

MARCUS WOLTER FERREIRA

**Estudo do tratamento térmico por indução em tubos soldados, para obtenção do grau
API5CT L80-1 em ligas ARBL, que resistam a ambiente corrosivo H₂S**

Marcus Wolter Ferreira

**Estudo do tratamento térmico por indução em tubos soldados, para obtenção do grau
API5CT L80-1 em ligas ARBL, que resistam a ambiente corrosivo H₂S**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

F383e	<p>Ferreira, Marcus Wolter</p> <p>Estudo do tratamento térmico por indução em tubos soldados, para obtenção do grau API5CT L80-1 em ligas ARBL, que resistam a a ambiente corrosivo H2S / Marcus Wolter Ferreira. – Guaratinguetá, 2018.</p> <p>134 f : il.</p> <p>Bibliografia: f. 129-133</p> <p>Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira</p> <p>1. Tubos - Tratamento térmico. 2. Corrosão. 3. Solda e soldagem. 4. Aço de alta resistência. I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 621.643.2 (043)</p>
-------	---

MARCUS WOLTER FERREIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof.ª. Dr.ª. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

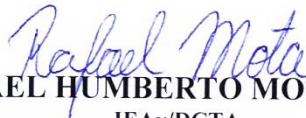
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP/FEG



Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
IEAv/DCTA



Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
IEAv/DCTA

DADOS CURRICULARES

MARCUS WOLTER FERREIRA

NASCIMENTO 18.05.1980 – São Paulo/ SP

FILIAÇÃO Marcus Mário Silva Ferreira
Rosana Bárbara Wolter Ferreira

2002/2006 Curso de graduação em Engenharia de Produção Mecânica
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

dedico este trabalho de modo especial, à minha esposa Gisele Ferreira e ao meu filho Vinícius Wolter que são as pessoas por quem me esforço buscando melhorar minha capacitação e como pessoa. Também dedico este trabalho aos meus pais Marcus Ferreira e Rosana Wolter que foram fundamentais na minha educação e formação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a empresa Apolo Tubulars e toda equipe de trabalho pelas oportunidades que tive para evolução profissional e capacitação acadêmica; destacando o *Sr. Wilson Rosa Cordeiro e Sr. Luis Carlos Rodrigues Melo*, pessoas que acreditaram no meu potencial profissional e que permitiram e me ensinaram como buscar meu desenvolvimento. Agradeço aos profissionais da engenharia de processos, Ulisses, Denis e Giovani pelo aprendizado diário na resolução dos problemas da fábrica.

Agradeço ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* pelo seu auxílio e incentivo; pessoa fundamental para conclusão do estudo aqui apresentado.

Por fim, agradeço aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação e atendimento.

“Tudo aquilo que o homem ignora, não existe para ele. Por isso o universo de cada um, se resume no tamanho de seu saber.”

Albert Einstein

RESUMO

A proposta deste trabalho foi estudar o comportamento de uma liga de alta resistência com baixo carbono, contendo aproximadamente 1%Cr que seja resistente à ambiente corrosivo por H₂S, em relação à um processo de tratamento térmico indutivo em tubos soldados pelo processo HFIW (*High Frequency Induction Welding*), para obtenção de propriedades mecânicas em cumprimento a norma API5CT grau L80-1. A adição de níveis acima de 0,5% Cr incrementa a resistência à corrosão por CO₂, porém, pode reduzir a resistência à corrosão por H₂S; o que exigiu avaliação e controle de tamanho de grãos austeníticos refinados durante tratamento térmico e posterior ensaio de corrosão à trincas por SSC (*Sulfide Stress Cracking*). A liga estudada com 0.22%C, 0.85%Cr, 0.05Mo, 0.40%Mn e boro; foi comparada com uma liga convencional sem adição de cromo com 0.25%C, 1.2%Mn. No tratamento térmico indutivo, foram utilizados tubos com pontas previamente forjadas para aumento da espessura, no qual, o diâmetro externo nas pontas dos tubos é maior do que no restante do tubo, mas o diâmetro interno é o mesmo. A dureza após têmpera da liga 1%Cr foi menor que a encontrada na liga convencional, em praticamente todo o tubo, devido a menor quantidade de carbono. Porém em algumas regiões das pontas, a dureza após têmpera foi maior, devido à maior temperabilidade pela presença de boro; o que mostrou maior homogeneidade estrutural da liga temperada com 1%Cr. Durante revenimento para obtenção das propriedades mecânicas do grau L80-1, foi constatado o efeito do endurecimento secundário promovido pelo cromo e molibdênio; o que exigiu temperatura elevada de revenimento, de 750°C, em comparação a liga convencional, revenida à 725°C. Após tratamento térmico e obtenção do Grau L80-1, as amostras foram testadas e aprovadas no ensaio de resistência à SSC em ambiente corrosivo por H₂S, conforme norma NACE MR0177.

PALAVRAS-CHAVE: Tratamento térmico. Tubos. HIFW. API5CT grau L80-1. NACE MR0175.

ABSTRACT

The purpose of this work was to study a low carbon high strength alloy containing 1% Cr corrosion resistance in H₂S environment, in relation to an inductive heat treatment process in welded pipes in HFIW (High frequency Induction Welding) process, to obtain mechanical properties according to API5CT L80-1 grade. The addition of levels above 0.5% Cr increases the resistance to corrosion by CO₂; but may reduce the resistance to H₂S corrosion; which required evaluation and control of refined austenitic grain size during heat treatment and subsequent Sulfide Stress Cracking corrosion tests. The alloy studied was 0.22% C 0.85% Cr, 0.05Mo, 0.40% Mn and boron; was compared with a conventional alloy without addition of chromium with 0.25% C 1.2% Mn with residual boron and molybdenum. In the inductive heat treatment, pipes with ends forged were used to increase the thickness: the external diameter at the ends of the pipes is larger than in the rest of the pipe, but the internal diameter is the same. The hardness after quenching of the 1% Cr alloy was lower in practically every part of the pipe than the conventional alloy due to the lower amount of carbon, but in some regions of the ends, the hardness after quenching was higher due to higher hardenability due to the presence of boron; which showed higher structural homogeneity of the alloy quenched with 1% Cr. During tempering to obtain the mechanical properties of grade L80-1, the effect of the secondary hardening promoted by chromium and molybdenum was verified; which required high tempering temperature of 750°C compared to conventional alloy tempered at 725°C. After heat treatment and obtaining L80-1 grade, the samples were approved in the SSC corrosion resistance test according to NACE MR0177.

KEYWORDS: Heat treatment. Pipes. HIFW. API5CT L80-1 grade. NACE MR0175.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Processo de fabricação de tubos ERW (Adaptado).....	24
Figura 2 – Soldagem HFIW (<i>High Frequency Induction Welding</i>)	25
Figura 3 - Soldagem ERW – Zonta termicamente afetada.....	26
Figura 4 - Acoplamento entre conexão <i>external upset end</i> e luva (Adaptado)	27
Figura 5 - Componentes principais – Típica Recalcadora Upsetter – ASM (Adaptado)	27
Figura 6 - Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C (adaptado)	28
Figura 7 - Representações esquemáticas das microestruturas para uma liga Fe-C com composição hipoeutetóide c_0	29
Figura 8 - Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide e hipereutetóide	30
Figura 9 - Superposição dos diagramas de transformação isotérmica e de transformação por resfriamento contínuo para uma liga de aço eutetóide	31
Figura 10 - Diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) de um aço 4340.....	32
Figura 11 – Processo de têmpera e revenimento	33
Figura 12 - Dureza de uma aços 0,82%C 0.15%Mn temperados e revenido em função do tempo e da temperatura.....	33
Figura 13 - Dureza de aços temperados e temperados e revenidos entre 150°C e 200°C em relação a porcentagem de carbono de carbono	34
Figura 14- Efeito da temperabilidade em função da quantidade de Boro	35
Figura 15 – Efeito do endurecimento secundário do Molibdênio na dureza de um aço com 0,35% de carbono temperado e revenido.....	35
Figura 16 – Efeito do endurecimento secundário do Cromo na dureza de um aço com 0,35% de carbono temperado e revenido.....	36
Figura 17 – Dureza Característica em relação a quantidade de carbono.....	37
Figura 18 - Correntes elétricas e campo eletromagnético no indutor (a) e correntes parasitas (<i>eddy currents</i>) na peça a ser processada.....	38
Figura 19 - – Distribuição da corrente da bobina indutora e peça de trabalho em um sistema de aquecimento por indução.....	39
Figura 20 - Variação da penetração de corrente em relação a intensidade do campo magnético e frequência para um aço 1045	39
Figura 21 - Variação de dureza no tratamento térmico, devido a diferentes frequências de indução “ <i>f</i> ” e diferentes penetrações de corrente de indução.....	40

Figura 22 - Efeito de proximidade em uma peça deslocada em um condutor com 01 espira ..	40
Figura 23 - Porcentagem de formação de austenita em função do tempo e temperatura de um aço eutetóide	41
Figura 24 - Temperatura crítica superior (A3) em função da taxa de aquecimento para um aço 1042	42
Figura 25 - Temperatura crítica inferior (A1) e superior (A3) em função da taxa de aquecimento para um aço eutetóide 1080	43
Figura 26 - Dureza após têmpera e revenimento de um aço 1050	43
Figura 27 - Instalação típica para tratamento térmico indutivo de tubos	44
Figura 28 – Resfriamento à água utilizado no tratamento térmico indutivo de tubos	45
Figura 29 - Mecanismos de corrosão por CO ₂ no aço	48
Figura 30 - variação da taxa de corrosão no aço em função da temperatura e pressão parcial de CO ₂	49
Figura 31 - Oxidação do enxofre em sulfato (SO ₄ – 2) e a oxidação do sulfato (SO ₄ – 2) em sulfeto (S ⁻²) realizado por bactérias	50
Figura 32 - Ilustração do mecanismo de formação de HIC (<i>Hydrogen induced cracking</i>).....	51
Figura 33 - Mecanismo de difusão do hidrogênio e aprisionamento em inclusões de estanho e antimônio durante formação de trincas por SSC	51
Figura 34 - Trinca SSC e trinca HIC em tubos de aço.	52
Figura 35 – Classificação de regiões suscetíveis a SSC conforme PH e pressão parcial de H ₂ S	52
Figura 36 – Efeito da temperatura em falhas por SSC	53
Figura 37 – Processo de SSC em aços com carbonetos M ₂₃ C ₆	55
Figura 38 – Morfologia de carbonetos conforme porcentagem de cromo	56
Figura 39 – Morfologia de carbonetos em função das porcentagens de Cromo e molibdênio e Vanádio.....	57
Figura 40 – Efeito da formação de carbonetos com adição de vanádio e redução de cromo ...	58
Figura 41 – Efeito de tamanho de grãos no tempo de falha	59
Figura 42 – Efeito do tamanho de grãos no tempo de falha em 02 aços 4340	60
Figura 43 – Desenho esquemático para o método A	61
Figura 44 - Desenho esquemático para os métodos B, C e D	61
Figura 45 – Teste de viga dobrada – Método C SSC	62
Figura 46 – Amostra C-ring	62
Figura 47 – Trinca em amostra durante teste de SSC C-Ring.....	63

Figura 48 – Amostra de DCB - método D SSC.....	63
Figura 49 – Espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectro Maxx /2007	65
Figura 50 – Pontas forjadas (Upsetter).....	66
Figura 51 – Layout do Forno de Tratamento Térmico Indutivo.....	66
Figura 52 – Vista Lateral - Linha de Austenitização e Têmpera.....	67
Figura 53 – Vista lateral - Linha de Revenimento.....	67
Figura 54 - Linha de Austenitização do Forno de Tratamento Térmico	68
Figura 55 – Mesa de dreno após têmpera	68
Figura 56 – Linha de revenimento do forno de tratamento térmico	69
Figura 57 – Simulação do diagrama CCT.	70
Figura 58 – Simulação do diagrama de dureza após revenimento e CCT.....	70
Figura 59 – Frequência indutiva de Austenitização e Revenimento	72
Figura 60 – Temperaturas utilizadas na austenização e revenimento	73
Figura 61 – Controle e registro das temperaturas de tratamento térmico.....	74
Figura 62 – Corte das amostras de tração e dureza	75
Figura 63 - Durômetro PANTEC Rockwell modelo RANS RS 2004	75
Figura 64 – Ensaio de dureza de ponta e corpo nas amostras de têmpera e revenimento.....	76
Figura 65 – Amostra de tração	77
Figura 66 – Máquina de tração modelo Kratos (Capacidade 100t).....	77
Figura 67 – Máquina de embutimento e amostra embutida	78
Figura 68 – Lixadeira e politriz Fortel modelo PFL.....	78
Figura 69 - microscópio óptico Olympus BX 60M.....	79
Figura 70 – Croqui para usinagem de Amostra para ensaio de SSC – Método C-Ring.....	81
Figura 71 - Amostras usinadas para ensaio de SSC – Método C-Ring (NACE TM0177).....	81
Figura 72 - Diagramas Fe-C dos aços estudados.....	84
Figura 73 - Diagramas CCT – Ls10CrT-2 e LS1026	85
Figura 74 – Simulação de dureza após têmpera e revenimento à 650°C.....	85
Figura 75 – Simulação de dureza após têmpera e revenimento à 700°C.....	86
Figura 76 – Temperaturas de processo (T_{1-800} , T_{2-860} , $T_{1R720-730}$, $T_{2R700-720}$, $T_{2R720-720}$ e $T_{2R620-730}$)	92
Figura 77 – Temperaturas de processo (T_{2-860} , T_{3-920} , $T_{3s/cr-920}$, $T_{2R720-730}$, $T_{2R730-750}$, $T_{3R730-760}$ e $T_{3s/crR710-725}$).....	93
Figura 78 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico.....	96
Figura 79 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico.....	99

Figura 80 - Resultados de tração conforme parâmetro de tratamento térmico.....	102
Figura 81 – Propriedades mecânicas após tratamento térmico.....	103
Figura 82 – Microscopia Óptica Nital 2% (Amostras de têmpera 100X)	104
Figura 83 - Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 200X).....	105
Figura 84 – Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 500X).....	106
Figura 85 - Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 1000X).....	107
Figura 86 - Nital 2% 100X (Revenimento T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀).....	109
Figura 87 - Nital 2% 100X (Revenimento T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀ , T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀ e T _{3s/cr} R ₇₁₀₋₇₂₅).....	110
Figura 88 –Nital 2% 200X (Revenimento T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀)	111
Figura 89 - Nital 2% 200X (Revenimento T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀ , T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀ e T _{3s/cr} R ₇₁₀₋₇₂₅).....	112
Figura 90 - Nital 2% 500X (Revenimento T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀).....	113
Figura 91 - Nital 2% 500X (Revenimento T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀ , T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀ e T _{3s/cr} R ₇₁₀₋₇₂₅).....	114
Figura 92 - Nital 2% 1000X (Revenimento T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀ , T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀).....	115
Figura 93 - Nital 2% (Revenimento T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀ , T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀ , T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀ e T _{3s/cr} R ₇₁₀₋₇₂₅).....	116
Figura 94 – Microscopia Óptica - Amostras T ₁ C ₈₀₀ e T ₂ C ₈₆₀ – Ataque Ácido Pítrico - 100X	118
Figura 95 - Microscopia Óptica - Amostras T ₃ C ₉₂₀ e T _{3s/cr} C ₉₂₀ – Ataque Ácido Pítrico - 100X	119
Figura 96 - Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 200X	120
Figura 97 -Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 500X.....	121
Figura 98 - Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 1000X.....	122
Figura 98 - Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 1000X.....	123

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Processos de fabricação permitidos conforme grau API5CT.....	22
Quadro 2 – Condições de temperatura aceitas para tubos em ambientes SSC.....	54
Quadro 3 – Procedimentos de qualificação em testes SSC	64
Quadro 4 – Ataques metalográficos realizados	79
Quadro 5 – Dados gerados no software Stecal 3.03	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Requisitos de composição química conforme API5CT.....	23
Tabela 2 - Requisitos de propriedades mecânicas conforme grau API5CT	23
Tabela 3 – Efeito estimado de elementos de liga na dureza característica após revenimento .	37
Tabela 4 – Parâmetros de austenitização e Têmpera.....	72
Tabela 5 – Parâmetros revenimento a partir das amostras austenitizadas e temperadas.....	73
Tabela 6 – Composição química dos materiais estudados	82
Tabela 7 - Correção das temperaturas de revenimento.....	89
Tabela 8 – Acréscimo em Hc devido a composição química (aços Ls10Cr-T2 e Ls1026)	91
Tabela 9 – Diâmetro de ponta forjada e corpo antes e após tratamento térmico.....	94
Tabela 10 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico	96
Tabela 11 - Dureza de revenimento [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico	98
Tabela 12 – Resultados de tração conforme parâmetro de tratamento térmico.....	101
Tabela 13 – Resultados de tamanho de grãos austeníticos prévios conforme ISO643	124

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ERW	<i>Electric Resistance Welding</i>
HFCW	<i>High Frequency Contact Welding</i>
HFIW	<i>High Frequency Induction Welding</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
NACE	<i>National Association of Corrosion Engineers</i>
SSC	<i>Sulfide Stress Cracking</i>
TRC	Transformação por Resfriamento Contínuo
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	11
LISTA DE QUADROS.....	15
LISTA DE TABELAS.....	16
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	17
1 INTRODUÇÃO	19
1.1 OBJETIVO GERAL.....	20
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS:.....	20
1.2.1 Avaliar a composição química dos materiais estudados.....	20
1.2.2 Definir os parâmetros de austenitização e revenimento:.....	20
1.2.3 Realizar tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em cada parâmetro de processamento.....	21
1.2.4 Avaliar o atendimento aos requisitos da Norma API5CT Grau L80-1.....	21
1.2.5 Análise microestrutural	21
1.2.6 Avaliação da resistência à SSC.....	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1 NORMA API5CT.....	22
2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBO ERW (ELETIC RESISTENCE WELDING).....	24
2.2.1 Soldagem de tubo HFIW (High Frequence Induction Welding)	24
2.3 FORJAMENTO DE PONTAS (<i>UPSETTER</i>) CONFORME API5CT	26
2.4 CONCEITOS BÁSICOS DE TRATAMENTO TÉRMICO.....	28
2.4.1 Processo de têmpera e revenimento.....	32
2.4.2 O efeito do Boro na austenitização	34
2.4.3 Endurecimento Secundário	35
2.5 PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO INDUTIVO	37
2.5.1 Temperaturas críticas no tratamento térmico indutivo	41
2.5.2 Tratamento térmico de tubos	44
2.6 SOFTWARE STECAL PARA SIMULAÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO ..	45
2.7 AÇOS RESISTENTES À CO ₂ E H ₂ S.....	47
2.7.1 Corrosão por CO₂.....	47
2.7.1.1 Efeito do Cromo na corrosão por CO ₂	49
2.7.2 Corrosão por SSC (Sulfide Stress Cracking).....	49
2.7.2.1 Ambientes severos a SSC.....	52

2.7.2.2	A influência da temperatura em trincas por SSC (<i>Sulfide Stress Cracking</i>).....	53
2.7.2.3	Aços recomendados à ambientes suscetíveis a SSC	53
2.7.2.4	Influência da microestrutura do aço à susceptibilidade à SSC.....	54
2.7.2.5	Influência da composição química do aço à susceptibilidade à SSC	56
2.7.2.6	Influência do tamanho de grão austenítico do aço na resistência a SSC.....	59
2.8	ENSAIO DE CORROSÃO SSC NACE TM0177	60
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	65
3.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS	65
3.2	PROCESSOS DE FABRICAÇÃO	65
3.3	CÁLCULO DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO E REVENIMENTO	69
3.3.1	Simulação - Software Stecal 3.03	69
3.3.2	Cálculos das temperaturas críticas A1 e A3 a partir das equações de Andrews	70
3.3.3	Correção das temperaturas de revenimento para processo de aquecimento indutivo.....	Erro! Indicador não definido.
3.3.4	Cálculo da temperatura de revenimento a partir da dureza após revenimento	71
3.4	PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO	72
3.5	CONTROLE DE TEMPERATURA – SOFTWARE RAYTEC:	74
3.6	MEDIÇÃO DIMENSIONAL	74
3.7	CORTE INICIAL DE AMOSTRAS	75
3.8	ENSAIO DE DUREZA.....	75
3.9	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	76
3.10	ANÁLISE DE MICROSCOPIA	77
3.10.1	Preparação das amostras.....	77
3.10.2	Ataques metalográficos.....	78
3.10.3	Análise microestrutural	79
3.11	ENSAIO DE SSC (SULFIDE STRESS CRACKING).....	80
4	RESULTADOS.....	82
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	82
4.2	ANÁLISE A PARTIR DO SOFTWARE STECAL 3.03	82
4.2.1	Dados gerados no software stecal 3.03	82
4.2.2	Diagrama Fe-C	84
4.2.3	Diagramas CCT – transformação de resfriamento contínuo.....	84
4.2.4	Simulação de dureza após têmpera e revenimento:	85

4.3	CÁLCULO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS A1 E A3 A PARTIR DAS EQUAÇÕES DE ANDREWS:	87
4.4	CORREÇÃO DAS TEMPERATURAS DE REVENIMENTO SIMULADAS PELO SOFTWARE STECAL	88
4.5	CÁLCULO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO CONSIDERANDO AS EQUAÇÕES DE HOLLOMON E JAFFE.....	89
4.6	TEMPERATURAS DE PROCESSO.....	91
4.7	RESULTADOS DIMENSIONAIS	94
4.8	RESULTADOS DE ENSAIO DE DUREZA DE TÊMPERA [HRC].....	95
4.9	RESULTADOS DE ENSAIO DE DUREZA DE REVENIMENTO [HRC]	97
4.10	RESULTADOS DE TRAÇÃO	100
4.11	RESULTADOS DE MICROSCOPIA	103
4.12	ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO	117
4.13	RESULTADO DE SSC.....	125
5	CONCLUSÃO	126
	TRABALHOS FUTUROS	128
	REFERÊNCIAS	129
	ANEXO A – TESTE DE CORROSÃO SSC MÉTODO C-RING NACE TM0177	134

1 INTRODUÇÃO

Falhas de estruturas e componentes metálicos para extração de óleo e gás durante trabalho podem estar relacionadas à SSC (*Sulfide Stress Cracking*), trincas no metal envolvendo corrosão e tensão à tração aplicada ou residual em ambientes com presença de água e H₂S. Este fenômeno do trincamento pode resultar em falhas catastróficas em equipamentos e tubulações, resultando em danos extensos, ferimentos a pessoas e possíveis fatalidades. Trincas por SSC foram identificadas pela primeira vez como um problema sério na indústria do petróleo no final do desenvolvimento de reservatórios em ambientes ácidos mais profundos. Aços de alta resistência exigidos para esses poços começaram a falhar como resultado de fratura frágil que foi posteriormente identificada como SSC. Para estudo do fenômeno foi formado um grupo de trabalho que mais tarde associaram-se com a Associação Nacional de Engenheiros de Corrosão, NACE (*National Association of Corrosion Engineers*). Em 1975 foi criado o requisito MR-0175 para seleção de materiais para trabalho em *ambientes* sujeitos a SSC (ODGEN, 2005).

A norma NACE MR0175/ISO 15156 (2001) define requisitos e recomendações para a seleção e qualificação dos aços carbono e baixa liga para utilização em equipamentos usados na produção de petróleo e gás natural e estações de tratamento de gás natural, em ambientes que contem H₂S; e classifica regiões de ambientes severos a SSC (Região 0, SSC Região 1, SSC Região 2 e SSC Região 3) considerando as pressões parciais de H₂S e PH. A norma NACE MR0177 (2005), aborda ensaios de metais para verificação da resistência à falha sob a ação combinada de tensão de tração e corrosão em meios aquosos que contêm H₂S.

Com a exploração de petróleo em águas profundas e em ambientes altamente corrosivos, surge a oportunidade de fornecimento de tubos mais resistentes à SSC de modo a conquistar um diferencial no mercado competitivo.

