mostraram que a resistência ao colapso do tubo foi mais sensível a alterações na resistência mecânica do tubo que a alterações na relação L/D.
- A soldagem longitudinal (costura) não representou uma região problemática em relação à resistência ao colapso pelo fato dos tubos apresentarem elevada pressão de colapso e boas propriedades mecânicas.
- Ensaio de colapso apresentam inúmeras variáveis que influenciam seus resultados. Isso gera certa dificuldade em isolar uma única propriedade e avaliá-la experimentalmente. Conseqüentemente, é possível que análises numéricas através de elementos finitos possam ser mais aconselháveis que análises experimentais para avaliar-se exclusivamente uma única característica.

Como propostas para trabalhos futuros, é sugerido os seguintes estudos e atividades:

- Análise após o colapso, analisando a microestrutura da solda e do metal de base e buscar identificar fatores que possam elevar a resistência ao colapso.
- Estudo do colapso do tubo após somente de têmpera e após diferentes tratamentos de revenimento. Verificação das mudanças microestruturais e das suas possíveis influências na resistência ao colapso. Avaliar a ductilidade em relação a resistência ao colapso: muito baixa após têmpera e gradualmente maior a partir dos tratamentos térmicos de revenimento.
- Investigar diretamente influências microestruturais na resistência ao colapso como uma faixa de diferentes tamanhos de grão, presença de diferentes percentuais de microconstituintes, entre outras características.
- Análise estrutural mais profunda tanto experimental como numérica a respeito da influência da soldagem longitudinal e da usinagem pós-soldagem na resistência ao colapso. Sugere-se a realização da usinagem externa e principalmente interna com diferentes profundidades de retirada de material e avaliar possíveis alterações na resistência ao colapso e na geometria pós-colapso.
- Análise da textura cristalográfica em uniões com o processo de soldagem por indução de alta frequência e buscar tratamentos térmicos ou procedimentos para modificá-la em casos de baixa tenacidade causados pela orientação da textura.

## REFERÊNCIAS

- [1] RAMASAMY, R., TUAN YA, T. M. Y. S., “Nonlinear finite element analysis of collapse and post-collapse behaviour in dented submarine pipelines”. *Applied Ocean Research*, v.46, pp. 116-123, 2013.
- [2] KLEVER, F.J., TAMANO, T., “A new OCTG strength equation for collapse under combined loads”. *SPE Drilling & Completion*, v. 21, n.03, pp. 164-179, 2006.
- [3] CLINEDINST, W. O., *Collapse resistance of pipe*. Tese de D.Sc. Century University, Beverly Hills, California, EUA, 1985.
- [4] ASADI, A., PARHIZGAR, N., MOMENI, E., “Prediction of Collapse in a Casing and Tubing: with Case Study of Iran”. *Australian Journal of Basic and Applied Sciences*, v. 5, n.11, pp. 831-840, 2011.
- [5] NISHIMOTO, K., "Desafios do Pré-sal para a comunidade científica e tecnológica brasileira", *Revista USP*, n.95 (Set-Out-Nov), pp. 43-48, 2012
- [6] MORAIS, J. M., *Petróleo em águas profundas: Uma história tecnológica da Petrobras na exploração e produção offshore*. IPEA: Petrobras, Brasília, Brasil, 2013.
- [7] ASM HANDBOOK VOLUME 6, *Welding Brazing and Soldering*, 10 ed, ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 1993.
- [8] MODENESI, P. J., *Introdução à Física do Arco Elétrico – Soldagem I*. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil. Janeiro, 2012.
- [9] ASM HANDBOOK VOLUME 1, *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*. 10 ed. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 1990.
- [10] BRAMFITT, B. L., BENSCOTER, A. O., *Metallographer's Guide*. 1 ed., ASM International, EUA, 2002.
- [11] CHIAVERINI, V., *Tecnologia mecânica – Processos de Fabricação - Volume 2*. 2 ed. São Paulo, Brasil, McGraw-Hill, 1986.

- [12] COLPAERT, H., *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 4 ed. São Paulo, Brasil, Edgard Blücher, 2008.
- [13] ISO/FDIS 11960:2010 / API SPECIFICATION 5CT, *Petroleum and natural gas industries — Steel pipes for use as casing or tubing for wells*. 4 ed. 2010.
- [14] HIGGINS, R.A., *Engineering Metallurgy*. 6 ed. Londres, Inglaterra. Arnold, 1999.
- [15] SMITH, W. F., HASHEMI J., *Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais*. 5 ed. McGraw Hill, Brasil, 2010.
- [16] KOU, S., *Welding Metallurgy*. 2 ed. Londres, Inglaterra. Wiley, 2002.
- [17] BALLESTEROS, A. F., Avaliação da resistência de juntas soldadas circunferenciais de aço API5L X-80 à corrosão sob tensão na presença de sulfetos e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. Tese de D.Sc. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.
- [18] IMO, *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*. 2ed. Londres, Inglaterra, 2009.
- [19] KIM, S. H., RYU, W. S., KUK, I. H., “Microstructure and mechanical properties of Cr-Mo steels for nuclear industry applications”. *Journal of the Korean Nuclear Society*, v.31, n6, pp. 561–571, 1999.
- [20] NIJHAWAN, B. R., CHATTERJEA, A. B., *Substitution of alloying elements by grain size control of alloy steels*. In: Symposium on Production, Properties, and Applications of Alloy and special Steel, National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur, Índia, 1-4 fevereiro 1956.
- [21] SILVA, E. S., *Efeito do tratamento térmico de solubilização sobre o crescimento de grão e o grau de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 321 e AISI 347*. Dissertação de M.Sc. Universidade Federal do Maranhão, São Luis, 2007.
- [22] BAIN E.C., *Alloying Elements in Steel*. American Society for Metals, Ohio, EUA, 1939.
- [23] CALLISTER JR., W. D., *Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais – Uma abordagem integrada*. 2 ed. Rio de Janeiro, LTC, 2006.
- [24] MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA, *Plano decenal de expansão de energia 2020*. Brasília, Brasil, 2011.

- [25] International Standard NACE MR0175/ISO15156 – *Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production*, 2009.
- [26] MELO, L. C. R., *Desenvolvimento de tubo ARBL contendo 1Cr 0,2Mo fabricado pelo processo ERW/HF destinado à indústria de petróleo e gás*. Dissertação de M.Sc. Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, Brasil, 2013.
- [27] SILVA, A. L. C. S., MEI, P. R., *Aços e ligas especiais*. 3ed. Brasil, Editora Blucher, 2010.
- [28] MAALEKIAN, M., *The effects of alloying elements on steels (I)*. Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation, Instituto de Ciência dos Materiais, Soldagem, e Processos de Conformação, Technische Universität Graz, Graz, Áustria, 2007.
- [29] ASM HANDBOOK VOLUME 3, *Alloy Phase Diagrams*. 10 ed. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 1992.
- [30] BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels - Microstructure and properties*. 3 ed. Oxford, Inglaterra, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [31] DIETER, G. E., *Metalurgia Mecânica*. 2ed. Rio de Janeiro, Brasil, Guanabara Dois, 1981.
- [32] LLWELLYN, D. T., HUDD, R. C., *Steels - Metallurgy & Applications*. 3 ed. Oxford, Inglaterra, Butterworth-Heinemann, 1998.
- [33] SMALLMAN, R. E., BISHOP, R. J., *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*. 6 ed. Oxford, Inglaterra, Butterworth-Heinemann, 1999.
- [34] MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., *Mechanical Behavior of Materials*. 2 ed. Cambridge, Inglaterra, Cambridge University Press, 2009.
- [35] PICKERING, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. 2 ed. Londres, Inglaterra, Applied Science Publishers, 1978.
- [36] HASSEL, T. A., *Effect of heat treatment on microstructure, strength and hardness of F22 steel*. Dissertação de M.Sc. Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Noruega, Junho 2013.
- [37] KODAMA, P. K., *Determinação da região intercrítica para produção da microestrutura final de aço bifásico*. Monografia de conclusão de curso. Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, Brasil, 2008.
- [38] PASSOJA, D. E., STRIFE, J.R., "The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel". *Metallurgical*

*Transactions A American Society for Metals and the Metallurgical Society of Aime*, v. 11A, p.p. 1341-1350, 1980.