Os graus de classificação de aços ARBL (Alta resistência e baixa liga) são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química. A norma API5CT define as especificações técnicas para fornecimento de tubos de aço *casing* (tubos que revestem a estrutura dos poços) e *tubing* (tubos condutores de fluidos como gases e petróleo) (API5CT, 2001).

O grau L80-1 (com limite de escoamento de 80ksi) pode ser obtido pelo processamento de extrusão (*seamless*) ou pelo processo de soldagem autógena por resistência elétrica – ERW (*Electric Resistance Welding*), similar ao processo de soldagem autógena por indução em alta frequência, HFIW (*High Frequency Induction Welding*), conforme API5CT, e pode ser

especificado para uso em regiões SSC, conforme orientações da NACE MR0175 e aprovação nos testes conforme NACE MR0177.

Segundo Cordeiro (2012) os tubos fabricados pelo processo de soldagem por resistência elétrica/indução em alta frequência ERW/HF (*Electric Resistance Welding/ High-Frequency Induction Welding*) vêm substituindo gradualmente os fabricados por outros processos devido ao grande avanço na qualidade dos aços laminados a quente e, principalmente, pelas novas tecnologias de soldagem de tubos (ERW/HF), que juntos são capazes de fornecer um produto de alto grau de tecnologia a custos operacionais e de produção inferiores a manufatura de tubos fabricados por outros processos. Por ser um processo contínuo, totalmente monitorado e com altos índices de qualidade, o processo ERW/HF é reconhecidamente mais eficiente e econômico que outros processos de fabricação de tubos (CORDEIRO, 2012).

Dessa forma se torna um diferencial econômico adequar os requisitos de tubos API5CT grau L80-1 produzidos pelo processo HFIW com requisitos de resistências à corrosão por H₂S, conforme norma NACE MR0175 e NACE MR0177, customizando a composição química da liga para um tubo API5CT grau L80-1 Sawyer (resistente a corrosão por H₂S).

1.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho propõe um estudo sobre os parâmetros de tratamento térmico indutivo de tubos (temperatura de aquecimento na austenitização e revenimento, taxa de aquecimento, potência e frequência de indução, taxa de resfriamento no processo de têmpera) visando atingir as propriedades mecânicas do grau API5CT L80 em uma liga com 1%Cr para aumento da resistência à corrosão por CO₂ que seja também resistente a corrosão por H₂S; verificando o resultado de resistência à ambiente corrosivo por H₂S, conforme NACE MR0177 e comparando os parâmetros de processo e os resultados obtidos em relação ao Grau L80 com uma segunda liga com cromo residual e molibdênio residual utilizada para obter o mesmo grau L80 sem requisitos para ambientes corrosivos.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

1.2.1 Avaliar a composição química dos materiais estudados.

1.2.2 Definir os parâmetros de austenitização e revenimento:

- Simular as temperaturas críticas inferiores e superiores dos aços a partir do software Stecal e comparar com as temperaturas críticas calculadas a partir das equações de Andrews.
- Simular os diagramas Fe-C e CCT dos aços estudados a partir do software stecal.
- Simular a partir do software stecal a dureza após têmpera e revenimento dos aços estudados à 650°C e à 700°C durante 0,1h e corrigir as temperaturas de revenimento para processamento indutivo durante 49,01s a partir da função de Grange e Baugman.
- Calcular a temperatura de revenimento a partir da composição química pela equação de Hollomon e Jaffe.

1.2.3 Realizar tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em cada parâmetro de processamento

1.2.4 Avaliar o atendimento aos requisitos da Norma API5CT Grau L80-1

- Determinar os resultados dimensionais antes e após tratamento térmico.
- Determinar a dureza após têmpera, dureza após revenimento limite de resistência e o limite de escoamento obtidos em cada tratamento térmico realizado.

1.2.5 Análise microestrutural

- Avaliar os resultados de microscopia em amostras de têmpera e revenimento atacadas com nital 2% em cada tratamento térmico realizado.
- Determinar o tamanho de grão austenítico prévio a partir do ataque com ácido pícrico segundo a norma ISO 642.

1.2.6 Avaliação da resistência à SSC

- Verificar o resultado de SSC em um conjunto de amostras do aço 1%Cr grau L80-1 conforme norma API5CT.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 NORMA API5CT

A API (*American Petroleum Institute*) regulamenta a indústria de petróleo e gás natural incluindo segmentos de exploração, refino, e empresas de serviços e suprimentos de equipamentos como oleodutos e tubulações marítimas; representando 8% da economia dos EUA. Desde 1919 a API atua no desenvolvimento e padronização operacional de petróleo, gás natural e petroquímicos que são adotados na maioria dos países ocidentais, inclusive no Brasil. (American Petroleum Institute - API, 2018)

A norma API5CT especifica as condições técnicas para tubos de aço *casing* (tubos que revestem a coluna que tem função estrutural e de isolamento de águas próximo à superfície) e *tubing* (tubos de menor diâmetro da coluna condutores de gás e petróleo), luvas e acessórios. Os tubos de aço são divididos em quatro grupos conforme grau abaixo:

Grupo 1 – Todos os *casing* e *tubing* graus H, J, K, N e R

Grupo 2 – Todos os *casing* e *tubing* graus C, L, M e T

Grupo 3 – Todos os *casing* e *tubing* grau P

Grupo 4 – Todos os *casing* grau Q

A norma API5CT padroniza para cada grau os processos permitidos de fabricação (processo sem costura (S) ou processo de soldagem por resistência elétrica (EW)) e de tratamento térmico conforme Quadro 1 (API5CT, 2018).

Quadro 1 - Processos de fabricação permitidos conforme grau API5CT

Grupo	Grau	Tipo	Processo de Manufatura ^a	Tratamento Térmico ^b	Temperatura de revenimento (min)
1	H40	-	S ou EW	-	-
	J55	-	S ou EW	-	-
	K55	-	S ou EW	-	-
	N80	1	S ou EW	-	-
	N80	Q	S ou EW	Q&T	-
	R95	-	S ou EW	Q&T	538°C
Grau estudado	L80	1	S ou EW	Q&T	566 °C
2	L80	9Cr	S	Q&T	593 °C
	L80	13Cr	S	Q&T	593 °C
	C90	-	S	Q&T	621 °C
	T95	-	S	Q&T	-
	C110	-	S	Q&T	-
3	P110	-	S ou EW	Q&T	-
4	Q125	-	S ou EW	Q&T	-
^a S – seamless process (processo de extrusão) ; EW–Electric Welded Process(processo de soldagem elétrica)			^b Q&T – Quenching and Tempering (Têmpera e revenimento)		

Fonte: Adaptado de API5CT (2018).

A norma API5CT especifica para cada grau os requisitos de composição química conforme Tabela 1 e de propriedades mecânicas conforme Tabela 2.

Tabela 1 – Requisitos de composição química conforme API5CT

Grupo	Grau	Tipo	C		Mn		Mo		Cr		Ni	Cu	P	S	Si
			min	Max	min	Max	min	max	min	Max	max	Max	max	Max	Max
1	H40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-
	J55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-
	K55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-
	N80	1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-
	N80	Q	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-
	R95	-	-	0,45	-	1,90	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	0,45
2	L80	1	-	0,43	-	1,90	-	-	-	-	0,25	0,35	0,030	0,030	0,45
Grau estudado	L80	9Cr	-	0,15	0,30	0,60	0,90	1,10	8,0	10,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,0
	L80	13Cr	0,15	0,22	0,25	1,00	-	-	12,0	14,0	0,50	0,25	0,020	0,010	1,0
	C90	-	-	0,35	-	1,20	0,25	0,85	-	1,50	0,99	-	0,020	0,010	-
	T95	-	-	0,35	-	1,20	0,25	0,85	0,40	1,50	0,99	-	0,020	0,010	-
	C110	-	-	0,35	-	1,20	0,25	1,00	0,40	1,50	0,99	-	0,020	0,005	-
3	P110	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	-	
4	Q125	-	-	0,35	-	1,35	-	0,85	-	1,50	0,99	-	0,020	0,010	-

Fonte: Adaptado de API5CT (2018).

Tabela 2 - Requisitos de propriedades mecânicas conforme grau API5CT

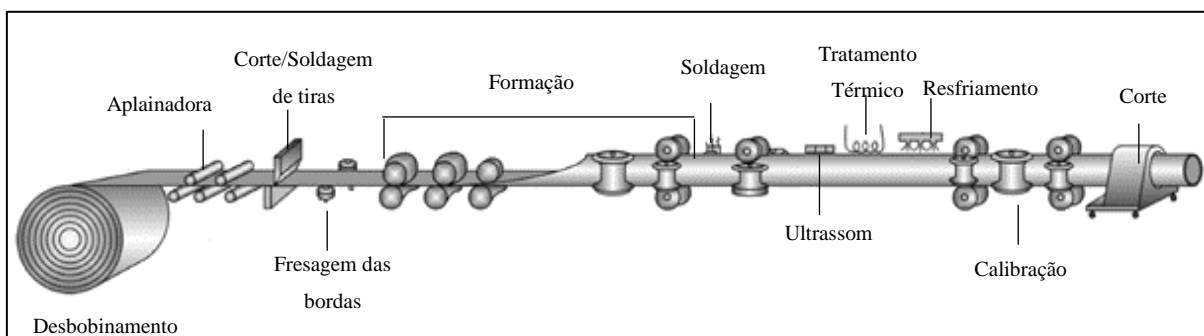
Grupo	Grau	Tipo	Alongamento [%]	Limite de escoamento [MPa]		Limite de resistência [MPa]	Dureza máxima [HRC]	Espessura de parede especificada [mm]	Variação de dureza aceitável [HRC]
				Min	Max				
1	H40	—	0,5	276	552	414	—	—	—
	J55	—	0,5	379	552	517	—	—	—
	K55	—	0,5	379	552	655	—	—	—
	N80	1	0,5	552	758	689	—	—	—
	N80	Q	0,5	552	758	689	—	—	—
	R95	—	0,5	655	758	724	—	—	—
Grau estudado	L80	1	0,5	552	655	655	23	—	—
	L80	9Cr	0,5	552	655	655	23	—	—
	L80	13Cr	0,5	552	655	655	23	—	—
	C90	—	0,5	621	724	689	25,4	≤ 12,70 12,71 até 19,04 19,05 até 25,39 ≥ 25,40	3,0 4,0 5,0 6,0
	T95	—	0,5	655	758	724	25,4	≤ 12,70 12,71 até 19,04 19,05 to 25,39 ≥ 25,40	3,0 4,0 5,0 6,0
	C110	—	0,7	758	828	793	30	≤ 12,70 12,71 to 19,04 19,05 to 25,39 ≥ 25,40	3,0 4,0 5,0 6,0
3	P110	—	0,6	758	965	862	—	—	—
4	Q125	—	0,65	862	1034	931	—	≤ 12,70 12,71 to 19,04 ≥ 19,05	3 4 5

Fonte: Adaptado de API5CT (2018).

2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBO ERW (*ELETRIC RESISTENCE WELDING*)

A Figura 1, ilustra um típico processo de fabricação de tubos ERW exemplificado por Kyriakides (2007) no qual o processo se inicia pelo desenrolamento de bobinas ou tiras cortadas com medida de largura igual ao perímetro do diâmetro externo do tubo solicitado, adicionada das perdas por aumento de espessura durante conformação e rebarbas geradas no processo de soldagem. Em seguida, as tiras ou bobinas passam por uma Aplainadora e em seguida por um equipamento de corte das extremidades das tiras que tem dimensional irregular devido ao processo de laminação. As extremidades das tiras cortadas são soldadas de modo a manter o processo contínuo. Posteriormente as tiras passam por fresagem das bordas para preparação da soldagem e pelo processo de formação no qual a largura da tira por conformação mecânica formará o perímetro da seção circular do tubo. A solda é então realizada podendo receber inspeções de ultrassom e tratamento térmico. O tubo é resfriado antes da calibração, processo no qual o tubo é conformado com maior precisão para atingir o diâmetro especificado por norma e, por fim, ocorre corte no comprimento solicitado pelo cliente.

Figura 1 – Processo de fabricação de tubos ERW (Adaptado)



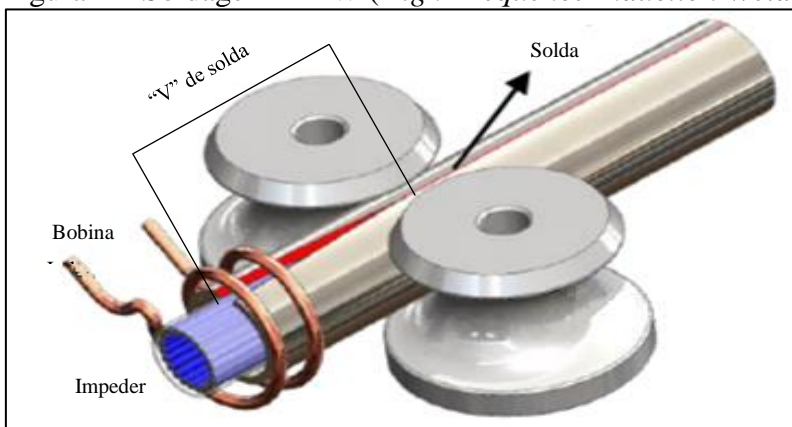
Fonte: Adaptado de Kyriakides (2007).

2.2.1 Soldagem de tubo HFIW (*High Frequency Induction Welding*)

Soldagem de alta frequência é uma forma de soldagem por resistência elétrica (ERW) que pode ser gerada por uma tensão alternada de alta frequência entre 100 e 800kHz por contato ou por indução, que no caso de aplicação em tubos é gerada na borda do tubo aberto até o ponto de fechamento conhecido como “V” de solda conforme Figura 2 (CVETKOVSKI; BRKOVSKI, 2016).

No caso da soldagem HFIW a corrente elétrica é gerada pela indução de alta frequência da bobina indutora. Internamente ao tubo existe um equipamento com núcleo de *ferrite* conhecido como “*impeder*” que desempenha um grande papel no aumento da eficiência da solda. O ângulo e comprimento do “V” de solda, e o formato e posição do *impeder* ajudam a concentrar o calor nas bordas da tira. As bordas aquecidas a partir da compressão dos rolos são apertadas entre si gerando uma solda forjada somente com metal base sem adição de material conforme Figura 2 (UDHAYAKUMAR; MANI, 2017).

Figura 2 – Soldagem HFIW (*High Frequency Induction Welding*)



Fonte: Adaptado de Udhayakumar e Mani (2017)

A zona termicamente afetada [ZTA] e a qualidade da soldagem depende do aporte de calor que é definido como a razão entre a potência e a velocidade de soldagem. Watanabe (1986) estabeleceu uma fórmula experimental, equação 1, que correlaciona os parâmetros que influenciam o aporte de calor (H) no processo de soldagem HF-ERW.

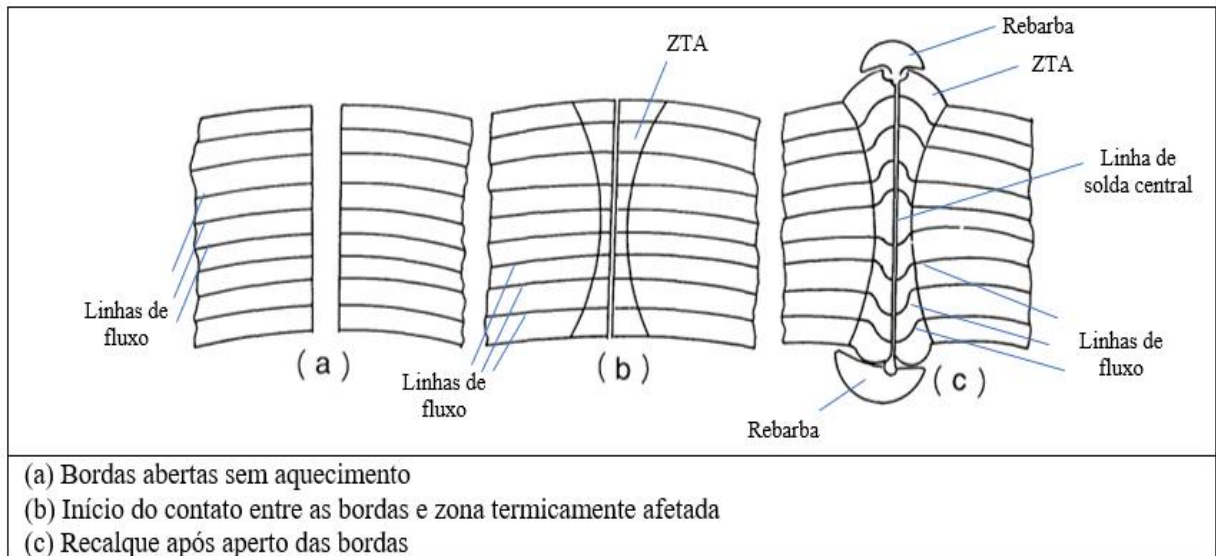
$$H = K \frac{U_p I_p}{V^{0,6} l^{0,55} e^{0,85} \Theta^{0,15}} \quad (1)$$

Na qual:

- K é uma constante,
- U_p é a tensão de soldagem;
- I_p é a corrente de soldagem;
- V é a velocidade de soldagem;
- L é o comprimento do “Vee” de solda;
- Θ é o ângulo do “Vee” de solda;
- E é a espessura da bobina de solda.

Tatsuwaki (1984) ilustrou conforme Figura 3 a formação da soldagem ERW, mostrando a zona termicamente afetada (ZTA), a linha de solda central onde ocorre descarbonetação, as rebarbas expulsas durante processo de soldagem e as linhas de fluxo de laminação que mudam de sentido durante deformação devido à compressão.

Figura 3 - Soldagem ERW – Zona termicamente afetada



Fonte: Adaptado de Tatsuwaki (1984).

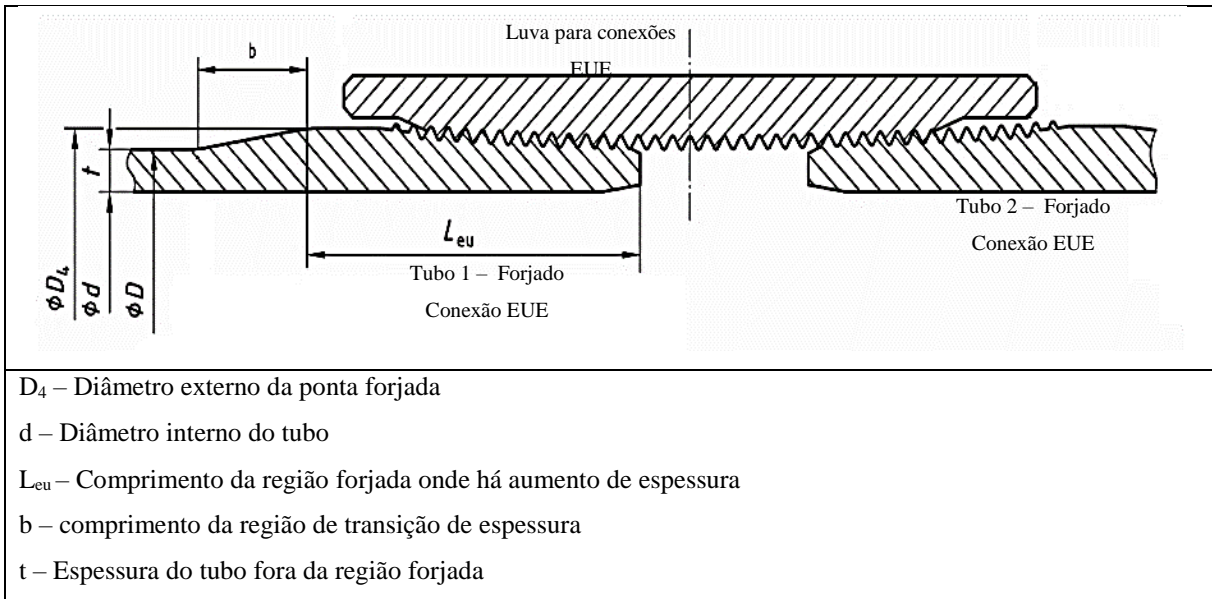
2.3 FORJAMENTO DE PONTAS (*UPSETTER*) CONFORME API5CT

A norma API SPEC 5B define as especificações de rosqueamento de pontas de tubos tendo em vista a resistência necessária para aplicação do grau especificado pela API 5CT, que conforme mencionado anteriormente especifica os padrões dos tubos.

Uma das conexões especificadas pela API é a conexão EUE (*External Upset End*), na qual se faz necessário o aumento da espessura dos tubos conforme Figura 4 que ilustra 2 tubos com conexões EUE (pontas EUE rosqueadas) conectados por luva.

Em um dos processos para aumento da espessura *Upset*, os tubos passam por um processo de forjaria à quente no qual ocorre aumento do diâmetro externo do tubo mantendo o diâmetro interno, aumentando assim a espessura do mesmo. Após o aquecimento da ponta à 1250°C que pode ser realizado em um forno de aquecimento de pontas indutivo ou à gás, o material aquecido é conformado em um molde bipartido que delimita o diâmetro externo, por um punção que empurra o material e delimita o diâmetro interno através de uma máquina de forja, prensa horizontal recalçadora *upsetter*.

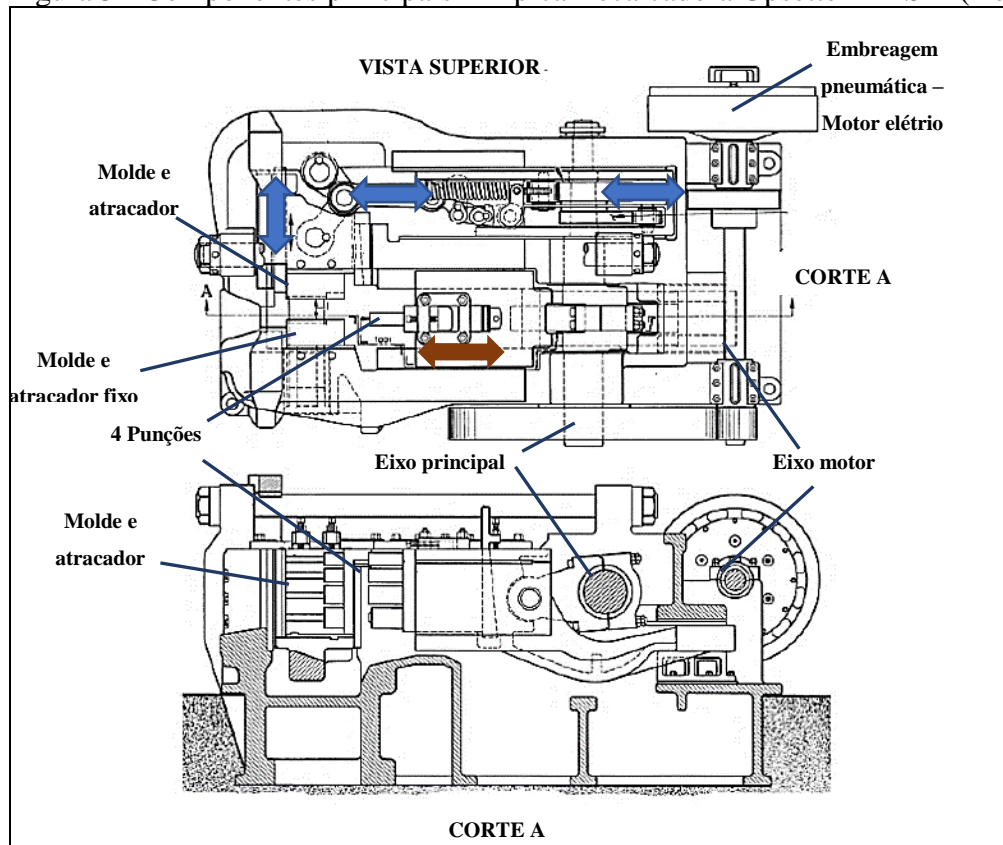
Figura 4 - Acoplamento entre conexão *external upset end* e luva (Adaptado)



Fonte: Adaptado de API5CT (2001).