- [39] MORRIS, J.W., JIN JR., S., SYN, C. K.. *Role of retained austenite on the toughness of steel with and without carbon*. University of California, Berkeley, California.
- [40] BHADESHIA, H. K. D. H., "About calculating the characteristics of the martensite-austenite constituent". *Proceedings of the International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels, CBMM and The Minerals, Metals and Materials Society*, EUA, pp. 99-106, 2013.
- [41] BOTT, I. S., SOUZA, F. F. G., TEIXEIRA, J. C. G., RIOS, P. R., "High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective". *Metallurgical And Materials Transactions: A*, v.36, n.2, pp. 443-454, 2004.
- [42] IKAWA, H., OSHIGE, H., TANOUE, T., "Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of a high strength steel". *Transactions of the Japan Welding Society*, v.11, n.2, pp. 3-12, 1980.
- [43] BAYRAKTAR, E., KAPLAN, D., "Mechanical and metallurgical investigation of martensite-austenite constituents in simulated welding conditions". *Journal of Materials Processing Technology*, v.153-154, pp. 87-92, 2004.
- [44] LAN, L., QIU, C., SONG, H., ZHAO, D., "Correlation of martensite-austenite constituent and cleavage crack initiation in welding heat affected zone of low carbon bainitic steel". *Materials Letters*, v.125, pp. 86-88, 2014.
- [45] BONNEVIE, E., FERRIÈRE, G., IKHLEF, A., KAPLAN, D., ORAIN, J. M., "Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels". *Materials Science and Engineering: A*, v.385, n.1-2, pp. 352-358, 2004.
- [46] LI, X., MA, X., SUBRAMANIAN, S. V., SHANG, C., MISRA, R. D. K., "Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel". *Materials Science and Engineering: A*, v.616, pp. 141-147, 2014.
- [47] LePERA, F. S., "Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels". *Metallography*, v.12, n.3, pp. 263-268, 1979.
- [48] ALÉ, R. M., REBELLO, J. M. A., CHARLIER, J., "A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel". *Materials Characterization*, v.37, pp. 89-93, 1996.

- [49] YAN, P., *High frequency induction welding & post-welding heat treatment of steel pipes*. Tese de D.Sc. University of Cambridge, Cambridge, Inglaterra, 2008.
- [50] BAILEY, N., *Weldability of ferritic steels*. 1ed. Cambridge, Inglaterra, Abington Publishing, 1994.
- [51] AWS D1.1:2000, *Structural Welding Code – Steel*. 17 ed. American Welding Society Inc., 2000.
- [52] YAN, P., GÜNGÖR, Ö. E., THIBAU, P., BHADSHIA, H. K. D. H., “Induction welding and heat treatment of steel pipes: evolution of crystallographic texture detrimental to toughness”. *Science and Technology of Welding and Joining*, v.15, n2, pp. 137–141, 2010.
- [53] BERNARD, G., FAURE, F., GAUTIER, G., *Weldability of steels, weldability of C-Mn and microalloyed steels*. In: Final Report Contract No 6210-93/3/304, IRSID, Saint-Germain-en-Laye, França, 1980.
- [54] SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S., “Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel”. *Welding Journal*, v.55 (9), pp. 276s–284s, setembro 1976.
- [55] BAILEY, N., COE, F. R., GOOCH, T. G., HART, P. H. M., JENKINS, N., PARGETER, R. J., *Welding steels without hydrogen cracking*. 2ed. Cambridge, Inglaterra, Abington Publishing, 1993.
- [56] KANDPAL, B. C., CHUTANI, A., GULIA, A., HARSIMRAN, SADANNA, C., “A review on Jominy test and determination of effect of alloying elements on hardenability of steel using Jominy end quench test”. *International Journal of Advances in Engineering & Technology*, v.1, n.3, pp. 65s–71, julho 2011.
- [57] SHANKAR, V., GILL, T. P. S., MANNAN, S. L., SUNDARESAN, S., “Solidification cracking in austenitic stainless steel welds”, *Sadhana*, v. 28, Parts 3 & 4, p.p. 359-382, 2003.
- [58] CADENET, J.J., CASTRO, R., *Welding metallurgy of stainless and heat-resisting steels*. New York, N. Y., USA, Cambridge University Press, 1975.
- [59] RIEPPEL, P.J., VOLDRICH, C. B., WILLIAMS, A. J., *Literature survey on weld-metal cracking: the first of a series of reports on weld-metal cracking*. Ohio, USA, Wright Air Development Center, 1952.
- [60] DUPONT, J. N., LIPPOLD, J.C., KISER, S. D., *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. Hoboken, Nova Jersey, EUA. John Wiley & Sons, 2009.

- [61] FERNANDES, P. E. A., *Avaliação da tenacidade à fratura da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço API 5LX80 soldados pelos processos SMAW e FCAW*. Tese de D.Sc. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2011.
- [62] EASTERLING, K., *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. 2 ed. Hoboken, Oxford, Inglaterra. Butterworth Heinemann, 1992.
- [63] GÜNGÖR, Ö. E., YAN, P., THIBAU, P., LIEBEHERR, M., BHADSHIA, H. K. D. H., QUIDORT, D., "Investigations into microstructure-toughness relation in high frequency induction welded pipes". *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference IPC2010*, 27 setembro - 01 de outubro, Calgary, Alberta, Canadá, 2010.
- [64] YAN, P., GÜNGÖR, Ö. E., THIBAU, P., LIEBEHERR, M., BHADSHIA, H. K. D. H., "Tackling the toughness of steel pipes produced by high frequency induction welding and heat-treatment". *Materials Science and Engineering A*, v.528, n29-30, pp. 8492-8499, 2011.
- [65] FAIRBAIRN, W., "On the resistance of tubes to collapse". *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, v. 148, pp. 389-413, 1858.
- [66] CARMAN, A. P., "Resistance of Tubes to Collapse" *Bulletin No. 5 of the University of Illinois Engineering Experiment Station*. V.III n.17. Urbana, Illinois, EUA. 1 de junho 1906.
- [67] SAKAKIBARA, N., KYRIAKIDES, S., CORONA, E., "Collapse of partially corroded or worn pipe under external pressure". *International Journal of Mechanical Sciences*, v.50, pp. 1586-1597, 2008.
- [68] HERYNK, M. D., KYRIAKIDES, S., ONOUFRIOU, A., YUN, H. D., "Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure". *International Journal of Mechanical Sciences*, v.49, pp. 533-553, 2007.
- [69] CLEAVER, P. C., "The strength of tubes under uniform external pressure". *Aeronautical Research Council*, n.253, Londres, 1956.
- [70] NETTO, T. A., "A simple procedure for the prediction of the collapse pressure of pipelines with narrow and long corrosion defects - Correlation with new experimental data". *Applied Ocean Research*, v.32, pp. 132-134, 2010.
- [71] NETTO, T. A., "On the effect of narrow and long corrosion defects on the collapse pressure of pipelines". *Applied Ocean Research*, v.31, pp. 75-81, 2009.