A Figura 5 ilustra os componentes principais de uma típica máquina de forja à quente para *upset* também conhecida como *Upsetter*. (ASM handbook vol. 14, 1993).

Figura 5 - Componentes principais – Típica Recalcadora Upsetter – ASM (Adaptado)



Fonte: Adaptado de ASM (1993).

As ferramentas que realizam a forja do tubo são compostas basicamente por atracadores bipartidos para manter a peça na posição durante o forjamento, os moldes bipartidos e os punções. Dependendo do processo ele pode ser realizado em apenas um estágio ou seja um punção e um conjunto de molde bipartido.

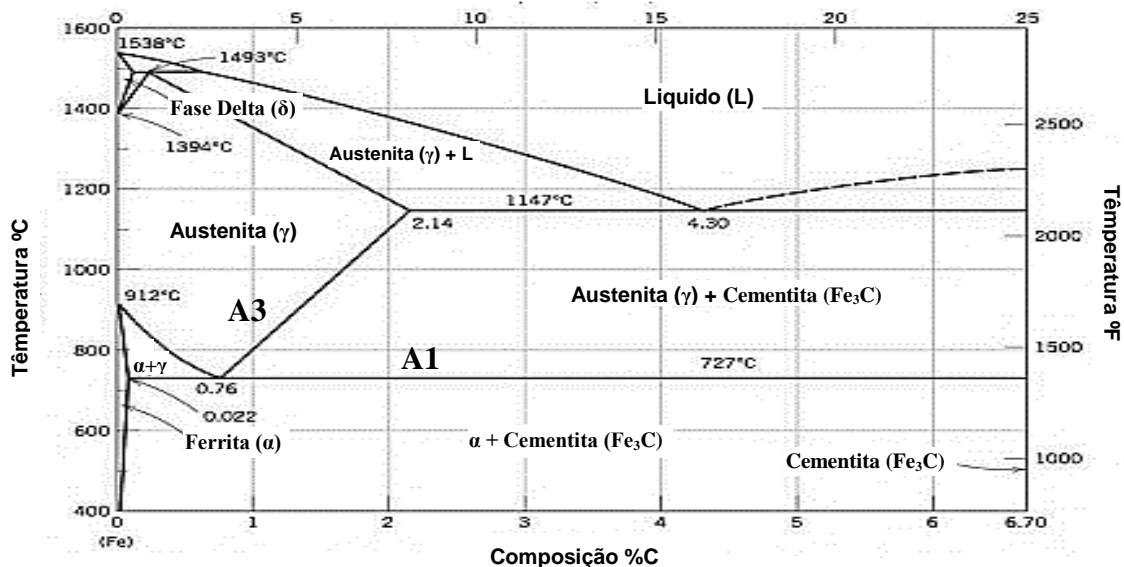
A embreagem pneumática é acoplada à um motor elétrico que fornece a energia para movimento do eixo motor. O acionamento da embreagem pode ser realizado por comando elétrico ou mecânico. O eixo motor movimenta as partes movidas dos conjuntos bipartidos atracadores e moldes e o eixo principal que desloca o conjunto de punções.

2.4 CONCEITOS BÁSICOS DE TRATAMENTO TÉRMICO

Os aços podem apresentar diferentes microestruturas e propriedades mecânicas em função da composição química e dos tratamentos térmicos empregados. O processo tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que os aços podem ser submetidos, sob condições controladas de temperatura, taxa de aquecimento, tempo em uma dada temperatura e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas.

O diagrama Fe-Fe₃C (Figura 6) ilustra as temperaturas em relação a porcentagem de carbono em que ocorrem mudanças estruturais do aço durante aquecimento ou resfriamento lento considerando tempo suficiente para que ocorram as transformações de fase por difusão.

Figura 6 - Diagrama de fases Fe-Fe₃C (adaptado)

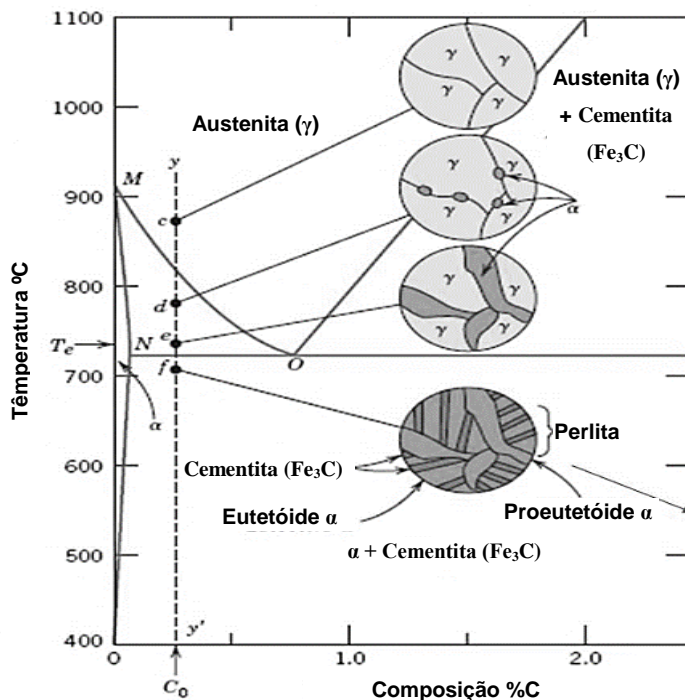


Fonte: Adaptado de Callister (2012).

A linha A3, ou temperatura crítica superior ilustra o final da transformação de austenita durante aquecimento lento em condições de equilíbrio; acima desta temperatura há formação completa de austenita (γ). A linha A1 ou temperatura crítica inferior ilustra o início da formação de austenita (γ) durante aquecimento lento em condições de equilíbrio; acima desta temperatura inicia-se formação de austenita (γ) e abaixo desta temperatura existe somente perlita, uma estrutura formada por ferrita (α) e cementita (Fe_3C).

A Figura 7 ilustra as fases encontradas em 04 temperaturas diferentes (“c”, “d”, “e” e “f”) para um aço hipoeutetóide (abaixo de 0,76% de carbono no caso do ferro/carbono) com porcentagem de carbono c_0 durante resfriamento do ponto y até o ponto y', considerando resfriamento lento em condições de equilíbrio. Na temperatura inicial “c”, como o aço está acima da curva MO ou A3 (temperatura crítica superior) a estrutura formada é completamente austenítica. Nas temperaturas “d”, e “e” que estão entre a curva MO (A3) e a linha NO ou A1 (temperatura crítica inferior) as estruturas formadas são austenita (γ) e ferrita (α); sendo que no ponto “d” existe maior formação de austenita (γ) que o ponto “e” uma vez que o ponto “d” tem temperatura maior que o ponto “e”. É importante lembrar que a mesmas transformações ocorridas no resfriamento lento no equilíbrio do ponto y para y' ocorrem também no aquecimento lento no equilíbrio do ponto y' para o ponto y (CALLISTER, 2002).

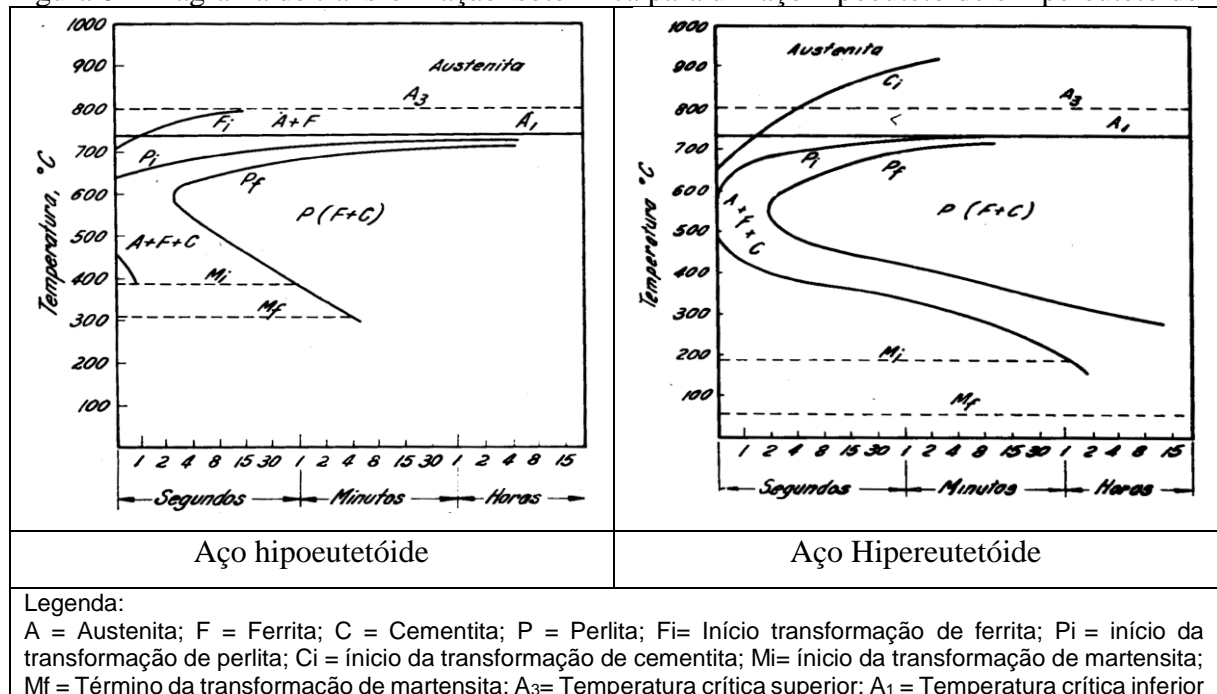
Figura 7 - Representações esquemáticas das microestruturas para uma liga Fe-C com composição hipoeutetóide c_0



Fonte: Adaptado de Callister (2012).

Conforme mencionado o diagrama Fe-C ilustra as transformações microestruturais no equilíbrio durante resfriamento lento. Para o estudo das transformações microestruturais para resfriamento fora das condições de equilíbrio os fenômenos ocorridos são melhores compreendidos quando utilizamos outros diagramas como o diagrama de transformação isotérmica ou curva TTT (Tempo Temperatura Transformação) no qual pode-se estudar diversos resfriamentos rápidos seguidos de processo a temperatura constante até que toda a austenita se transforme. A Figura 8 adaptada de Chiaverini (1988) ilustra os diagramas de transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide e hipereutetóide.

Figura 8 - Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide e hipereutetóide



Fonte: Adaptado de Chiaverini (1988).

Pode-se observar que o aço hipereutetóide com maior porcentagem de carbono que o aço hipoeutetóide, apresenta curva TTT mais deslocada para a direita que o aço hipoeutetóide. Além do carbono outros elementos de liga também deslocam a curva para a direita, com exceção do cobalto. A composição química também afeta o diagrama Fe-C. Andrews formulou equações para o cálculo das temperaturas crítica inferior (A1) e superior (A3) no equilíbrio conforme elementos de liga mostradas nas equações 2 e 3 (ANDREWS, 1965).

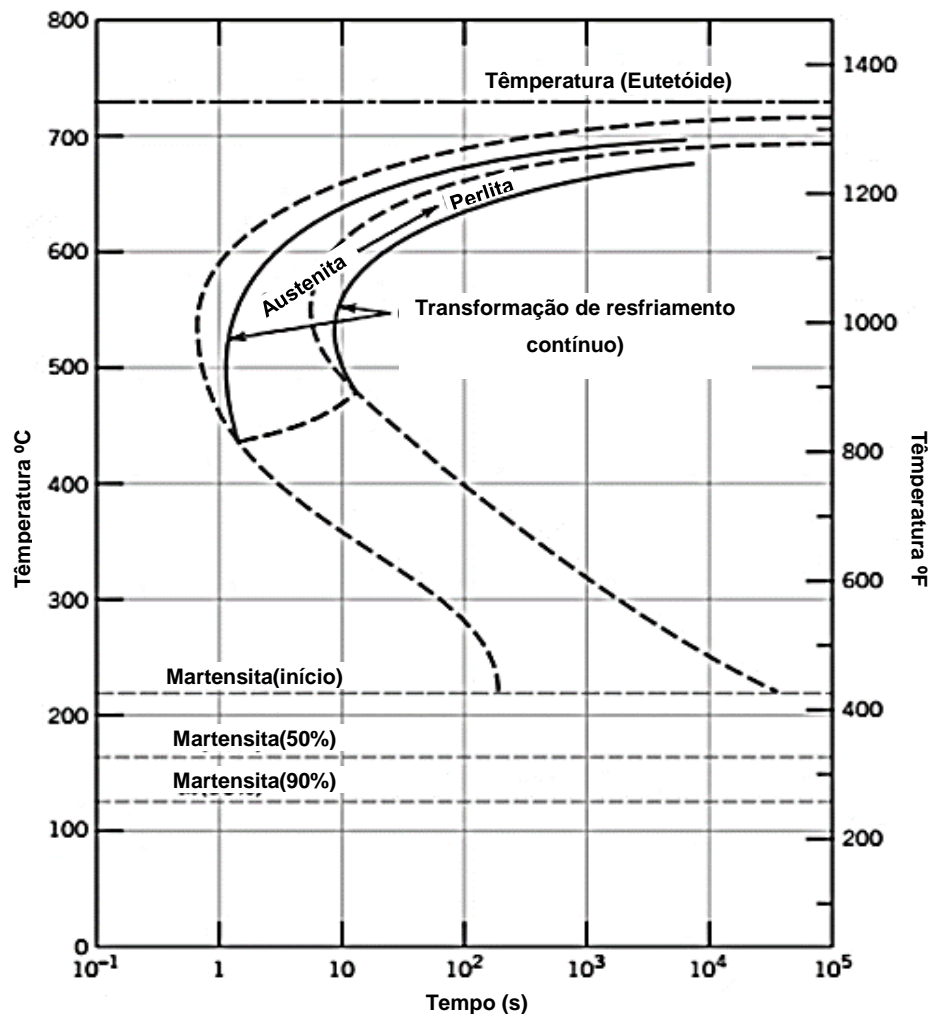
$$A1=723-10,7x(\%Mn)-16,9x(\%Ni)+29,1x(\%Si)+16,9x(\%Cr)+290x(\%As)+6,38x(\%W) \quad (2)$$

$$A3=910-203x(\%C^{1/2})-15,2x(\%Ni)+44,7x(\%Si)+104x(\%V)+35,1x(\%Mo)+13,1x(\%W) \quad (3)$$

Outro fator que afeta das curvas TTT é a homogeneidade da austenita. Quanto mais homogênea a austenita, ou seja, quanto menos quantidade de partículas de carboneto residual ou impureza, mais para a direita é a curva TTT. Um aumento do tamanho de grão da austenita prévia antes do resfriamento também desloca a curva para a direita pois quanto menos contornos de grãos menor a chance de nucleação de ferrita (ANDREWS, 1965).

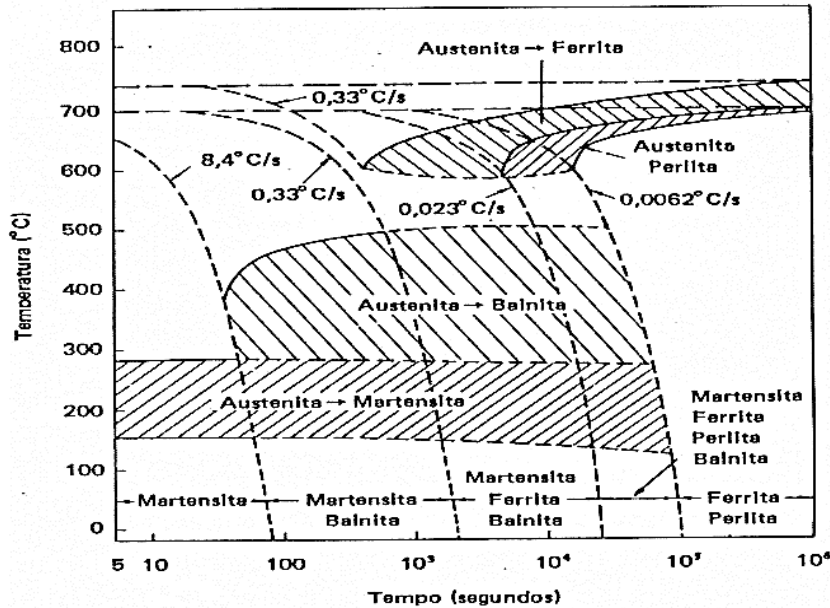
As curvas TTT são curvas típicas de transformações que se operam em temperatura constante. Entretanto a maioria dos processos ocorrem em resfriamentos contínuos. Em um resfriamento contínuo os tempos necessários para início e término da transformação são retardados, gerando um deslocamento para direita e para baixo da parte superior das curvas de início e fim da reação conforme Figura 9 (CALLISTER, 2002). A Figura 10 ilustra o diagrama de resfriamento contínuo de um aço SAE 4340.

Figura 9 - Superposição dos diagramas de transformação isotérmica e de transformação por resfriamento contínuo para uma liga de aço eutetóide



Fonte: Adaptado de Callister (2012).

Figura 10 - Diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) de um aço 4340



Fonte: Andrews (1965).

2.4.1 Processo de têmpera e revenimento

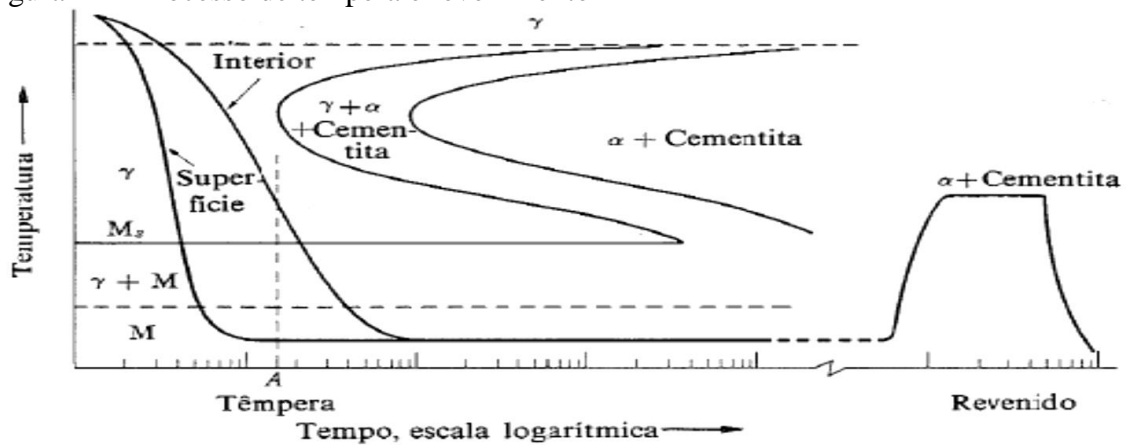
Conforme a Tabela -1, os tubos com grau L80-1 da norma API5CT tem requisitos de processamento por têmpera e revenimento. O processo de têmpera é um processo de aquecimento acima da temperatura crítica superior (A_3), seguido de resfriamento rápido de modo que a taxa de resfriamento não cruze as linhas do diagrama de resfriamento contínuo de transformações de austenita em ferrita, austenita em perlita e austenita em bainita. A estrutura encontrada é a martensita, estrutura que por ser dura é frágil, não podendo ser utilizada na maioria das aplicações. A tenacidade e ductilidade da martensita podem ser aumentadas através de um processo conhecido como revenimento, que consiste em elevar a temperatura até uma temperatura abaixo do limite crítico inferior (A_1) durante certo tempo, seguido por resfriamento lento conforme ilustra a Figura 11 (VLACK, 1970).

Segundo Hollomon e Jaffe (1947) os vários produtos de decomposição da austenita mudam progressivamente em temperaturas abaixo de A_1 , tendendo à condição de equilíbrio de um único glóbulo de carbeto em matriz de ferrita. O tratamento que produz essas mudanças é chamado de revenimento.

Segundo Callister (2012), a martensita revenida pode ser tão resistente quanto a martensita, mas com aumento de tenacidade e ductilidade. A microestrutura de martensita

revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e distribuídas uniformemente na matriz contínua de ferrita.

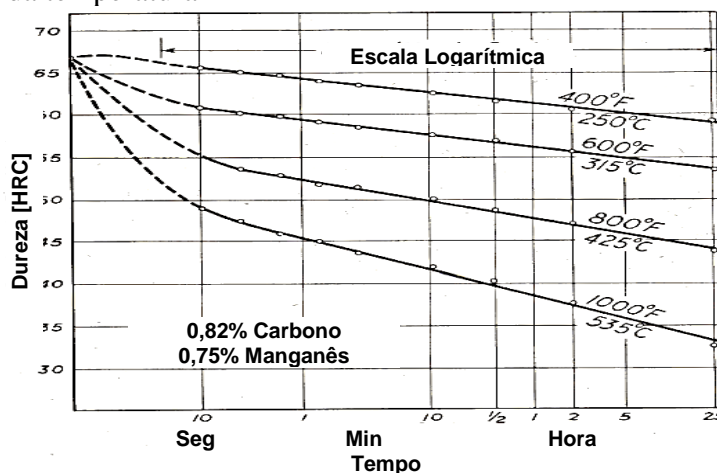
Figura 11 – Processo de têmpera e revenimento



Fonte: Van Vlack (1970).

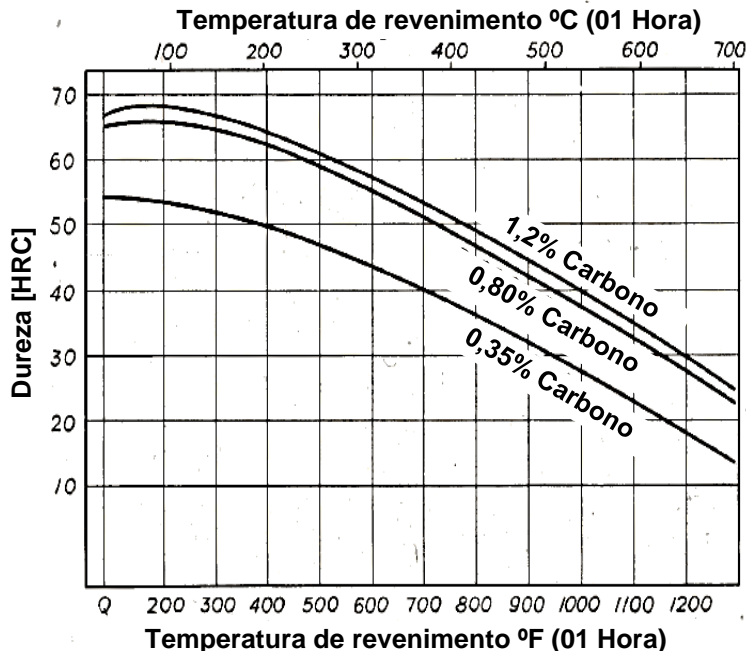
Para se obter as propriedades ótimas visadas de um aço temperado e revenido deve-se, necessariamente, se obter alto conteúdo de martensita durante processo de têmpera. Os procedimentos convencionais de tratamento térmico para produção de aços martensíticos envolvem resfriamento rápido do aço austenitizado em algum meio como água, óleo ou ar (CALLISTER, 2002). Bain (1939) mostrou a relação entre tempo e temperatura na redução de dureza durante revenimento, conforme Figura 12, e o efeito da porcentagem de carbono em relação ao revenimento, conforme Figura 13.

Figura 12 - Dureza de uma aço 0,82%C 0,15%Mn temperados e revenido em função do tempo e da temperatura



Fonte: Adaptado de Bain (1939).

Figura 13 - Dureza de aços temperados e temperados e revenidos entre 150°C e 200°C em relação a porcentagem de carbono de carbono



Fonte: Adaptado de Bain (1939).

2.4.2 O efeito do Boro na austenitização

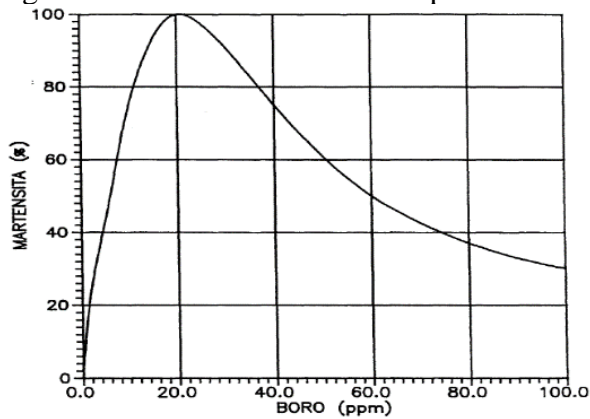
Ao longo da história, principalmente em aços temperados e revenidos, o boro foi utilizado para aumentar a temperabilidade do aço, ou seja, aumentar a capacidade que o aço tem de ser temperado.

O efeito do boro de aumento de temperabilidade tinha uma relação próxima com a composição química do aço e inclusões como nitrogênio e oxigênio. A temperatura de austenitização antes da têmpera também influenciava a temperabilidade em aços ligados ao boro.

As explicações para o efeito do boro na temperabilidade estão ligadas a segregação do boro nos contornos de grão austeníticos que influencia no processo de nucleação da ferrita (WANG; HE, 2002). Entretanto existe um teor ótimo de boro em relação ao aumento de temperabilidade. O excesso de boro diminui a temperabilidade devido a precipitação de uma fase rica em boro nos contornos de grão.

Gonzales et al. (1984) apresentaram um diagrama relacionando o teor de boro e a quantidade de martensita conforme Figura 14.

Figura 14- Efeito da temperabilidade em função da quantidade de Boro

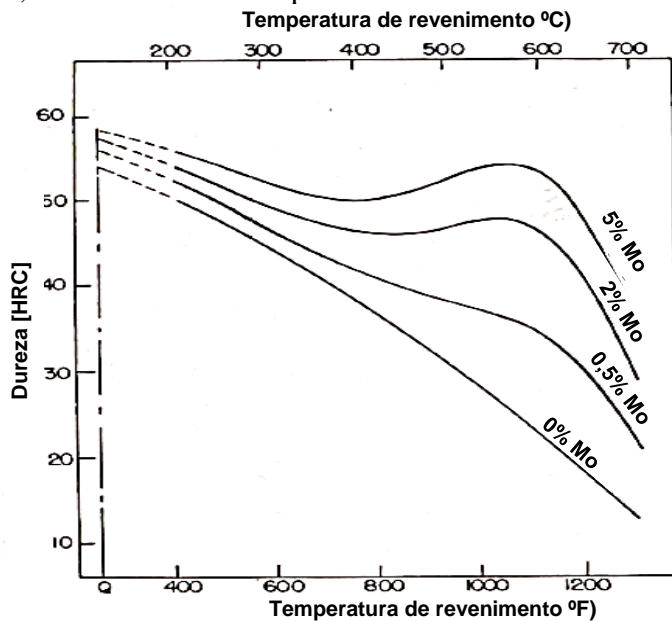


Fonte: Gonzales et all (1984).

2.4.3 Endurecimento Secundário

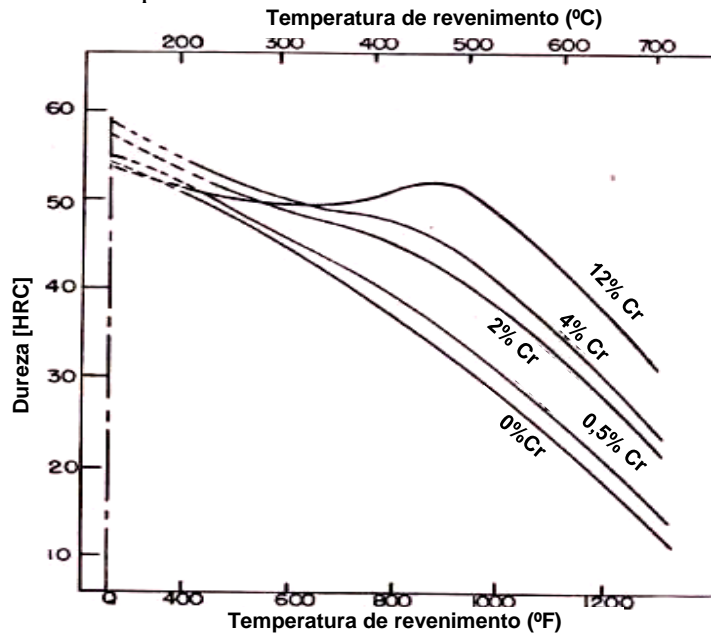
Aços que contém elementos formadores de carboneto como vanádio, molibdênio e cromo podem precipitar carbonetos durante revenimento em alta temperatura e longos períodos. Essa precipitação retarda o amolecimento do aço durante revenimento ocasionando o fenômeno conhecido como endurecimento secundário. As Figuras 15 e 16 mostram o efeito do endurecimento secundário do cromo e do molibdênio em uma liga de aço com 0,35% de carbono (Hollomon e Jaffe at Bain, 1947).

Figura 15 – Efeito do endurecimento secundário do Molibdênio na dureza de um aço com 0,35% de carbono temperado e revenido



Fonte: Adaptado de Hollomon e Jaffe et Bain (1947).

Figura 16 – Efeito do endurecimento secundário do Cromo na dureza de um aço com 0,35% de carbono temperado e revenido



Fonte: Adaptado de Hollomon e Jaffe et Bain (1947)

Para aços que contém nenhum ou poucos elementos formadores de carbonetos, Hollomon e Jaffe, (1947) relacionam a dureza do aço a partir das equações 4 e 5:

$$\text{HRC} = H_c - H_d \quad (4)$$

onde:

- HRC = Dureza do material após processamento na escala Rockwell “C”
- H_c = É a dureza característica do material, que deve ser calculada a partir de um processo conhecido
- H_d = é a redução de dureza durante ciclo de revenimento.

$$H_d = 0.00216 T (19.5 + \log_{10}(t)) \quad (5)$$

onde:

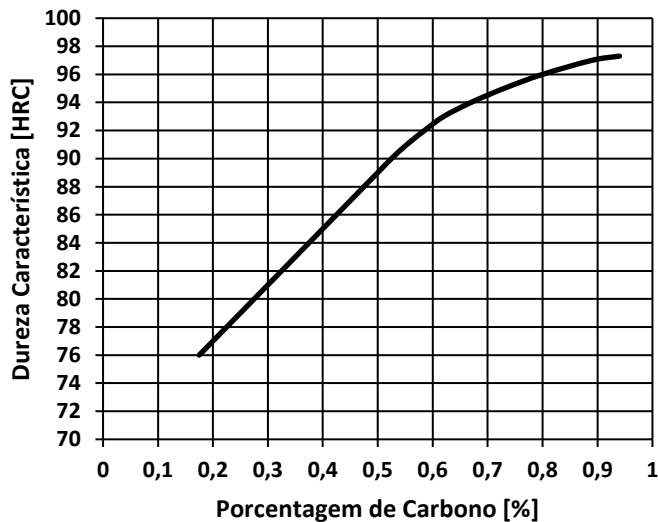
- 0.00216 = é um fator de conversão de HRC
- 19.5 = é uma constante para porcentagem de carbono entre 0.15 – 0.45%
- T = temperatura em Rankine
- t = tempo de processamento de revenimento em horas

A dureza característica H_c do material depende da composição química e estrutura antes do revenimento, mas não deve ser confundida com a dureza antes do revenimento. Para aços

formadores de carbonetos, a dureza característica deve ser corrigida a partir da composição química do material analisando elementos que contribuem para o endurecimento secundário.

A Figura 17 ilustra a dureza característica de uma liga de aço carbono em relação a quantidade de carbono.

Figura 17 – Dureza Característica em relação a quantidade de carbono



Fonte: Adaptado de Hollomon e Jaffe (1947).

A Tabela 3 ilustra o efeito estimado de elementos de liga na dureza característica de martensita revenida (Hollomon e Jaffe, 1947)

Tabela 3 – Efeito estimado de elementos de liga na dureza característica após revenimento

Elemento	Aumento da dureza Rockwell C para 1% de elemento	
	Sem endurecimento secundário	Com endurecimento secundário
Mn	4	4
Si	4	4
Ni	1 ½	1
Cr	1	5
Mo	2 ½	20
V	0	50

Fonte: Adaptado de Hollomon e Jaffe et Bain (1947) .

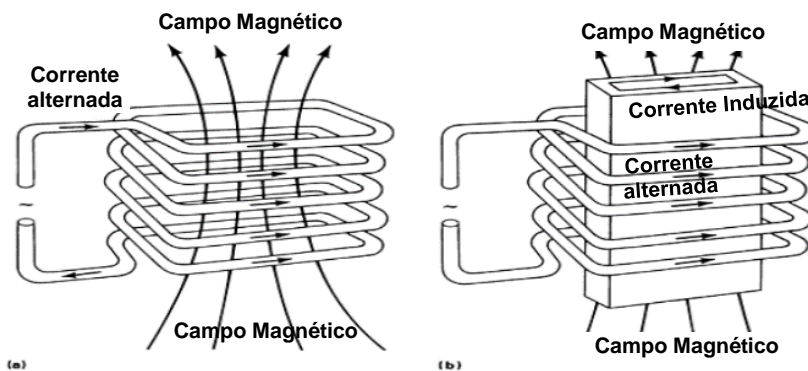
2.5 PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO INDUTIVO

O aquecimento por indução é muitas vezes um dos processos de tratamento térmico mais eficazes disponíveis para uma variedade de aplicações, incluindo processos de alívio de tensão, têmpera, recozimento, normalização e revenimento (TOTTEN, 2006).

O processo de aquecimento indutivo é gerado pelo princípio de um transformador em que um gerador fornece corrente elétrica alternada em uma bobina de indução condutora (circuito primário) que através do campo eletromagnético gera corrente alternada em uma peça eletricamente condutora a qual se deseja gerar aquecimento (circuito secundário). Existem dois mecanismos de absorção de energia: perdas por correntes parasitas (*eddy currents*) e perdas por histerese.

Em peças eletricamente condutoras, o campo eletromagnético variável gerado pela bobina indutora induz corrente elétrica na peça processada e devido à resistência elétrica da peça condutora sobre a corrente elétrica alternada, ocorre dissipação de energia produzindo calor conforme Figura 18 (ASM Handbook vol.04, 1991).

Figura 18 - Correntes elétricas e campo eletromagnético no indutor (a) e correntes parasitas (*eddy currents*) na peça a ser processada



Fonte: Adaptado de ASM (1991).

O segundo princípio de aquecimento, histerese, só ocorre até a temperatura de Currie, quando a peça a ser aquecida é de material magnético e o campo magnético altera a polaridade magnética no interior da peça.

As correntes induzidas na peça também geram seus próprios campos eletromagnéticos em oposição ao campo gerado pela bobina indutora, concentrando o campo na superfície da peça. Este fenômeno é conhecido como efeito de pele (*skin effect*) conforme ilustrado na Figura 19 (TOTTEN, 2006).

A profundidade de penetração da corrente induzida (d), desde a sua superfície, é função da frequência da corrente elétrica (f) e das propriedades físicas do material: resistividade elétrica (ρ) e permeabilidade magnética relativa (μ) e (μ_0) conforme equação 6 (ASM Handbook vol.04, 1991).

$$d = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \mu_o \mu f}} \quad (6)$$

Na qual:

d = profundidade de penetração.

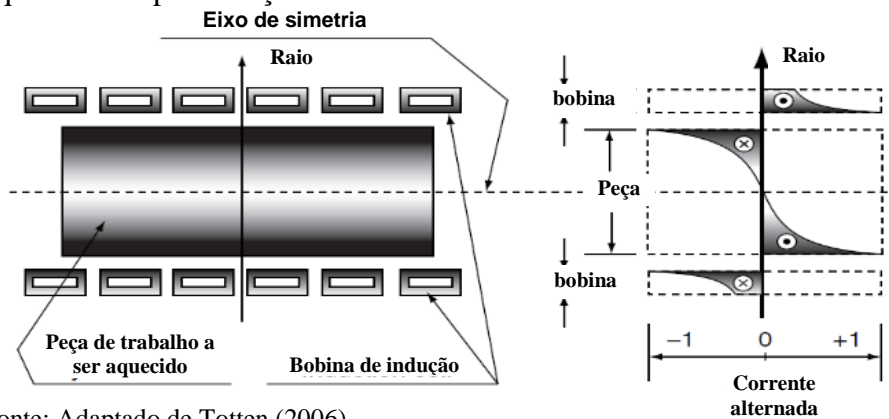
ρ = resistividade da peça.

μ_o = permeabilidade magnética no vácuo.

μ = permeabilidade magnética da peça.

f = frequência do campo magnético alternado da bobina.

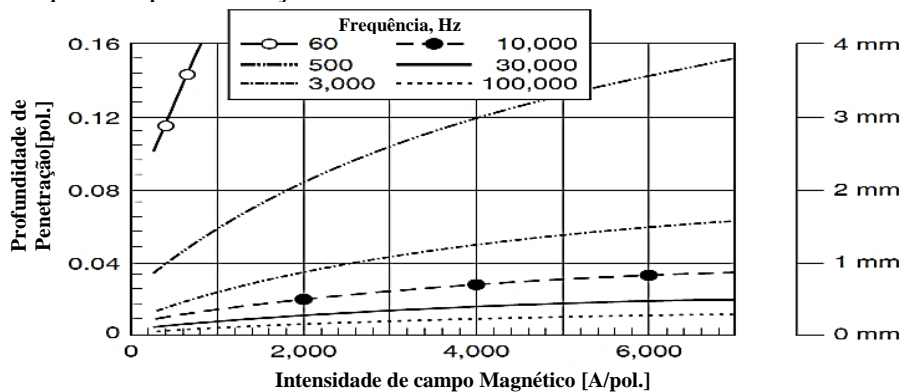
Figura 19 - Distribuição da corrente da bobina indutora e peça de trabalho em um sistema de aquecimento por indução



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

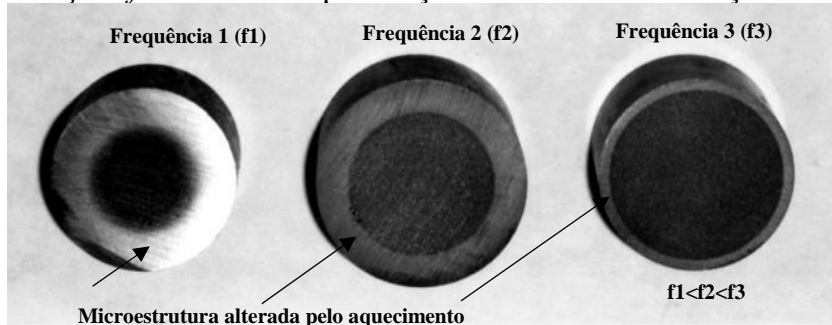
A Figura 20 mostra a variação da penetração da corrente em relação a intensidade do campo magnético e frequência para um aço 1045 e a Figura 21 mostra a variação de penetração de corrente em diferentes frequências de indução (TOTTEN, 2006).

Figura 20 - Variação da penetração de corrente em relação a intensidade do campo magnético e frequência para um aço 1045



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

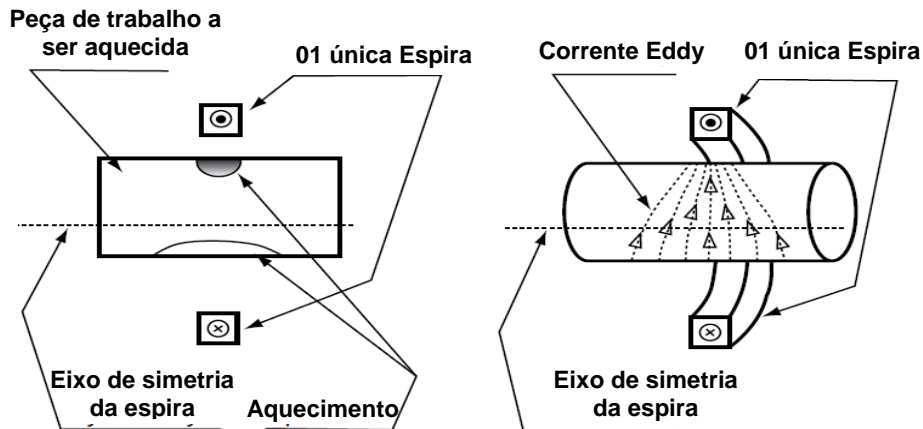
Figura 21 - Variação de dureza no tratamento térmico, devido a diferentes frequências de indução “ f ” e diferentes penetrações de corrente de indução.



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

Nos transformadores a eficiência do acoplamento entre os enrolamentos é inversamente proporcional ao quadrado da distância entre eles. Este efeito no sistema indutivo entre peça e indutor é conhecido como efeito de proximidade. A bobina deve ser acoplada à peça o mais próximo possível para obtenção da máxima transferência de energia conforme ilustra a Figura 22 (TOTTEN, 2006).

Figura 22 - Efeito de proximidade em uma peça deslocada em um condutor com 01 espira



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

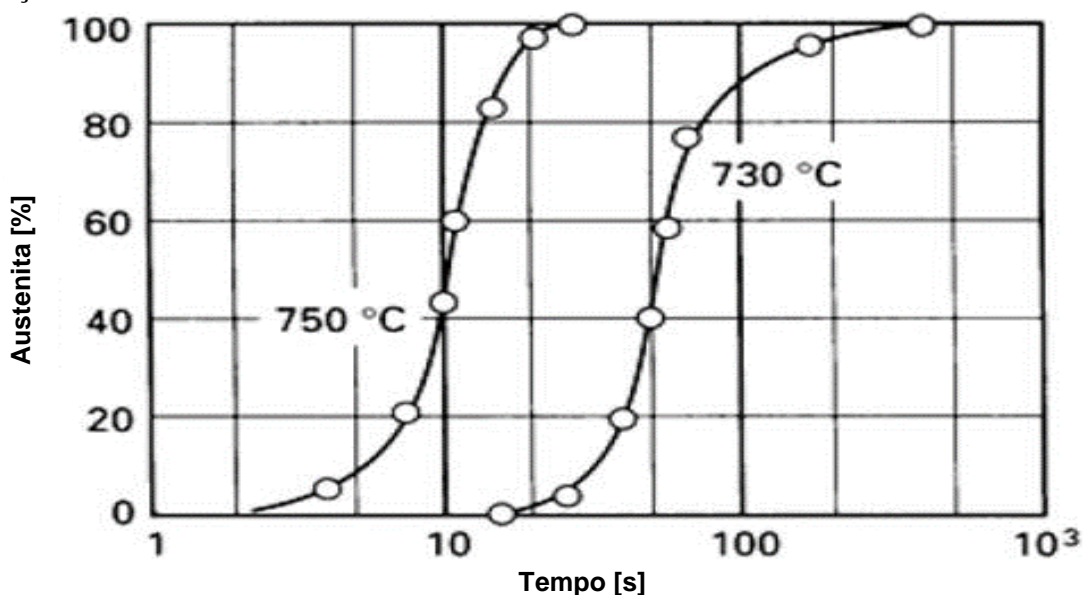
Apesar da distância menor de acoplamento entre a bobina indutora e a peça de trabalho reduzir perdas de campo magnético útil, folgas para manuseio de material, para sistema elétrico do indutor ou até mesmo para trabalho em materiais de dimensões variadas, podem se fazer necessárias. A Frequência é uma condição importante que influencia acoplamento magnético, uma vez que as linhas de fluxo tendem a ficar mais perto do indutor em frequências mais altas. Uma folga maior se torna mais crítica quando a frequência é aumentada.

Bobinas de aquecimento usadas na austenitização de tubos em um operação contínua de têmpera e revenimento tem isolamento refratário para isolar o calor irradiado dos tubos em alta temperatura por longos períodos de tempo. O isolamento térmico é usado em bobinas de até 3 kHz, onde uma folga elétrica suficiente pode ser tolerada. No processamento de tarugos em baixas frequencias, folgas maiores podem ser permitidas para utilização de refratários mais espessos. Tarugos de diâmetros entre 19 e 45 mm podem ser aquecidos em indutores entre 38 e 150 mm (ASM Handbook vol.04, 1991).

2.5.1 Temperaturas críticas no tratamento térmico indutivo

Para austenizar completamente um aço, é necessário tempo em temperatura igual ou superior à temperatura A3. A relação de tempo e temperatura evidenciada por Bain (1939) em fornos convencionais, é mantida para processo de tratamento térmico indutivo. O tempo necessário para formar uma microestrutura totalmente austenítica depende da temperatura de austenitização; a velocidade com que a austenita é formada é controlada pela difusão de carbono, um processo que pode ser acelerado pelo aumento da temperatura conforme ilustrado pela Figura 23 (ASM Handbook vol.04, 1991).

Figura 23 - Porcentagem de formação de austenita em função do tempo e temperatura de um aço eutetóide



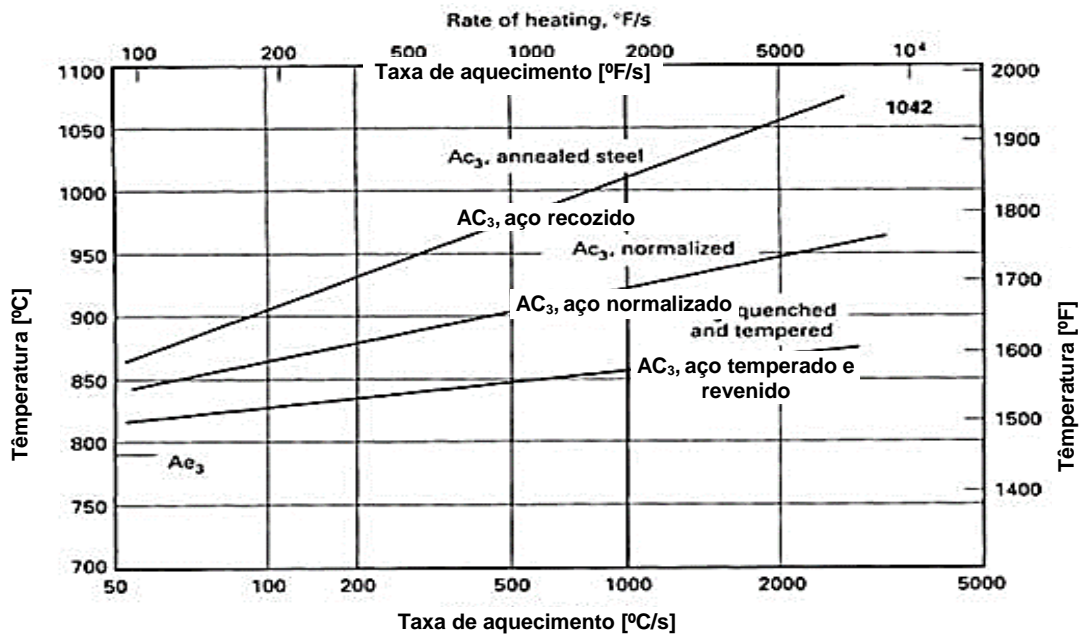
Fonte: Adaptado de ASM (1991).

Como a taxa de aquecimento do tratamento térmico indutivo é extremamente alta, variando entre 27 a 227°C/s, podendo ser 100 vezes mais rápido que a taxa de aquecimento de

forno convencional, a velocidade de nucleação da austenita cresce mais rapidamente que sua velocidade de crescimento. Acima das temperaturas críticas inferior (A1) e superior (A3) da transformação em austenita formam-se grãos austeníticos pequenos, com tamanhos médios variando de 2 a 7 μ m (NOVIKOV, 1994).

O aumento da taxa de aquecimento aumenta a temperatura necessária para austenitização deslocando a temperatura crítica superior A3. A Figura 24 ilustra a mudança da temperatura crítica superior em função da taxa de aquecimento para um aço 1042 a partir da estrutura inicial. A estrutura inicial temperada e revenida teve menor influência na mudança da A3 devido a mudança da taxa de aquecimento em relação as estruturas normalizadas e recozidas. Comparando as 3 estruturas iniciais, a estrutura recozida teve maior influência na mudança da A3 em relação a taxa de aquecimento (ASM Handbook vol.04, 1991).