- [72] NETTO, T. A., FERRAZ, U. S., BOTTO, A., "On the effect of corrosion defects on the collapse pressure of pipelines". *International Journal of Solids and Structures*, v.44, pp. 7597-7614, 2007.
- [73] PINHEIRO, B. C., RIBEIRO, R. D., PASQUALINO, I. P., "Collapse pressure of damaged sandwich pipes". *19th Congress of Mechanical Engineering*, 5-9 de novembro, Brasília, Brasil, 2007.
- [74] RIBEIRO, R. D., PINHEIRO, B. C., PASQUALINO, I. P., "Estudo da pressão de colapso em dutos sanduíches danificados". *4º Congresso Brasileiro de Pesquisa e Desenvolvimento em Petróleo e Gás*, 21-24 de outubro Campinas, São Paulo, Brasil, 2007.
- [75] LIU, S., ZHENG, H., ZHU, X., TONG, H., "Equations to calculate collapse strength of defective casing for steam injection wells". *Engineering Failure Analysis*, v.42, pp. 240-251, 2014.
- [76] DUMITRESCU, A., ZISOPOL D. G., "Experimental results regarding the influence of initial ovality on local buckling under external pressure (collapse) of oil industry tubulars". *The Visnyk of the SSU*, v8, n54, pp. 5-16, outubro 2003.
- [77] ANSI/API TECHNICAL REPORT 5C3 / ISO 10400:2007, *Technical Report on Equations and Calculations for Casing, Tubing, and Line Pipe Used as Casing or Tubing; and Performance Properties Tables for Casing and Tubing*. 1ed. 2008.
- [78] ASSANELLI, A. P., TOSCANO, R. G., JOHNSON, D.H., DVORKIN, E. N., "Collapse behavior of casings: measurement techniques, numerical analyses and full scale testing". *SPE Applied Technology Workshop on Risk Based Design of Well Casing and Tubing*, 7-8 de maio, The Woodlands, TX, EUA, 1998.
- [79] MODENESI, P. J., MARQUES P. V., SANTOS, D. B., *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil. Janeiro, 2012.
- [80] WATANABE, N., FUNAKI, M., SANMIYA, S., KOSUGE, N., HAGA, H., MIZUHASHI, N., "An automatic power input control system in high frequency electric resistance welding". *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ)*, v.26, pp. 453-460, 1986.
- [81] DIAN, G. H., *Influência do aporte de calor e da velocidade de soldagem na tenacidade da solda HF-ERW*. Dissertação de M.Sc. Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, São Paulo, Brasil, 2012.

- [82] AWS WELDING HANDBOOK; Volume 2, *Welding processes*. 8 ed. American Welding Society, Miami, FL, EUA, 1990.
- [83] AUNE, R. P., DE PARI, L., VAN GEERTRUYDEN, W., ANSON, J. W., “Evaluation of High Frequency Welded Line Pipe for Sour Service Applications”. *Proceedings of the Twenty-second (2012) International Offshore and Polar Engineering Conference*, 17-22 de junho, Rodes, Grécia, 2012.
- [84] BRACARENSE, A. Q., *Soldagem por alta frequênci - high frequency welding (HFW)*. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, 2007.
- [85] WRIGHT, J., “Optimizing Efficiency in HF Tube Welding Processes”. *Tube & Pipe Technology*, novembro-dezembro, 1999.
- [86] YAN, P., GÜNGÖR, Ö. E., THIBAU, P., BHADSHIA, H. K. D. H., “Crystallographic texture of induction-welded and heat-treated pipeline steel”. *Advanced Materials Research*, v.89-91, pp. 651–656, 2010.
- [87] TENARIS, - *ERW Longitudinal - Linha Contínua*. Disponível em: <[http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/prodser/proceso\\_erwlong.aspx](http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/prodser/proceso_erwlong.aspx)>. Acesso em: 26 de novembro, 2014.
- [88] KIM, D., KIM, T., PARK, Y. W., SUNG, K., KANG, M., KIM, C., LEE, C., RHEE, S., “Estimation of weld quality in high-frequency electric resistance welding with image processing”. *Welding Journal*, v.86, n3, pp. 71s–79s, março 2007.
- [89] HAN, Y., YU, E. L., “Numerical analysis of a high-frequency induction welded pipe”. *Welding Journal*, v.91, pp. 270s–277s, 2012.
- [90] KIEFNER, J. F., KOLOVICH, K. M., *ERW and Flash Weld Seam Failures*. In: Final Report No. 12-139 - Deliverable of Subtask 1.4 on U.S. Department of Transportation Other Transaction Agreement no. DTPH56-11-t-000003, Kiefner & Associates, 24 setembro, Ohio, EUA, 2012.
- [91] MEADE, R., “Non-destructive evaluation of low-frequency electric resistance welded (ERW) pipe utilizing ultrasonic in-line inspection technology”. *ECNDT - European Conference on Non-Destructive Testing*, 25-29 setembro, Berlim, Alemanha, 2006.
- [92] SCOTT, P., “Making HF welded tube for demanding applications”. *Tube & Pipe Technology*, pp. 127–130, maio-junho, 2005.