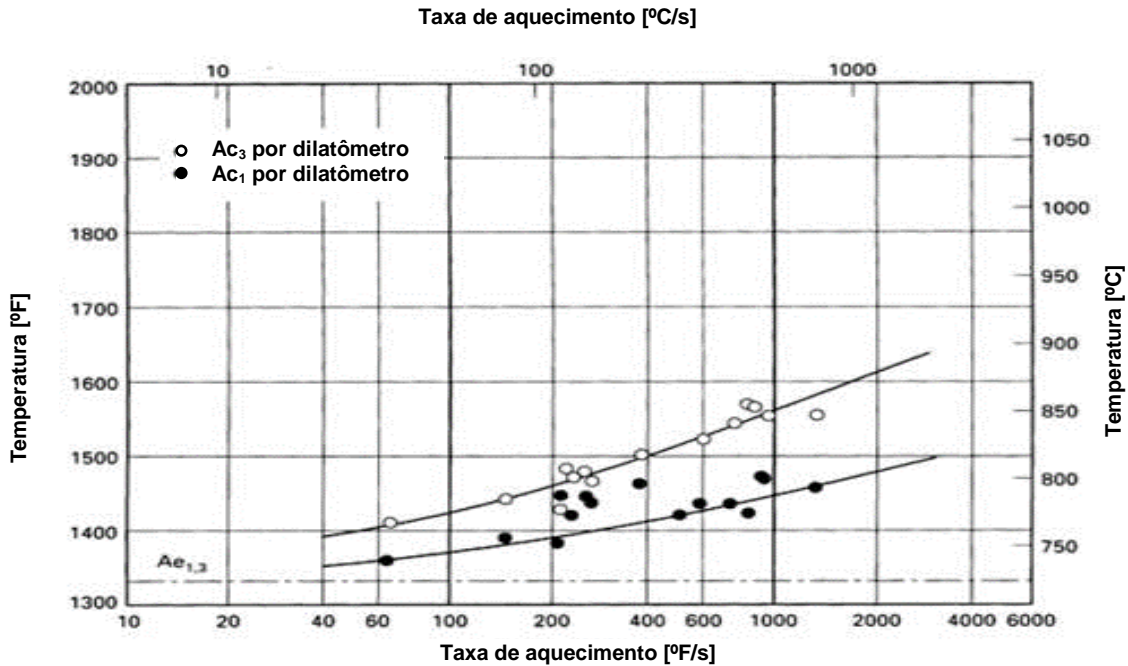
Figura 24 - Temperatura crítica superior (A3) em função da taxa de aquecimento para um aço 1042



Fonte: Adaptado de ASM (1991).

A taxa de aquecimento também influencia a temperatura crítica inferior. A Figura 25 mostra a influência da taxa de aquecimento nas temperaturas críticas inferior (A1) e superior (A3) para um aço 1080 recozido.

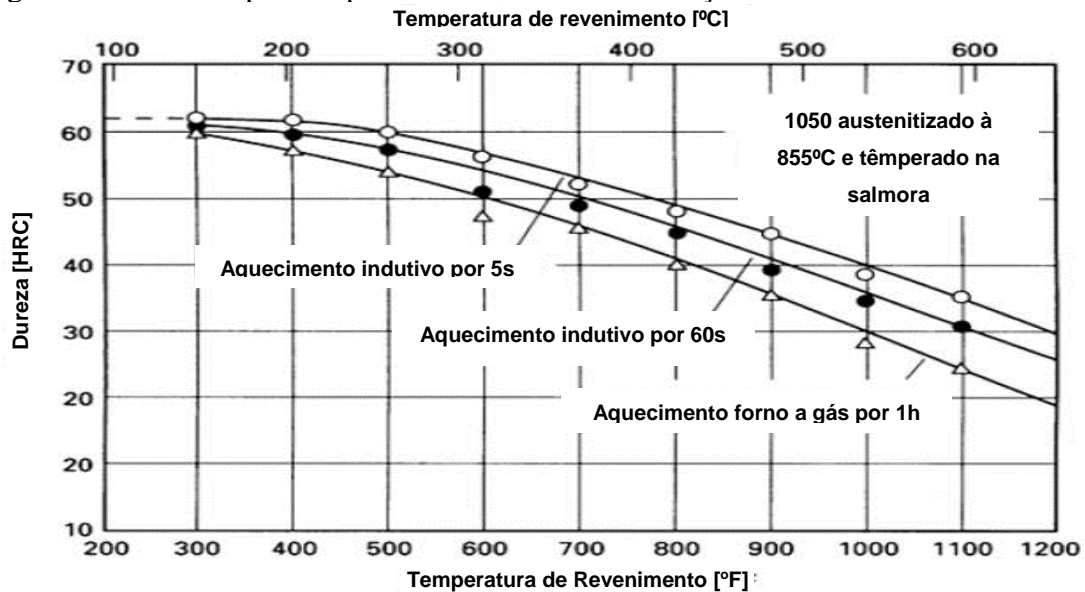
Figura 25 - Temperatura crítica inferior (A1) e superior (A3) em função da taxa de aquecimento para um aço eutetóide 1080



Fonte: Adaptado de ASM (1991).

A Figura 26 mostra a dureza de um aço 1050 têmperado e revenido considerando tempo e temperaturas de revenimento diferentes nos processos de aquecimento por forno convencional e indutivo (ASM Handbook vol.04, 1991).

Figura 26 - Dureza após têmpera e revenimento de um aço 1050



Fonte: Adaptado de ASM (1991).

A equação 7 mostra a função Grange e Baugman, uma técnica simplificada conhecida como "*Tempering parameter*" (T.P - Temperatura de revenimento) que usa a matemática para definir uma função entre o tempo de aquecimento e a temperatura de revenimento a partir de uma propriedade mecânica com dureza constante após processamento de materiais temperados revenidos, e/ou bainita ou perlita revenida (ASM Handbook vol.04, 1991).

$$T.P. = T(C + \log t) \quad (7)$$

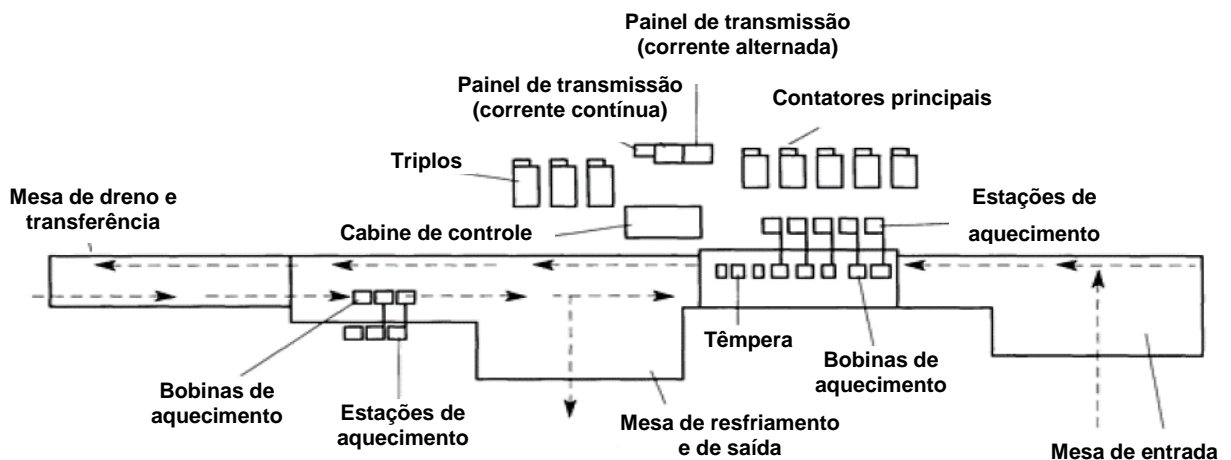
Na qual:

- T.P. é a função de parâmetro de revenimento;
- T é a temperatura absoluta de revenimento em Rankine;
- C é uma constante adimensional igual a 14,44;
- t é o tempo de processamento em segundos.

2.5.2 Tratamento térmico de tubos

A capacidade de tratamento térmico em linha, em oposição ao processamento em lotes, com alta produtividade, menos distorção, e um ambiente limpo é uma vantagem óbvia (TOTTEN, 2006). A Figura 27 mostra uma instalação típica para tratamento térmico indutivo de tubos em processamento contínuo no qual o aço é austenitizado, temperado, revenido e finalmente resfriado lentamente à temperatura ambiente.

Figura 27 - Instalação típica para tratamento térmico indutivo de tubos

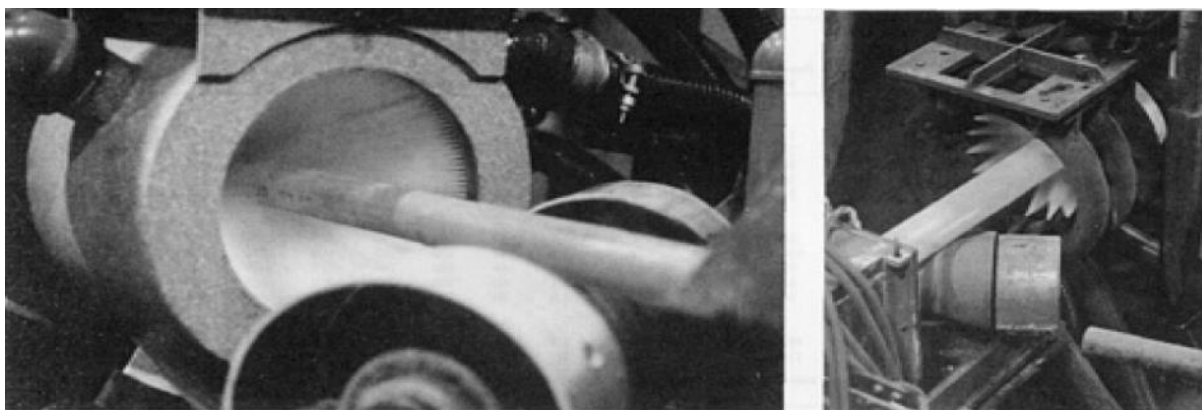


Fonte: Adaptado de ASM (1991).

Neste sistema, cada tubo é carregado em uma mesa de entrada e alimentado no transportador passando pela estação de austenitização (consistindo de cinco bobinas). Os tubos são girados em rolos inclinados garantindo a uniformidade de temperatura. Usando geradores com 4500kW e corrente com frequência de 180 Hz, tubos de até 405mm de diâmetro externo (16 pol.) são aquecidos uniformemente ao longo da espessura em aproximadamente 900 ° C (ASM Handbook vol.04, 1991).

Após a austenitização, os tubos entram em um anel de resfriamento rápido (Figura 28) que utiliza água para reduzir bruscamente a temperatura de austenitização até a temperatura ambiente. Posteriormente os tubos são drenados e movidos para uma estação de revenimento alimentada por geradores com capacidade de 2700 kW e frequência de 180 Hz. A capacidade de energia para esta operação é menor que a utilizada para austenitização, uma vez que no revenimento utilizam-se temperaturas entre 540 a 650 ° C. Após o revenimento, os tubos são deslocados para mesas de resfriamento lento sendo girados durante todo o ciclo de resfriamento para garantir que não haja empeno e ovalização (ASM Handbook vol.04, 1991).

Figura 28 – Resfriamento à água utilizado no tratamento térmico indutivo de tubos



Fonte: ASM (1991).

2.6 SOFTWARE STECAL PARA SIMULAÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO

O software Stecal, versão 3.0.3, é utilizado para prever as propriedades mecânicas e comportamentos de aços de baixa liga. Ele foi criado por Pascual Tarín e programado por Pascual Tarín e Javier Pérez no departamento de materiais e produção aeroespacial na escola técnica superior de engenheiros Aeronáuticos na universidade politécnica de Madrid, Espanha. Este software foi copiado e licenciado pela ASM Internacional (American Society for Metals) entre 1989 e 2004.

O SteCal solicita a informação sobre a porcentagem em peso dos elementos de liga, se o aço contém boro e o tamanho de grão austenítico, definidos de acordo com as normas ASTM. A margem de valores aceitos são: $0,15 < \% C < 0,65$; $\% Mn < 2$; $\% P < 0,1$; $\% S < 0,3$; $\% Si < 2,0$; $\% Ni < 4,0$; $\% Cr < 1,5$; $\% Mo < 0,5$; $4 < \text{Tamanho de Grãos} < 10$.

Os cálculos de dados do diagrama Fe-C são realizados usando as equações de Andrews (1965) na reação eutetóide, considerando as temperaturas críticas quando o aço está em equilíbrio (A1 e A3) e para quando é aquecido (AC1 e AC3). A Temperatura de Austenitização utiliza uma prática industrial elevando a temperatura acima da temperatura AC3.

O teor de boro para afetar a temperabilidade é levado em consideração quando a porcentagem é maior que 0,002% conforme os conceitos de LIN e CHENG (1987). A temperatura MS, que representa o início da reação martensítica, é obtida através das equações de Andrews (1965). O valor para M50 indica a temperatura na qual 50% da reação martensítica é obtida de acordo Koistinen e Marburger (1959).

A Temperatura maior de revenimento é calculada de acordo com o critério de Bain (1939). Isso difere do valor de temperatura crítica A1 de Andrews (1965). A dureza característica (HC) é representativa de toda a resposta do aço ao revenido obtida pelo método de Hollomon e Jaffe (1947) para altas temperaturas de revenimento.

O valor de dureza após revenimento (em HRC) é plotado graficamente em 25 diferentes temperaturas de revenido, calculados através do método de Hollomon e Jaffe (1947) para a opção de endurecimento completo e corrigido pelos conceitos de W. Crafts and J.L. Lamont (1949) para o endurecimento incompleto quando é necessário informar a dureza obtida para valores entre 50% e 99% da martensita.

Apenas as durezas que se situam entre os valores de dureza entre 20 e 55 HRC, limite de resistência e limite de escoamento entre 750 e 1800 MPa e valores de elasticidade inferiores a 22%, são plotados nos gráficos. A conversão da dureza HRC para a escala Vickers é realizada usando o padrão ASTM. (ASTM annual book, 1984) Os valores de limite de resistência, limite de escoamento e elasticidade são obtidos a partir da dureza e do teor de carbono de acordo com a Tabela publicada por Calvo Rodés (1961).

O programa gera valores de limite de resistência apenas se corresponderem a valores de dureza HRC inferiores a 60 HRC e valores de limite de escoamento e elasticidade apenas correspondentes a valores de dureza inferiores a 45 HRC.

2.7 AÇOS RESISTENTES À CO₂ E H₂S

A necessidade de aços resistentes à altas temperaturas em ambientes com CO₂ e H₂S tornou-se mais evidente com as crescentes demandas de energia e o consequente desenvolvimento crescente de campos de petróleo e gás, particularmente os recentes desenvolvimentos em campos de alta pressão e alta temperatura (HPHT- *High Pressure High Temperature*). Alguns campos de exploração de petróleo nos Países Baixos contêm poços em operação com 2% H₂S, 3% CO₂ e 9% Cl⁻. Na Alemanha, alguns poços possuem 4,4% H₂S, 8,3% CO₂ e 8% Cl⁻. Inclusive alguns desses poços chegam a produzir 30% H₂S, a pressões entre 200 e 300 bar, com 16% de Cl⁻ e temperaturas de até 140°C (KRAUSPENHAR, 2012).

2.7.1 Corrosão por CO₂

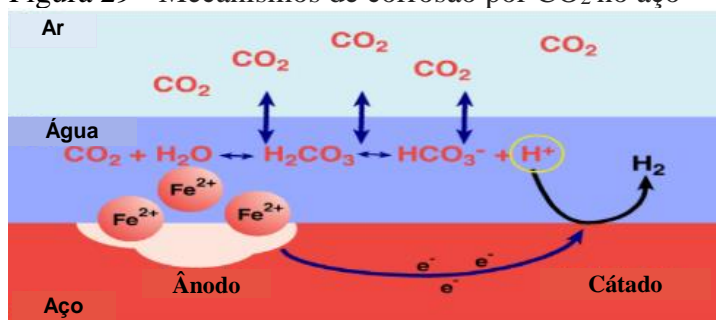
Para aumento da produtividade dos poços de petróleo, a injeção de fluidos é bastante utilizada. O aumento da vida útil de trabalho de poços injetados pode chegar a 95% ou mais (PEREZ, 2013). Alternativamente a outros fluidos como água do mar, gás natural e CO₂, a água de produção é economicamente viável tendo em vista que o descarte no meio ambiente exige redução de contaminantes como CO₂ e H₂S. Entretanto estes contaminantes podem levar a corrosão e fragilização nos equipamentos de injeção (SILVA, 2016).

Dióxido de carbono dissolvido em água salina forma ácido carbonico, conforme equação 8, que é muito corrosivo para tubos de aço e baixa liga (PEREZ, 2013).



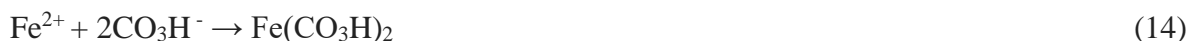
O mecanismo de dissolução de CO₂ no aço pode ser descrito pelas equações catódicas 9,10, 11 e anódica 12. (PEREZ, 2013) A Figura 29 ilustra a corrosão por CO₂ no aço (LODAZA, 2015).



Figura 29 - Mecanismos de corrosão por CO₂ no aço

Fonte: Adaptado de Lodaza (2015).

No processo de corrosão por CO₂, se o limite de solubilidade de carbonato de ferro FeCO₃ for alcançado pode ocorrer a formação deste carbonato na superfície do aço conforme equações 13, 14 e 15 (PEREZ, 2013).



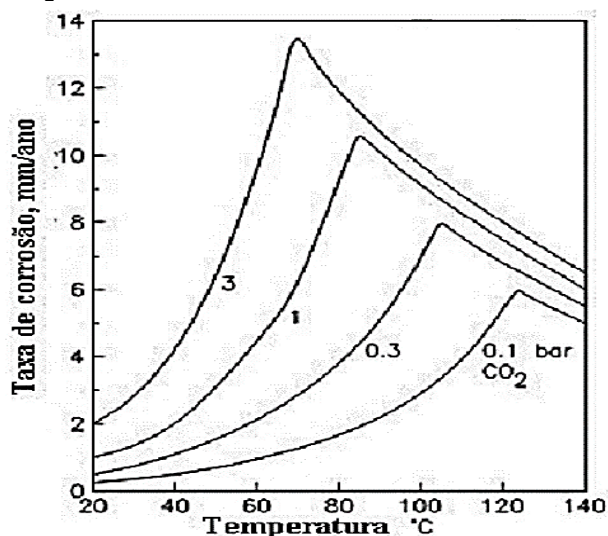
O limite de solubilidade de CO₂ depende da temperatura, PH e pressão parcial de CO₂. A formação de FeCO₃ no aço pode promover camada de proteção à taxa de corrosão uniforme, porém uma vez desprendidos os precipitados, corrosão localizadas podem ocorrer.

A corrosão por CO₂ no aço depende da microestrutura e composição química do metal base e fatores ambientais em que o aço está inserido como temperatura, pressão parcial de CO₂ e PH. Todos os processos de corrosão por CO₂ são acelerados pela temperatura. A formação de carbonato de ferro FeCO₃ é um processo lento; após alcançado o limite de solubilidade de FeCO₃, a formação deste carbonato é aumentada com a temperatura, gerando redução da taxa de corrosão uniforme até o desprendimento do precipitado e formação de corrosão localizada (KOTEESWARAN, 2010).

O aumento da pressão parcial de CO₂ aumenta a quantidade de H⁺ reduzindo o PH e tornando o ambiente ácido. Além disso reduz a solubilidade de Fe²⁺ o que dificulta ou impede a formação de carbonato de ferro FeCO₃ aumentando a taxa de corrosão uniforme (SILVA, 2016).

Krauspenhar e Srinivasan, et al. (2012) ilustra a variação da taxa de corrosão conforme temperatura e pressão parcial de CO₂ conforme Figura 30.

Figura 30 - variação da taxa de corrosão no aço em função da temperatura e pressão parcial de CO₂



Fonte: Krauspenhar e Srinivasan (2012).

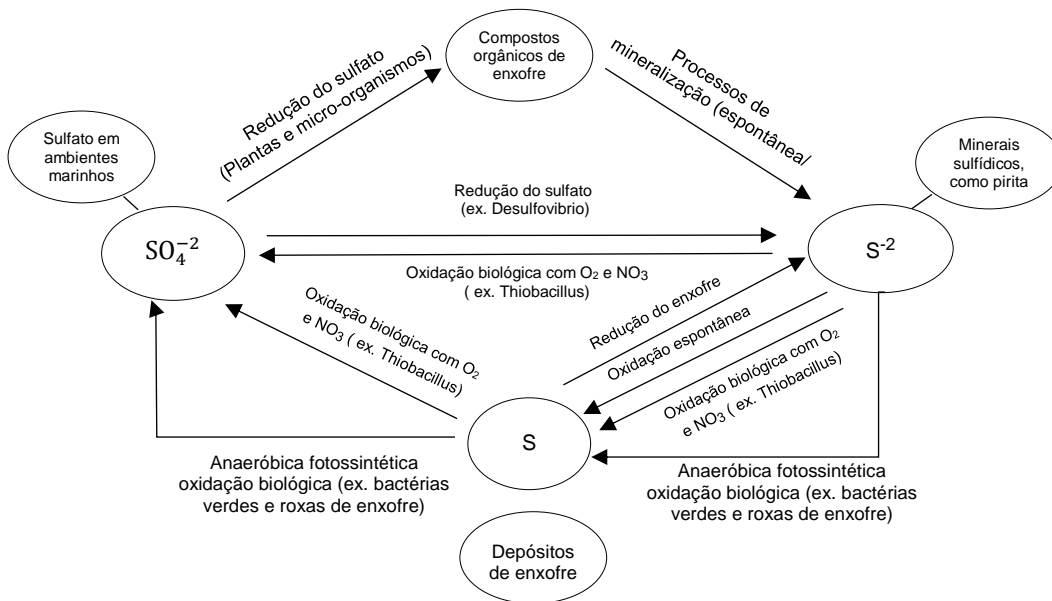
2.7.1.1 Efeito do Cromo na corrosão por CO₂

A adição de cerca de 0,5% de cromo ligado ao aço carbono reduz as taxas de corrosão por CO₂. Ikeda et al (1983) mostrou que as taxas de corrosão reduzem em até 50% se o teor de cromo for de 0,5% e até 75% se o teor de cromo for de cerca de 1%. Popperling et al (1997), mostrou que a influência do cromo é perceptível se a taxa de corrosão estiver acima de 1 mm / ano. Este fenômeno foi confirmado por estudos realizados pelo IFE - Institute for Energy Technology Noruega (1997) onde aços sem cromo sofreram ataque severos com taxas de corrosão entre 12 e 15 mm / ano, enquanto a taxa de corrosão de aço com 0,5% cromo tiveram resultados abaixo de 1,5 mm / ano.

2.7.2 Corrosão por SSC (*Sulfide Stress Cracking*)

A presença H₂S no óleo ou gás pode estar associada à dissolução de sulfetos minerais resultantes da decomposição de matéria orgânica animal e vegetal sulfuradas ou da atividade da bactéria “Desulfovibrio Desulfuricans” redutora de íons de sulfato SO₄⁻² que está presente nas águas do mar sendo introduzida desta forma nos poços (CARVALHO, 2007). A Figura 31 Ilustra a oxidação do enxofre em sulfato SO₄⁻² e a oxidação do sulfato SO₄⁻² em sulfeto S⁻² realizado por bactérias (ASM handbook vol. 13, 1987).

Figura 31 - Oxidação do enxofre em sulfato (SO_4^{-2}) e a oxidação do sulfato (SO_4^{-2}) em sulfeto (S^{-2}) realizado por bactérias



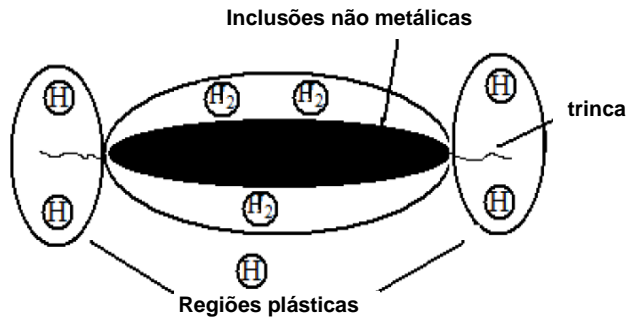
Fonte: ASM - Corrosion (1987).

Ambientes com presença de óleo e gás ácido H_2S podem gerar falhas em estruturas e componentes metálicos para extração de óleo e gás durante trabalho devido a trincas induzidas por hidrogênio no metal (HIC) e corrosão sob tensão à tração aplicada ou residual conhecidas como SSC (Sulfide Stress Cracking). O mecanismo de corrosão por H_2S em ambiente anaeróbico é dado pelas equações 16, 17, 18 e 19 (HUNG, 2012).



Trincas por HIC são trincas axiais à superfície que podem ocorrer com ausência de tensão em aços carbono e baixa liga devido à difusão de átomos de hidrogênio no aço e posterior formação de moléculas de hidrogênio no interior do metal em locais de aprisionamento comumente encontrado em aços com alta impureza conforme Figura 32 (ELBOUJDANI, 2011).

Figura 32 - Ilustração do mecanismo de formação de HIC (*Hydrogen induced cracking*)



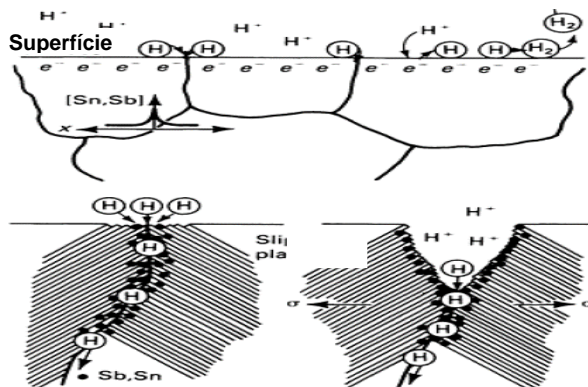
Fonte: Adaptado de Elboudjaini (2011).

Trincas por SSC são trincas no metal envolvendo corrosão ácida e tração residual e/ou aplicado, envolvendo fragilização de hidrogênio devido presença de água e H_2S . A propagação das trincas ocorre perpendicular à direção da tensão (NACE MR0175, 2001).

A teoria de fragilização por hidrogênio em ambientes contendo H_2S em meio aquoso considera que o hidrogênio que possui um volume atômico muito pequeno, penetra nos metais, sendo capaz de difundir rapidamente na estrutura cristalina dos mesmos. Após difusão ocorre aprisionamento no aço (HUNG, 2012). A fragilização por hidrogênio aplica-se a trincas SSC e HIC, porém trincas HIC podem ocorrer em ausência de tensão e trincas SSC ocorrem necessariamente sob tensão abaixo do limite de escoamento do aço.

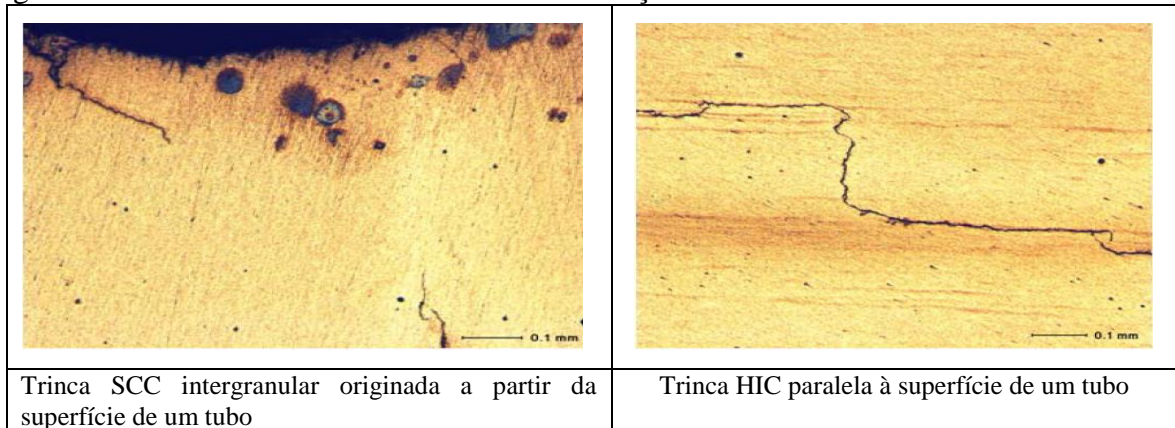
A Figura 33 ilustra o mecanismo de difusão do hidrogênio no níquel e aprisionamento em inclusões de estanho e antimônio que favorece a formação de trincas por SSC. A Figura 34 ilustra a diferença de direção entre trincas HIC e Trincas SSC em tubos (ASM handbook vol. 13, 1987).

Figura 33 - Mecanismo de difusão do hidrogênio e aprisionamento em inclusões de estanho e antimônio durante formação de trincas por SSC.



Fonte: Adaptado de ASM - Corrosion (1987).

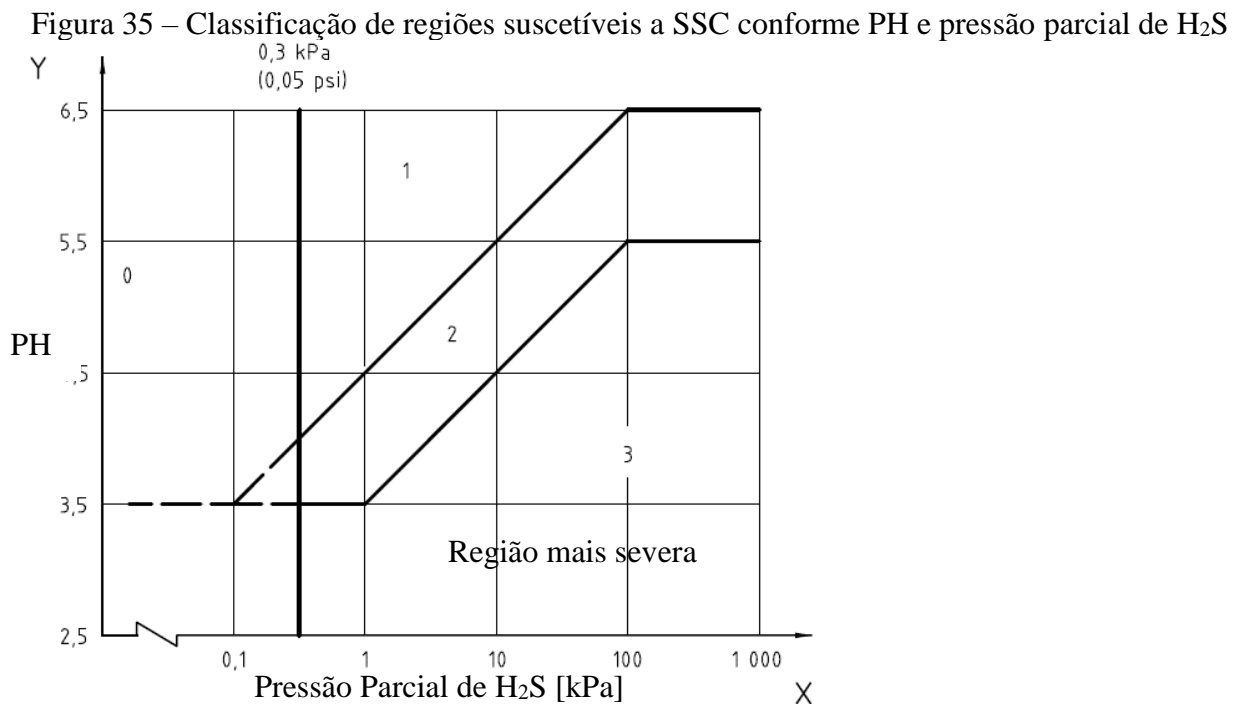
Figura 34 - Trinca SSC e trinca HIC em tubos de aço.



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

2.7.2.1 Ambientes severos a SSC

A norma NACE MR0175/ISO 15156 define requisitos e recomendações para a seleção e qualificação dos aços carbono e baixa liga para utilização em equipamentos usados na produção de petróleo e gás natural, em ambientes que contem H_2S ; e classifica regiões de ambientes severos a SSC (Região 0, SSC Região 1, SSC Região 2 e SSC Região 3) considerando as pressões parciais de H_2S e PH, conforme Figura 35 (NACE MR0175, 2001).



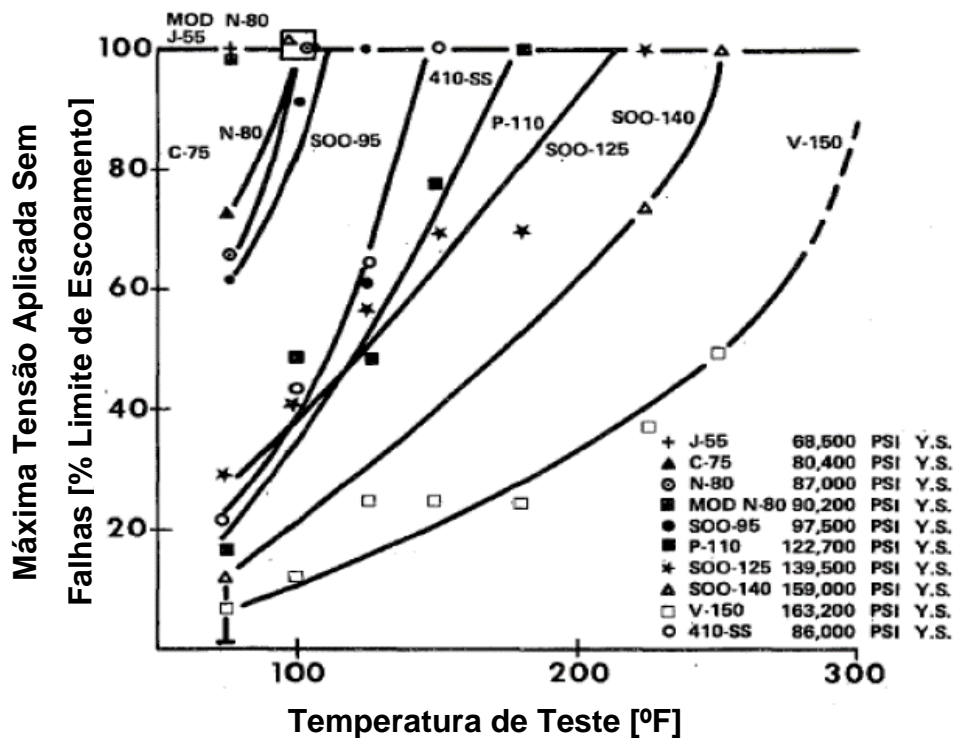
Fonte: Adaptado de NACE MR0175 (2001).

Quanto maior a pressão parcial de H₂S e menor o PH mais severo será o ambiente, sendo portanto a região 3 a mais severa à SSC. A região 0 com pressão parcial de H₂S 0,3kPa não exige seleção de aços resistentes a SSC.

2.7.2.2 A influência da temperatura em trincas por SSC (*Sulfide Stress Cracking*)

A susceptibilidade à formação de trincas por SSC é fortemente dependente da temperatura; Kobayashi e Omura (2006) verificaram que a redução da temperatura aumenta a absorção de hidrogênio para aços em baixa liga aumentando o risco de falhas por SSC. A Figura 36 ilustra a máxima tensão aplicada na qual não ocorram falhas por SSC, em relação à temperatura, em teste realizado com aços de diversos graus da API5CT (HUNG, 2012).

Figura 36 – Efeito da temperatura em falhas por SSC



Fonte: Adaptado de Kobayashi e Omura (2006).

2.7.2.3 Aços recomendados à ambientes suscetíveis a SSC

A API5CT e a NACE MR175 especificam aços temperados e revenidos graus J55, k55, L80 e T95 entre outros, para uso em equipamentos de produção e operação com presença de

H₂S em todas as temperaturas, desde que atendam as especificações de limite de escoamentos mínimo da API5CT com variação máxima de 15ksi. Conforme API5CT, os tubos grau L80 (*tubing*) e L80-1(*casing*) tem requisito de dureza máxima de 23HRC podendo ser produzidos pelo processo *seamless* ou por processo de formação e solda EWR. A NACE MR175 estabelece dureza máxima de 22HRC, porém para aços ligados com Cr-Mo é permitida dureza de até 26HRC. Graus C90 e T95 são especificados somente por processo *seamless* e dureza máxima de 25,4HRC. Para graus com maior resistência como C100, C105 e C110 a API não indica uso para “*Sour service*”, mas a NACE MR075 especifica dureza máxima de 30HRC, variação máxima de 15ksi no limite de escoamento além de aços com Cr-Mo temperados e revenidos. O Quadro 2 mostra os graus de tubos API5CT aceitos pela norma NACE MR 0175 conforme temperatura do ambiente SSC.

Quadro 2 – Condições de temperatura aceitas para tubos em ambientes SSC

Todas temperaturas	≥ 65° C	≥ 80° C	≥ 107 °C
Graus API5CT: H40 J55 K55 M65 L80 Tipo 1 C90 Tipo 1 T95 Tipo 1	Graus API5CT: N80 Tipo Q C95	Graus API5CT: N80 P110	Graus API5CT: Q125 Tipo 1 Q125 Tipo 2
Ligas de aço Cr-Mo Dureza ≤ 26HRC Produtos qualificados conforme teste SSC B1 (UT teste)	Aços temperados e revenidos com Limite máximo de escoamento ≤ 110ksi. Limite máximo de escoamento é igual o limite mínimo de escoamento mais 15ksi. Ligas de aço Cr-Mo. Dureza ≤ 30HRC Produtos qualificados conforme teste SSC B1 (UT teste)	Aços temperados e revenidos com Limite máximo de escoamento ≤ 140ksi.	Aços temperados e revenidos com Limite máximo de escoamento ≤ 150ksi. Ligas de aço Cr-Mo. Dureza ≤ 30HRC Ligas de Aços C-Mn não são aceitos

Fonte: Adaptado de NACE MR0175 – 2 (2015).

2.7.2.4 Influência da microestrutura do aço à susceptibilidade à SSC

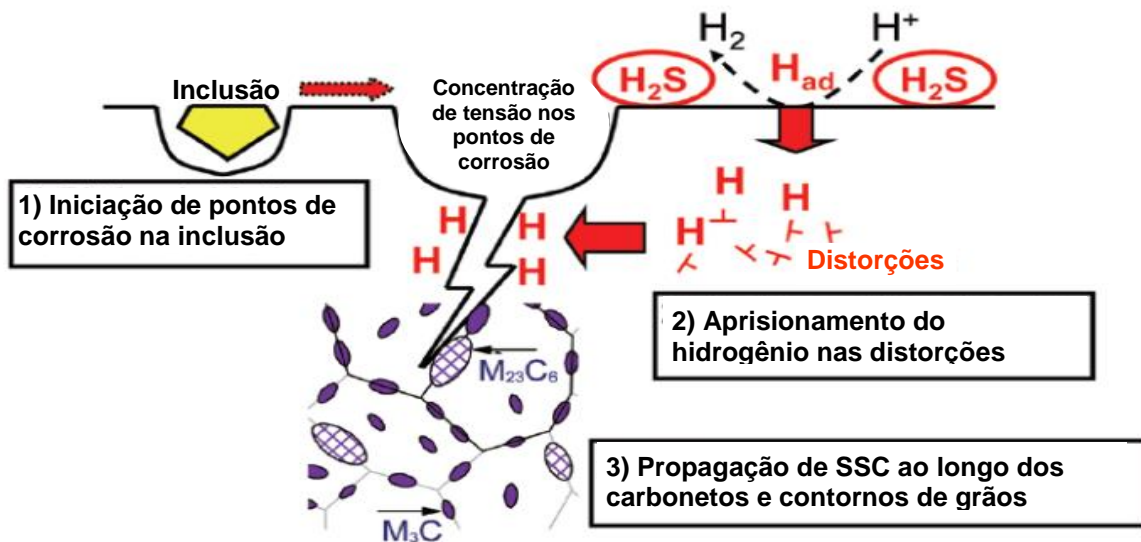
Inicialmente as trincas por SSC eram associadas a limpidez do aço. O tamanho e a morfologia das inclusões trazem forte efeito na susceptibilidade de trincamento por SSC.

Inclusões pontiagudas promovem fácil acesso às fissuras tendo maior tendência a nucleações de trincas. Inclusões de MnS alongadas e partículas de TiN cúbicas grosseiras são conhecidas por serem os locais de iniciação mais prejudiciais por pites. (VENEGAS et al., 2005)

Ueda et al. (2005) realizou estudos sobre a influência dos tipos de carbonetos $M_{23}C_6$, M_3C e MC na resistência à corrosão em aços de alta resistência. Os carbonetos tipo $M_{23}C_6$ possuem forma lenticular localizando-se preferencialmente nos contornos de grão da austenita prévia, sendo mais suscetíveis à SSC; enquanto os carbonetos M_3C e MC se localizam de forma dispersa ao longo dos grãos de austenita prévia possuindo forma esferoidizada. Carbonetos tipo MC que apresentam forma mais fina e dispersa são menos suscetíveis à SSC.

A Figura 37 mostra o processo de fragilização de hidrogênio, no qual após difusão, o hidrogênio é aprisionado em carbonetos $M_{23}C_6$, favorecendo SSC.

Figura 37 – Processo de SSC em aços com carbonetos $M_{23}C_6$



Fonte: Adaptado de Omura (2015).

Microestruturas de ferrita-perlita, foram consideradas microestruturas susceptíveis a trincamento enquanto a martensita temperada e revenida apresenta melhor desempenho em ambientes ácidos (VENEGAS et al., 2005). Uma microestrutura totalmente martensítica necessita de uma temperatura de revenimento mais elevada do que um aço com menor porcentagem de martensita. Isto promove uma redução na densidade de discordâncias e uma distribuição homogênea de carbonetos esferoidizados, factores que melhoram a resistência à SSC. Quando a martensita excede 95%, a maioria dos carbonetos nucleia e cresce durante o revenimento, reduzindo os carbonetos grosseiros nos contornos de grão formando carbonetos finos dentro de grãos em formato de ripas (SCHINO; PORCU, 2006).

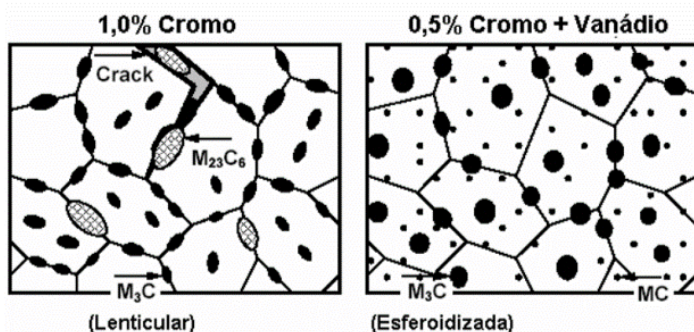
2.7.2.5 Influência da composição química do aço à susceptibilidade à SSC

O aumento da porcentagem de enxofre aumenta a probabilidade de trincamento por SSC devido a tendência de formação de inclusões de MnS. Cálcio pode ser adicionado para modificar as inclusões alongadas de MnS por inclusões globulares de CaS. Elementos não formadores de segregações de carboneto como cobre, silício, alumínio e níquel reduzem a probabilidade de SSC. 1% de Mn e 0,005% P aumentam a susceptibilidade de trincamento independentemente do nível de carbono.

A resistência a HIC e SSC decrescem com o aumento de carbono. O carbono aumenta as segregações e aumenta a tendência de formação de segregação de fósforo e manganês.

Cromo e molibdênio são elementos formadores de carboneto que demonstram efeitos benéficos à resistência a SSC, uma vez que antes da formação dos carbonetos, estes elementos podem ser dissolvidos na solução sólida do aço; entretanto aços com conteúdo de cromo acima de 0,5% podem resultar em formação de segregações grosseiras como M_7C_3 e $M_{23}C_6$ conforme Figura 38. (HUNG, 2012)

Figura 38 – Morfologia de carbonetos conforme porcentagem de cromo



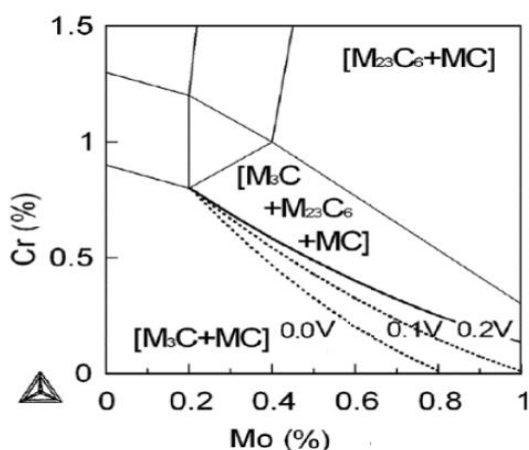
Fonte: Ueda (2005).

O molibdênio tem uma função importante no aumento da temperabilidade e resistência do aço. Esse aumento da temperabilidade nos aços leva à formação de uma estrutura mais próxima a 100% de martensita melhorando a resistência a SSC conforme descrito por Kobayashi et al (1988). O aumento da quantidade de martensita faz com que a temperatura de revenimento seja aumentada para que se consiga as mesmas propriedades mecânicas de um aço revenido com menor porcentagem de martensita pós têmpera. Segundo Grobner et al. (1975) o aumento da temperatura de revenimento leva a uma maior redução das discordâncias, diminuindo os sítios de aprisionamento e concentração de hidrogênio, melhorando a resistência a SSC.

Teores de 0,75% de molibdênio aumentam a resistência a SSC em ligas 4130 (ligas de Cr-Mo), entretanto concentrações maiores do que 0,75%Mo podem promover formação de precipitados aciculares de Mo_3C depois do revenimento reduzindo a resistência de SSC (HUNG, 2012). Grobner (1975) mostrou que o molibdênio até níveis de 0,9% possui um efeito benéfico, já quantidades elevadas de molibdênio, começa a observar um efeito contrário na resistência a SSC, este fato está ligado à formação de carbonetos mais grosseiros com forma lenticular.

A Figura 39 mostra a morfologia de carbonetos em função das porcentagens de Cromo e molibdênio e Vanádio

Figura 39 – Morfologia de carbonetos em função das porcentagens de Cromo e molibdênio e Vanádio



Fonte: Adaptado de Omura (2015).