- [93] BAEK, J., "Effect of ovality and eccentricity on collapse pressure of subsea pipeline". *International Gas Union Research Conference*, 19-21 de outubro, Seul, Coréia do Sul, 2011.
- [94] SZARY T., *The finite element method analysis for assessing the remaining strength of corroded oil field casing and tubing*. Tese de D.Sc. Faculdade de Geociências, Geoengenharia e Mineração, Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, Alemanha, 2006.
- [95] KARA, F., NAVARRO, J., ALLWOOD, R. L., "Effect of thickness variation on collapse pressure of seamless pipes". *Ocean Engineering*, v.37, pp. 998-1006, 2010.
- [96] ASTM A370-12, *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. EUA. 2012.
- [97] PADILHA, A. F., *Materiais de engenharia - Microestrutura e propriedades*. 3 ed. São Paulo, Brasil, Hemus, 2000.
- [98] CHIAVERINI, V., *Tecnologia mecânica - Estrutura e propriedades das ligas metálicas - Volume 1*. 2 ed. São Paulo, Brasil, McGraw-Hill, 1986.
- [99] ASTM E3-11, *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. EUA. 2011.
- [100] VOORT, G. F. V., *Metallography - Principles and Practice*. 1 ed. Materials Park, Ohio, EUA, ASM International, 1999.
- [101] ASM HANDBOOK VOLUME 9, *Metallography and Microstructures*. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 2004.
- [102] GORNI, A. A., *Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa*. Tese de D.Sc. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2001.
- [103] TAVARES, S. S. M., FONSECA, M. P. C., PARDAL, J. M., ROCHA, M. A. C., TERRA, V. F., "Estudo das propriedades mecânicas de um aço SAE 4140 com estrutura bifásica". *III Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (COBEF)*, Joinville, Santa Catarina, Brasil, 2005.
- [104] TAVARES, C. S., *Estudo do Processo de Têmpera em Aço 15B28 Aplicado em Lâminas De Motoniveladoras*. Dissertação de M.Sc. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Santa Catarina, 2009.

- [105] KYRIAKIDES, S., CORONA, E., *Mechanics of Offshore Pipelines - Volume I: Buckling and Collapse. Chapter 4: Buckling and Collapse Under External Pressure*. 1ed. pp. 89-130. Oxford, Inglaterra, Elsevier Science & Technology, 2007.
- [106] MARUYAMA, K., YAZAKI, Y., OZAKI, T., "The influence of shape and residual stress of pipe on collapse property, and the collapse formulae experimentally derived". *Journal of the Japanese Association for Petroleum Technology*, v.61, n.4, pp. 292-299, 1996.
- [107] DVORKIN, E. N., TOSCANO, R. G., *Finite Element Analysis of the Collapse and Post-Collapse Behavior of Steel Pipes: Applications to the Oil Industry*. 1ed. Springer, 2013.
- [108] MEHDIZADEH, P., *Casing Collapse Performance*. In: API Committee on Standardization of Oilfield Equipment and Materials (CSOEM) - SC5-Subcommittee on Tubular Goods, Continental Oil Company, Ponca City, Oklahoma, EUA, 1974.
- [109] MOORE, P. W., PHILLIPS, J., "Influence of collapse test length on collapse data: a parallel collapse test series to SwRI 06-8665 project". *Sixty-Fourth Annual Standardization Conference of the American Petroleum Institute*, 29 de junho, Nova Orleans, Louisiana, EUA, 1987.
- [110] TIMOSHENKO, S. P., GERE, J. M., *Theory of Elastic Stability*. 2 ed. Mineola, NY, EUA, Dover Publications, Inc., 2009.
- [111] NEVES, H. G., *Colapso de tubos de revestimento submetidos à tração axial e pressão externa*. Dissertação de M.Sc. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 2014.
- [112] ASTM E45-11a, *Standard Test Method for Determining the Inclusion Content of Steel*. EUA. 2011.