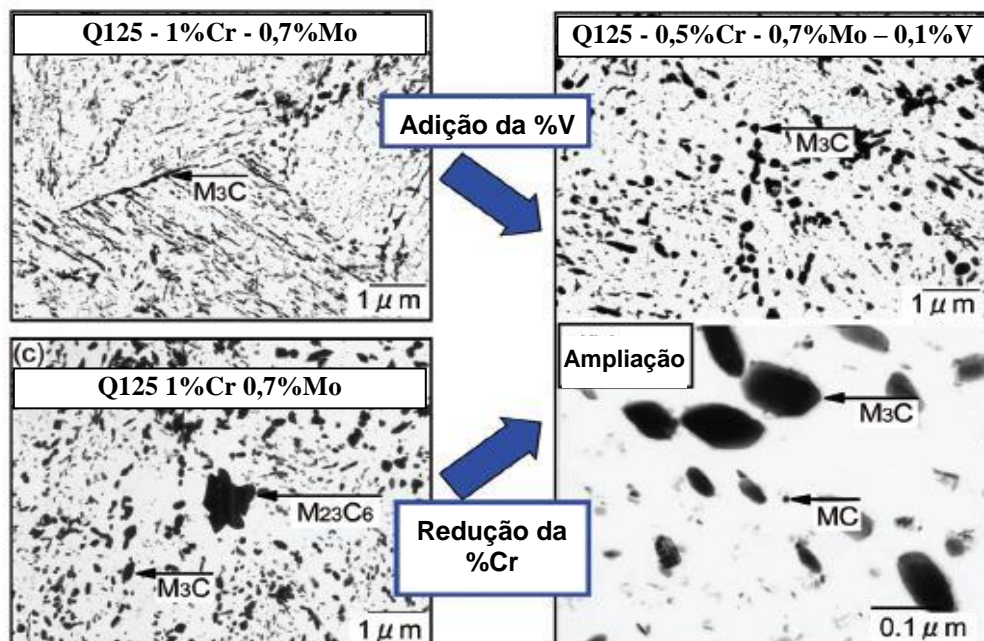
Vanádio e nióbio tem um papel benéfico no aumento da resistência à SSC devido ao refinamento dos grãos que reduzem a formação dos carbonetos. O efeito do nióbio na resistência a SSC em graus API5CT C90 e C100 temperados e revenidos é bastante reconhecido. Na década de 90, C110 foi desenvolvido para graus de alta resistência. Komizo demonstrou que uma quantidade elevada de nióbio é necessária para melhorar a resistência de SSC em graus C110. Foi evidenciada a precipitação de carbonetos nos contornos de grãos de aços com 0,03%Nb e 0,1%Nb, nos quais aços com 0,1% de nióbio obtiveram finos carbonetos MC, levando a um aumento da resistência SSC avaliada de acordo a NACE TM0177 (KOMIZO et al., 2001).

Komizo (2001) ainda ressaltou que existem poucos estudos sobre o efeito do endurecimento secundário de Nb, uma vez que o Nb é insolúvel em temperaturas normais de austenitização. Foi evidenciado que o aumento da concentração de Nb na austenitização à

900°C mostrou efeito benéfico no revenimento, porém austenitizando à 1200°C, o aumento do Nb para 0,1% elevou a limite de escoamento após revenimento.

Omura (2015) em trabalho de tubos OCTG tratados termicamente após formação, com limite de escoamento 125ksi para SSC, buscou a formação de carbonetos M_3C com alta temperatura de revenimento prevenindo a formação de carbonetos $M_{23}C_6$. Este aço foi utilizado em poços profundos de gás no reino unido e Noruega entre outros. Omura (2015) relatou que muitas pesquisas são realizadas melhorando a microestrutura para aumentar resistência a SSC. Grãos refinados de austenita prévia aumentam a resistência de SSC e a adição de Ti e Nb é também bastante efetiva. Baseado nestes conceitos ligas resistentes a SSC temperados e revenidos com 110ksi de limite de escoamento com composições químicas com 1%Cr, ligas com 0,7%Mo-Ti-Nb tem sido bastante utilizadas. Omura (2015) utilizou a adição de vanádio e a redução de cromo na composição química para possibilitar aumento de resistência do aço sem prejudicar a resistência à SSC, de maneira e reduzir as discordâncias, locais de aprisionamento do hidrogênio e formação de carbonetos $M_{23}C_6$. A Figura 40 mostra a diferença entre a formação de carbonetos entre um aço Q125 com 1%Cr e 0,7Mo e um aço Q125 com 0,5%Cr, 0,7%Mo e 0,1%V.

Figura 40 – Efeito da formação de carbonetos com adição de vanádio e redução de cromo



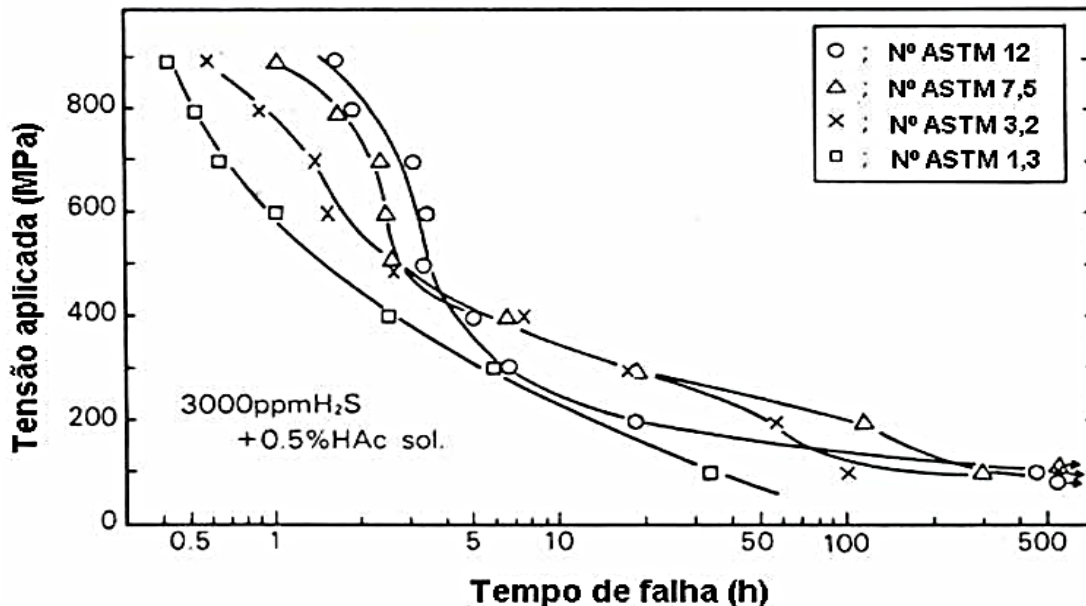
Fonte: Adaptado de Omura (2015).

2.7.2.6 Influência do tamanho de grão austenítico do aço na resistência a SSC

Durante a austenitização de um aço, os núcleos dos grãos se formam heterogeneamente em interfaces ferrita-cementita. Devido à grande área interfacial disponível para nucleação, ocorre a formação de inúmeros grãos austeníticos refinados. Após a formação dos grãos, um longo período de tempo e as altas temperaturas da faixa da austenita são capazes de aumentar consideravelmente o tamanho dos grãos austeníticos iniciais (TOTTEN, 2006).

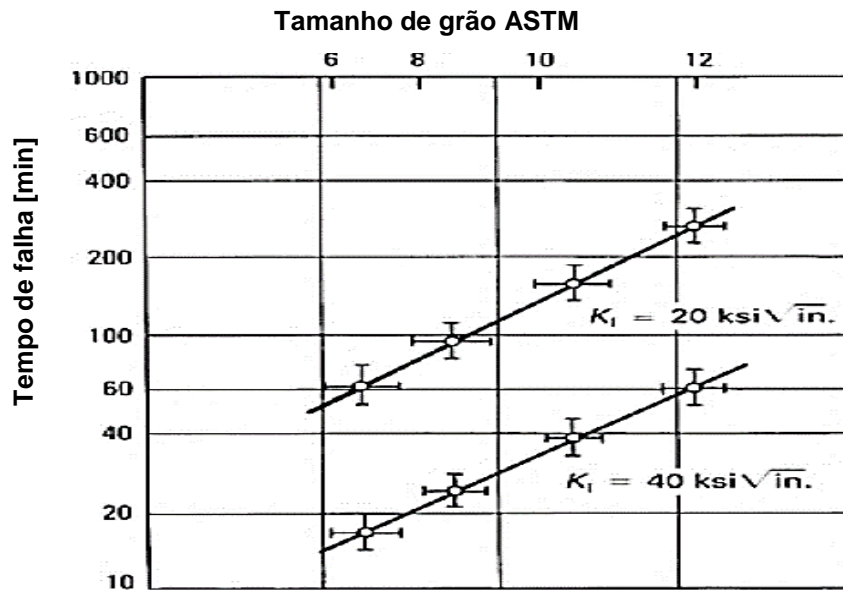
Schino e Porcu (2006) fizeram um trabalho referente ao desenvolvimento do C125 para *sour service* (ambiente azedo). Neste trabalho, foi observado que a microestrutura de tubos temperados e revenidos com finos grãos austeníticos entre 5 - 10 μ m com carbonetos uniformemente distribuídos previne trincas intragranulares e evitam a formação de carbonetos $M_{23}C_6$ que contribuem com a diminuição de resistência a SSC. Motoda et al. (1983), estudaram seu efeito em amostras com tamanhos de grãos austeníticos na resistência a SSC. A Figura 41 ilustra o tempo de falha em função da tensão aplicada e tamanho de grão conforme estudo realizado por Motoda (1983). A Figura 42 mostra o tempo de falha em função do tamanho de grãos e limite de escoamento de 2 aços 4340 (ASM handbook vol. 13, 1987).

Figura 41 – Efeito de tamanho de grãos no tempo de falha



Fonte: Motoda (1983).

Figura 42 – Efeito do tamanho de grãos no tempo de falha em 02 aços 4340



Fonte: ASM Corrosion (1987).

2.8 ENSAIO DE CORROSÃO SSC NACE TM0177

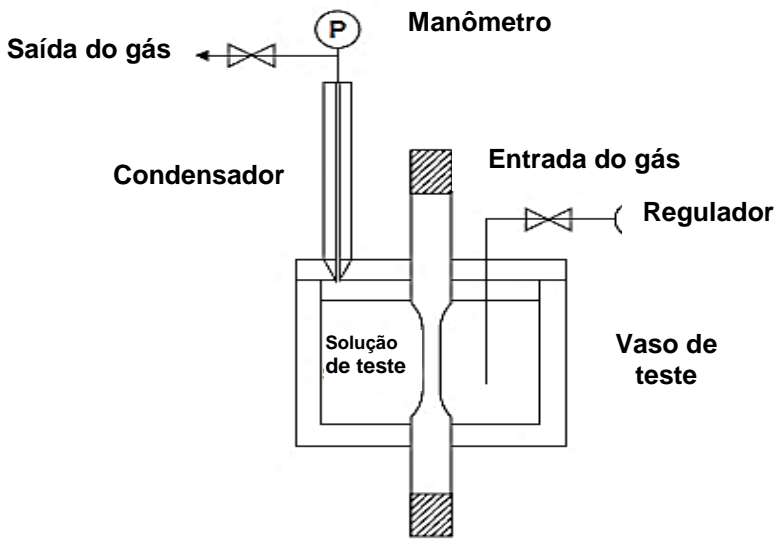
A norma NACE TM0177 padroniza ensaios em metais como aços ARBL sujeitos a tensões de tração para avaliação de resistência à falha por trincamento em baixo PH em ambientes aquosos contendo H₂S. A norma especifica soluções de teste, perfil das amostras, equipamentos e discute o material de base testando suas propriedades a partir 04 métodos de ensaio conforme abaixo:

- Método A - Teste de Tração Padrão
- Método B - Teste de viga dobrada padrão
- Método C - Teste C-Ring Padrão
- Método D - Teste padrão de duplo feixe de cantiléver (DCB)

O sistema de ensaios consiste em amostras tracionadas em soluções ácidas com H₂S. Os equipamentos utilizados em cada método de ensaio SSC são mostrados na Figura 43 para o método A e na Figura 44 para os métodos B, C e D.

No método A, a amostra utilizada segue norma ASTM A370, que pode ser tracionada em vários tipos de equipamentos dentro de um recipiente onde a amostra fica em contato com a solução de teste.

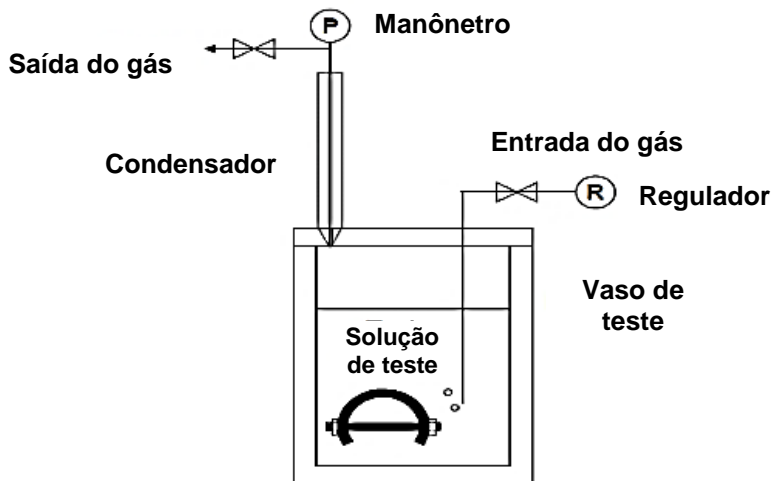
Figura 43 – Desenho esquemático para o método A



Fonte: Adaptado de NACE TM0177 (2005).

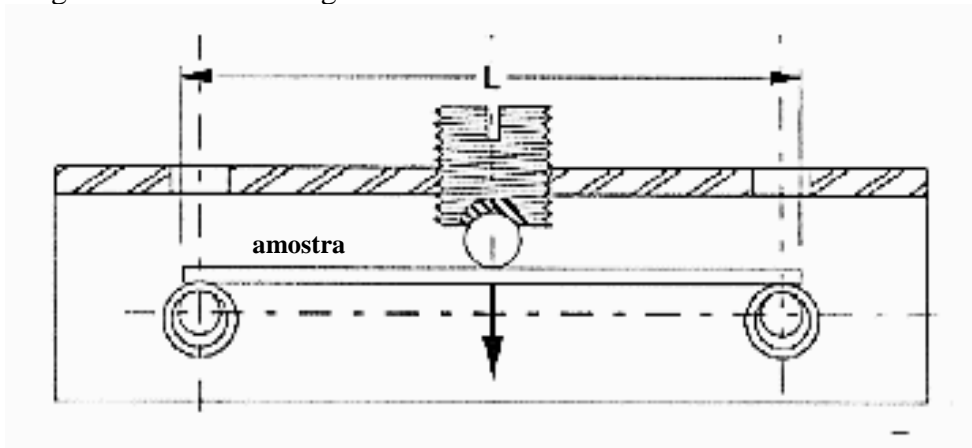
No método B, a amostra é dobrada conforme Figura 45 e posteriormente colocada dentro do recipiente de teste conforme Figura 44.

Figura 44 - Desenho esquemático para os métodos B, C e D



Fonte: NACE TM0177 (2005).

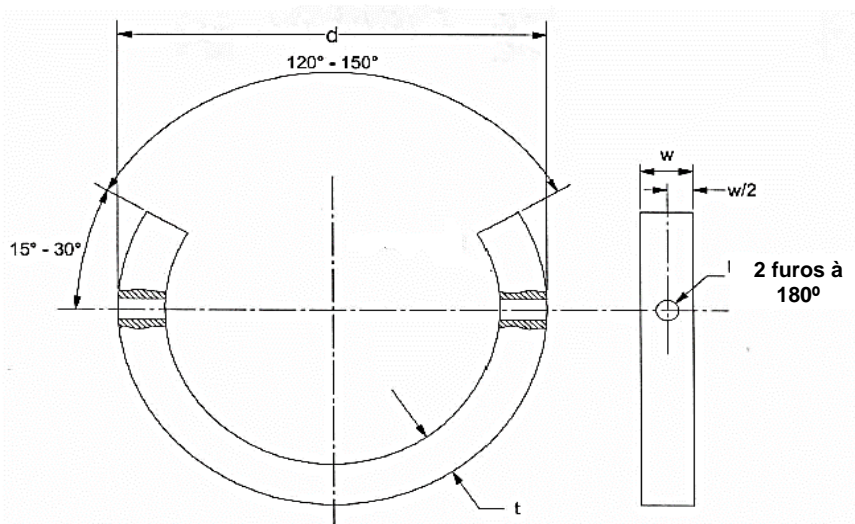
Figura 45 – Teste de viga dobrada – Método C SSC



Fonte: Adaptado NACE TM0177 (2005).

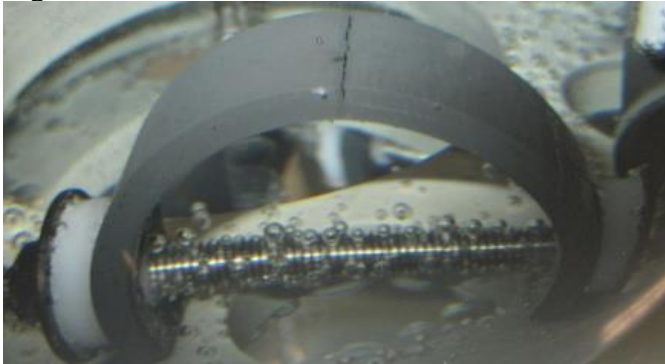
No método C, a amostra consiste um anel em “C”, proveniente de um tubo de diâmetro “ d ” com espessura “ t ”, cortado na seção transversal com largura “ w ” no qual posteriormente é removido um arco com ângulo entre 120° e 150° em relação à 2 furos a 180° de maneira a formar um “C” conforme Figura 46. Um parafuso com porca é adicionado nos furos de a porca é apertada até a tração estabelecida nos testes. A amostra é inserida no recipiente de teste conforme Figura 44. A Figura 47 ilustra um ensaio realizado pelo método C-Ring.

Figura 46 – Amostra C-ring



Fonte: Adaptado NACE TM0177 (2005).

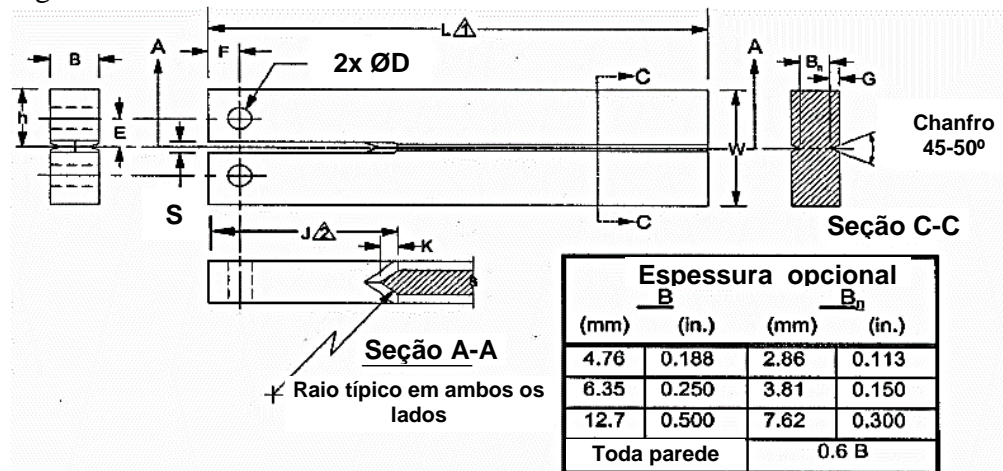
Figura 47 – Trinca em amostra durante teste de SSC C-Ring



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

No método D uma amostra entalhada nos 4 lados conforme Figura 48 é carregada por 2 cunhas e inserida em um recipiente conforme Figura 44. O método consiste em um teste de trincamento por arraste, onde o fator de intensidade de tensão média para SSC (K_{ISSC} médio) é medido.

Figura 48 – Amostra de DCB - método D SSC



Fonte: Adaptado NACE TM0177 (2005).

As soluções utilizadas nos 04 métodos A, B, C e D são dadas a seguir:

Solução A: Pode ser utilizado nos métodos A, C e D a menos que seja solicitado pelo cliente aprovação na solução B. Consiste H_2S saturado em 5% de cloreto de sódio (NaCl) e 0,5% de ácido acético (CH_3COOH). Antes da saturação de H_2S , o PH da solução deve ficar entre 2,6 e 2,8 não podendo exceder 3. E após saturação o PH pode ser no máximo 4 (NACE TM0177, 2005)

Solução B: É direcionado à aços carbono e de baixa liga. Pode ser utilizado nos métodos A, C e D; Consiste H_2S saturado em 5% de cloreto de sódio (NaCl) e 2,5% de ácido acético

(CH₃COOH) e 0,41% de acetato de sódio (CH₃COONa). Antes da saturação de H₂S, o PH da solução deve ficar entre 3,4 e 3,6. E após saturação o PH pode ser no máximo 4 (NACE TM0177, 2005).

Solução C: É direcionado à aços inox martensíticos. Pode ser utilizado nos métodos A, C e D; Consiste em uma mistura de CO₂ e H₂S à pressão parcial de H₂S estabelecida do ambiente saturado em cloreto de sódio (NaCl) em concentração do ambiente e 0,4g/L de acetato de sódio (CH₃COONa). Antes da saturação dos gases CO₂ e H₂S, deve ser adicionado ácido clorídrico ou hidróxido de sódio para adequar PH da solução ao PH do ambiente ácido solicitado pelo cliente. O PH não deve exceder 0,2 unidades do PH (NACE TM0177, 2005).

Para o método B a solução utilizada consiste 0,5% ácido acético (CH₃COOH) dissolvido em água destilada. Não se deve adicionar cloreto de sódio (NaCl) nem utilizar a soluções A, B ou C (NACE TM0177, 2005). A norma MR0175 - 2 especifica os procedimentos de qualificação em testes conforme o Quadro 3 (NACE MR0175, 2001).

Quadro 3 – Procedimentos de qualificação em testes SSC

Regiões de Qualificação	Método de teste	Tensão aplicada	Solução de teste	Pressão Parcial - H ₂ S	Critério de aceitação
Regiões 1 e 2 de SSC conforme Figura 31	A (Tração)	≥ 90% Limite de escoamento	5% NaCl + 0,4% CH ₃ COONa. PH ajustado para valor solicitado com HCl ou NaOH	Apropriado para atender a região de SSC	Sem trincas SSC conforme NACE TM0177
	C (C Ring)				Conforme Nace TM0177
	D (Duplo Cantilever)	Não aplicável			
Todas regiões de SSC conforme Figura 31	A (Tração)	≥ 80% Limite de escoamento	5% NaCl + 0,5% CH ₃ COOH.	100kPa (15psi) de acordo com a norma NACE TM0177	Sem trincas SSC conforme NACE TM0177
	C (C Ring)				Conforme NACE TM0177
	D (Duplo Cantilever)	Não aplicável.			

Fonte: Adaptado NACE MR0175 – 2 (2005).

A API5CT solicita a aprovação nos ensaios da NACE TM177 como padrão de aceitação para garantir que os produtos atendam aos requisitos de resistência a SSC ou conforme solicitação do cliente. A classificação e/ou aceitação dos produtos pode ser baseada em:

Método A: O maior esforço sem falhas em 720 horas.

Método B: O fator de estresse crítico para uma probabilidade de falha de 50% em 720 horas.

Método C: O maior esforço sem falhas em 720 horas.

Método D: O K_{ISSC} médio (fator de intensidade de tensão para SSC). (NACE TM0177, 2005)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS

Para o trabalho em questão foram utilizadas 2 matérias primas diferentes que atendam a norma API5CT grau L80: Ls10CrT2 e Ls1026.

A liga Ls10CrT2 tem requisito do cliente de 0,82% Cr com intenção de obtenção de maior resistência à corrosão por CO₂. Outro requisito do cliente é a aprovação nos testes de SSC. A liga Ls1026 convencional, contém somente percentual de cromo residual tendo, portanto, menor resistência a corrosão por CO₂, foi utilizada para comparação do tratamento térmico necessário para obtenção do mesmo grau L80 na API5CT.

As análises de composição química foram realizadas na Apolo Tubulars. Foi utilizado um espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectro Maxx /2007, conforme Figura 49, para identificação da composição química real conforme norma ASTM A 751 – 07a, 2007

Figura 49 – Espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectro Maxx /2007



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

3.2 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Foram utilizados tubos de diâmetro externo de 73mm com espessura de 5,51mm soldados na Apolo Tubulars através de soldagem HFIW (High Frequency Induction Welding) com frequência de 300kHz e com pontas forjadas (conforme figura 50) em processo conhecido como Upsetter no qual o diâmetro externo foi aumentado até aproximadamente 81mm, mantendo-se o diâmetro interno e aumentando a espessura para aproximadamente 9,5mm.

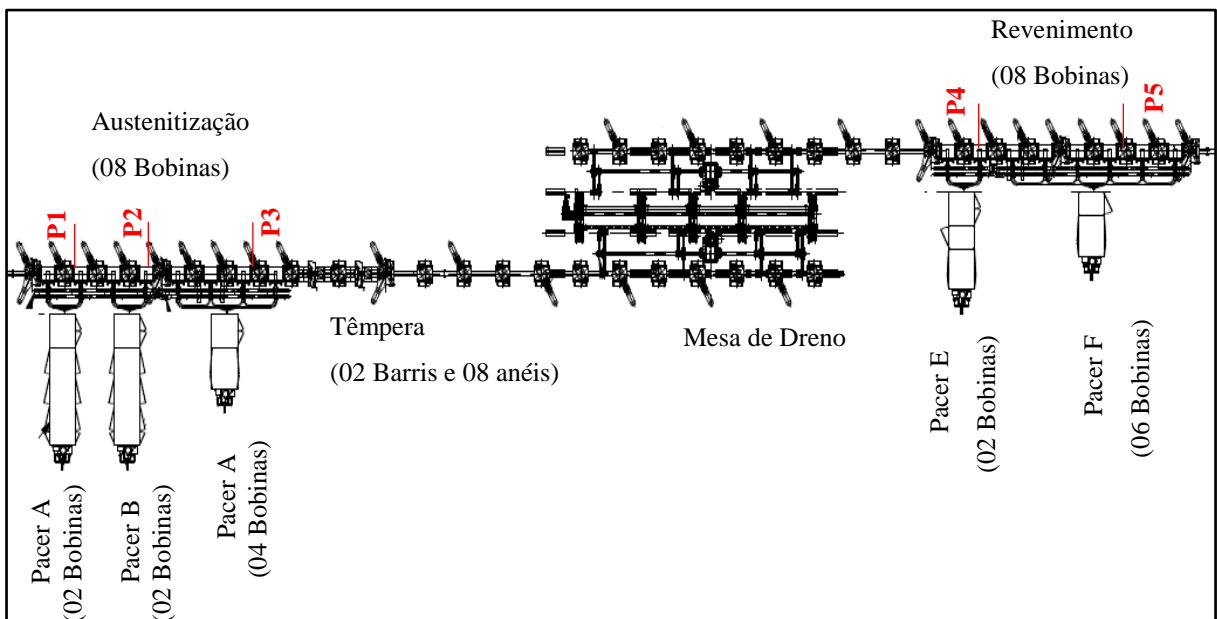
Figura 50 – Pontas forjadas (Upsetter)



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

Posteriormente estes tubos foram austenitizados, temperados e revenidos na Apolo Tubulars em um forno de tratamento térmico indutivo. A Figura 51 ilustra o layout do forno de tratamento térmico indutivo da Apolo Tubulars onde os tubos foram processados e a posição dos pirômetros P1, P2, P3, P4 e P5 que são localizados após cada painel de aquecimento (pacer).

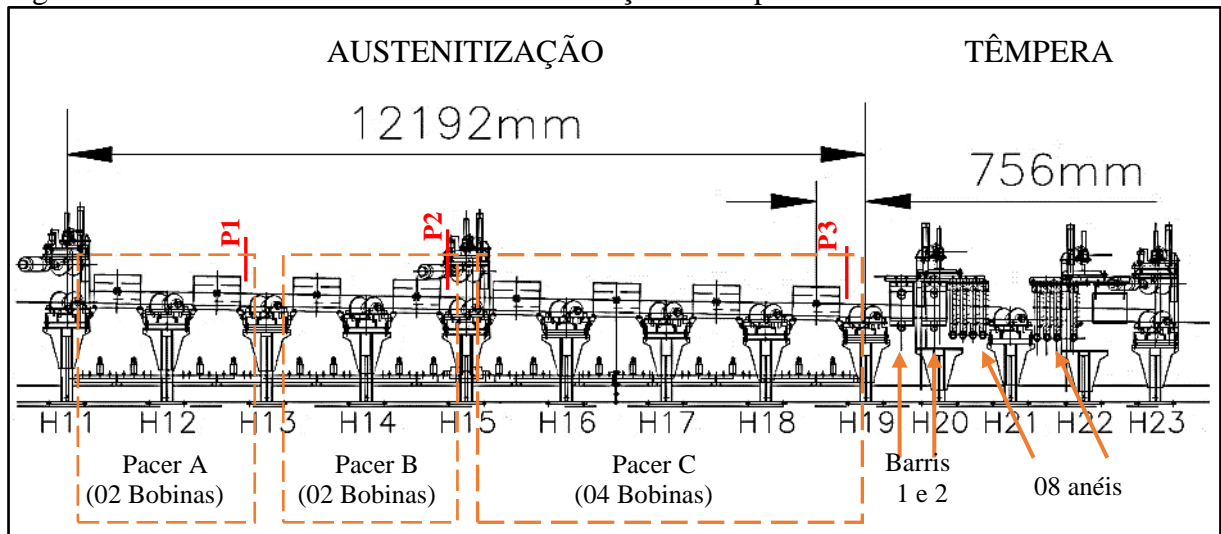
Figura 51 – Layout do Forno de Tratamento Térmico Indutivo



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

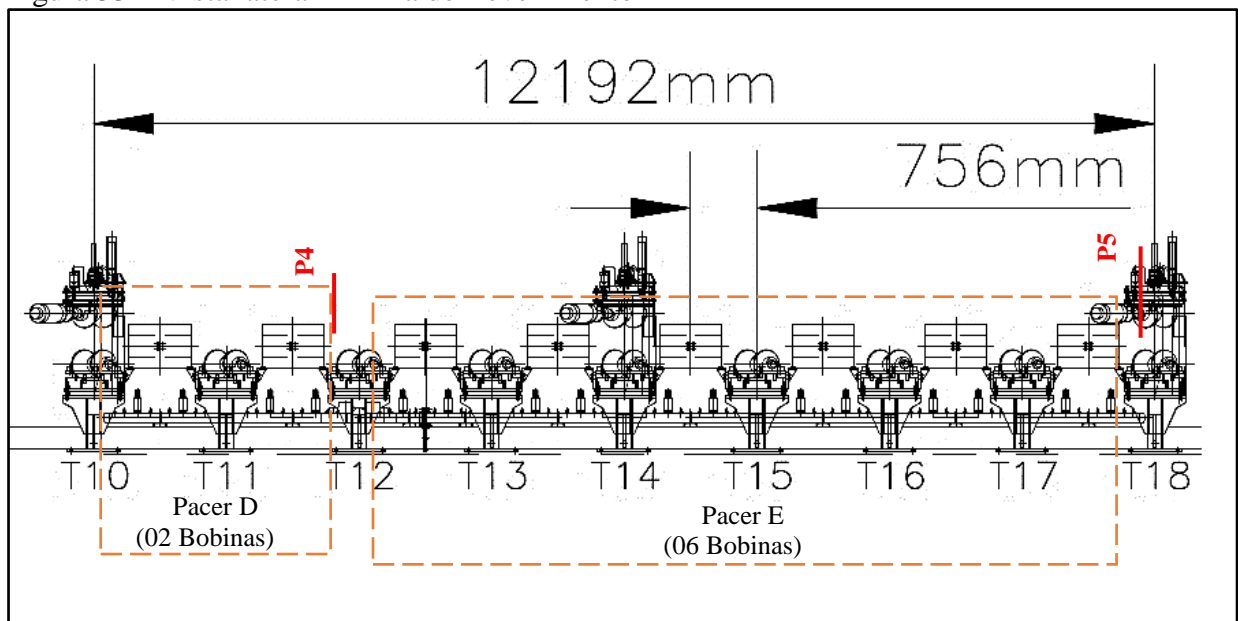
A Figura 52 mostra a distância que os tubos percorreram na austenitização e a Figura 53 mostra a distância que os tubos percorreram no revenimento.

Figura 52 – Vista Lateral - Linha de Austenitização e Têmpera



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

Figura 53 – Vista lateral - Linha de Revenimento



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

O processo de tratamento térmico do estudo foi realizado através da passagem dos tubos de 6 a 12 metros de comprimento à velocidade de 14m/min, através de uma via de roletas motorizada, por dentro de bobinas indutoras onde através de aquecimento por indução foi elevada a temperatura. Como as linhas de austenitização e revenimento tem comprimento de 11,436m (12,192m – 0,756m) o tempo de processamento é de aproximadamente 49,01s.

Na linha de Austenitização: Os tubos foram aquecidos por indução até a temperatura de austenitização, através da passagem de 8 bobinas indutoras, e 3 painéis de aquecimento (pacers). Sendo 2 bobinas na Pacer A (3000kW/500Hz), 2 bobinas na Pacer B(3000kW/500Hz)

e 4 bobinas na Pacer C (2000kW/500Hz). A Figura 54 ilustra a passagem dos tubos na linha de austenitização.

Figura 54 - Linha de Austenitização do Forno de Tratamento Térmico



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

Os tubos foram temperados a partir de refrigeração rápida por água até a temperatura ambiente através de um sistema com 2 bombas (cada uma: Pressão máxima de 78PSI e Vazão de 3750GPM) que bombeiam água em 2 barris de banho que atingem pressão de até 60PSI. A Figura 55 ilustra os tubos à temperatura ambiente na mesa de dreno após têmpera.

Figura 55 – Mesa de dreno após têmpera



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

Os tubos foram revenidos a partir de 08 bobinas indutoras, e 02 painéis de controle de temperatura (pacers), sendo 02 bobinas na Pacer D (2000kW/500Hz) e 06 bobinas na Pacer E (2000kW/500Hz). A Figura 56 ilustra a passagem dos tubos na linha de revenimento.

Figura 56 – Linha de revenimento do forno de tratamento térmico



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

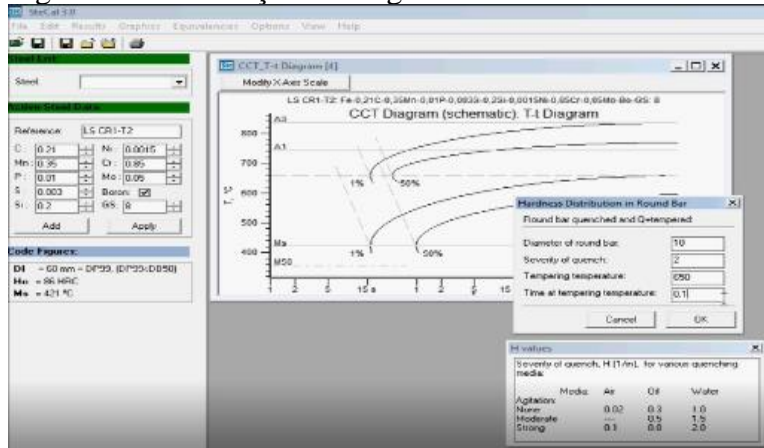
3.3 CÁLCULO DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO E REVENIMENTO

3.3.1 Simulação - Software Stecal 3.03

A partir da composição química, foi utilizado o software stecal 3.03 para simular as temperaturas de críticas inferior e superior de austenitização, a temperatura máxima de revenimento e a dureza após revenimento ao longo da espessura a partir da temperatura de revenimento.

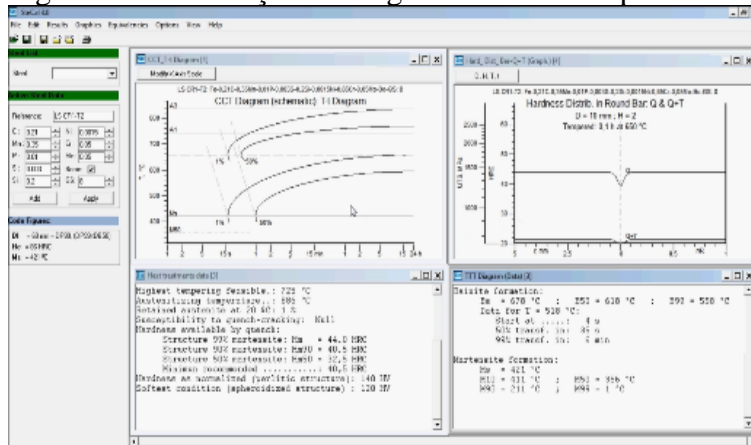
Na simulação do diagrama CCT e diagrama de perfil de dureza após revenimento foram considerados uma barra de 10mm de diâmetro, já que a espessura da ponta tem aproximadamente 9,5mm conforme descrito no “item 3.2”. A severidade de têmpera foi considerada como “2” (têmpera forte com água), já que o resfriamento na têmpera do processo é bastante severo. Foi considerado tempo de revenimento de 0,1h ou 6min (tempo mínimo permitido pelo software) e temperaturas de revenimento de 650°C, conforme Figura 56 e 750°C (temperatura máxima de revenimento permitida pelo software). Os dados foram inseridos no software conforme Figura 57. A Figura 58 mostra a plotagem dos gráficos e dados das simulações

Figura 57 – Simulação do diagrama CCT.



Fonte: Software Steal 3.03 (2017).

Figura 58 – Simulação do diagrama de dureza após revenimento e CCT.



Fonte: Software Steal 3.03 (2017).

A partir das temperaturas de revenimento simuladas, foram analisados o perfil de dureza ao longo da barra (espessura do tubo) de cada simulação em relação à dureza especificada pelas normas API5CT (23HRC para o grau L80) e NACE MR0175 (26HRC para aços Cr-Mo).

3.3.2 Cálculos das temperaturas críticas A1 e A3 a partir das equações de Andrews

Foram utilizadas as equações 2 e 3 de Andrews (1965) enunciadas no “item 2.4” conforme abaixo, para comparar com os resultados do software steal.

$$A1 = 723 - 10,7x(\%Mn) - 16,9x(\%Ni) + 29,1x(\%Si) + 16,9x(\%Cr) + 290x(\%As) + 6,38x(\%W) \quad (2)$$

$$A3 = 910 - 203x(\%C^{1/2}) - 15,2x(\%Ni) + 44,7x(\%Si) + 104x(\%V) + 35,1x(\%Mo) + 13,1x(\%W) \quad (3)$$

3.3.3 Correção das temperaturas de revenimento para processo de aquecimento indutivo

A temperatura de revenimento foi corrigida através da função Grange e Baugman (ASM Handbook vol.04, 1991), equação 7 enunciada no “item 2.5.1”, uma vez que na simulação feita no stecal foi considerado o tempo mínimo (0,1h ou 6min) e no processo indutivo o tempo de revenimento é muito menor (49,01s conforme descrito no “item 3.2”).

$$T.P. = T(C + \log t) \quad (7)$$

Na qual:

T.P. é a função de parâmetro de revenimento

T é a temperatura absoluta de revenimento em Rankine

C é uma constante adimensional igual a 14,44

t é o tempo de processamento em segundos

3.3.4 Cálculo da temperatura de revenimento a partir da dureza após revenimento

Em comparação à temperatura de revenimento simulada pelo software stecal e corrigida pela função de parâmetro de revenimento de Grange e Baugman, foi utilizado o modelo teórico de revenimento de J. H. Hollomon e L.Jaffe (1947) em que a dureza após processamento é calculado a partir das equações 4 e 5 abaixo, enunciadas no “item 2.43”:

$$HRC = Hc - Hd \quad (4)$$

Na qual :

HRC = Dureza do material após processamento na escala Rockwell “C”

Hc = É a dureza característica do material,

Hd = é a redução de dureza durante ciclo de revenimento.

Hd pode ser calculado conforme a seguir:

$$Hd = 0.00216 T (19.5 + \log_{10}(t)) \quad (5)$$

Na qual :

0.00216 = é um fator de conversão de HRC

19.5 = é uma constante para porcentagem de carbono entre 0.15 – 0.45%

T = temperatura em Rankine

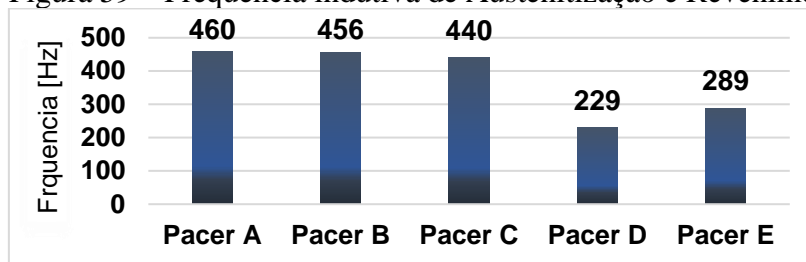
t = tempo de processamento de revenimento em horas

A dureza característica H_c do material foi corrigida analisando elementos que contribuem para o endurecimento secundário conforme Tabela 3 e Figura 17 enunciadas no “item 2.4.3”.

3.4 PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO

A frequência indutiva de austenização e revenimento utilizada no tratamento térmico para os aços Ls10Cr-T2 e Ls1026 é dada a partir da Figura 59:

Figura 59 – Frequência indutiva de Austenitização e Revenimento



Fonte: Autoria própria

Os tubos com material convencional conhecido Ls1026, foram austenitizados em uma única temperatura: 920°C. A partir do cálculo da temperatura crítica A3 do aço Ls10Cr-T2 (aproximadamente 830°C) pelo software stecal e comparação com as equações de Andrews no “item 4.2” e “item 4.3” e do parâmetro conhecido de austenitização do aço Ls1026 (920°C), escolheu-se, para os tubos com material Ls10CrT2, 3 temperaturas diferentes de austenitização.

A Tabela 4 ilustra os parâmetros utilizados na austenitização e a identificação das amostras.

Tabela 4 – Parâmetros de austenitização e Têmpera

Material	Parâmetros de Trial	velocidade [m/min]	Austenitização			Têmpera		Número do Tubo	
			Temperatura [°C]			Pressão de Água [Psi]		Amostra de Têmpera Ponta (TP)	Amostra de Têmpera Corpo (TC)
			Pacer (A)	P _{a,cer} (B)	Pacer (C)	Barrel 1	Barrel 2		
Ls10Cr-T2	T ₁₋₈₀₀	14	750	800	800	30	30	T ₁ P ₈₀₀	T ₁ C ₈₀₀
Ls10Cr-T2	T ₂₋₈₆₀	14	750	800	860	30	30	T ₂ P ₈₆₀	T ₂ C ₈₆₀
Ls10Cr-T2	T ₃₋₉₂₀	14	750	800	920	30	30	T ₃ P ₉₂₀	T ₃ C ₉₂₀
Ls1026	T _{3s/cr-920}	14	750	800	920	30	30	T _{3s/cr} P ₉₂₀	T _{3s/cr} C ₉₂₀

Fonte: Autoria própria

Após austenitização, os tubos foram revenidos e identificados conforme Tabela 5. A escolha das temperaturas foi realizada com base na simulação através software stecal visando dureza de 20HRC à partir da temperatura de revenimento (700°C) no “item 4.3” e posterior correção da temperatura (750°C) com base no tempo real de revenimento a partir das equações

de Grange e Baugman conforme “item 4.4”; e ainda, comparação com o resultado de temperatura (740°C) a partir do cálculo das equações de Hollomon Jaffe conforme “item 4.5”.

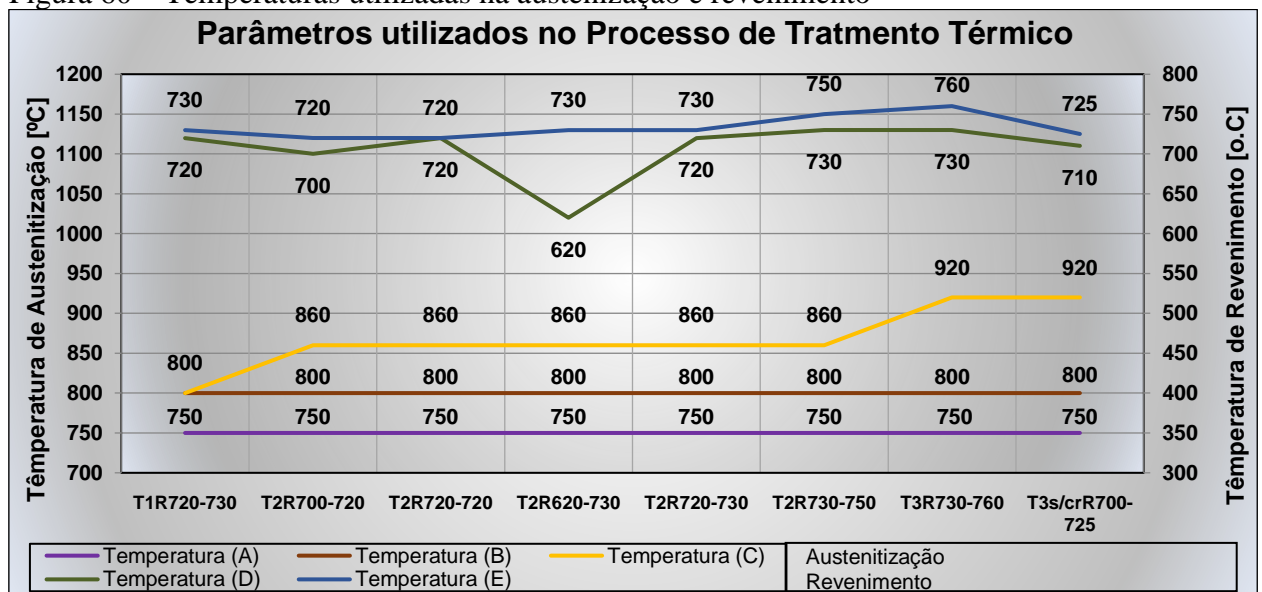
O aço Ls1026, foi revenido na temperatura conhecida de 725°C. O aço Ls10Cr-T2 austenitizado à temperatura mais baixa de 800°C foi revenido em um único parâmetro entre 720 e 730°C. Os tubos austenitizados na temperatura mais alta de 920°C, foram revenidos em um único parâmetro acima de 750°C entre 730 °C e 760°C. Os tubos austenitizados à temperatura de 860°C foram revenidos em 5 parâmetros diferentes entre 720 °C e 750°C conforme Tabela 5. A Figura 60 ilustra as temperaturas utilizadas na austenização e revenimento.

Tabela 5 – Parâmetros revenimento a partir das amostras austenitizadas e temperadas

Material	Parâmetros de Trial	Velocidade [m/min]	Austenitização			Têmpera		Revenimento		Número do Tubo	
			Temperatura (°C)			Pressão de Água [Psi]		Temperatura (°C)		Amostra Revenimento (RP)	Amostra Revenimento Corpo (RC)
			Pacer (A)	Pacer (B)	Pacer (C)	Barrel (1)	Barrel (2)	Pacer (D)	Pacer (E)		
Is10Cr-T2	T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀	14	750	800	800	30	30	720	730	T ₁ RP ₇₂₀₋₇₃₀	T ₁ RC ₇₂₀₋₇₃₀
Is10Cr-T2	T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀	14	750	800	860	30	30	700	720	T ₂ RP ₇₀₀₋₇₂₀	T ₂ RC ₇₀₀₋₇₂₀
Is10Cr-T2	T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀	14	750	800	860	30	30	720	720	T ₂ RP ₇₂₀₋₇₂₀	T ₂ RC ₇₂₀₋₇₂₀
Is10Cr-T2	T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀	14	750	800	860	30	30	620	730	T ₂ RP ₆₂₀₋₇₃₀	T ₂ RC ₆₂₀₋₇₃₀
Is10Cr-T2	T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀	14	750	800	860	30	30	720	730	T ₂ RP ₇₂₀₋₇₃₀	T ₂ RC ₇₂₀₋₇₃₀
Is10Cr-T2	T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀	14	750	800	860	30	30	730	750	T ₂ RP ₇₃₀₋₇₅₀	T ₂ RC ₇₃₀₋₇₅₀
Is10Cr-T2	T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀	14	750	800	920	30	30	730	760	T ₃ RP ₇₃₀₋₇₆₀	T ₃ RC ₇₃₀₋₇₆₀
Is1026	T _{3s/cr} R ₇₀₀₋₇₂₀	14	750	800	920	30	30	710	725	T _{3s/cr} RP ₇₀₀₋₇₂₀	T _{3s/cr} RC ₇₀₀₋₇₂₅

Fonte: Autoria própria

Figura 60 – Temperaturas utilizadas na austenização e revenimento

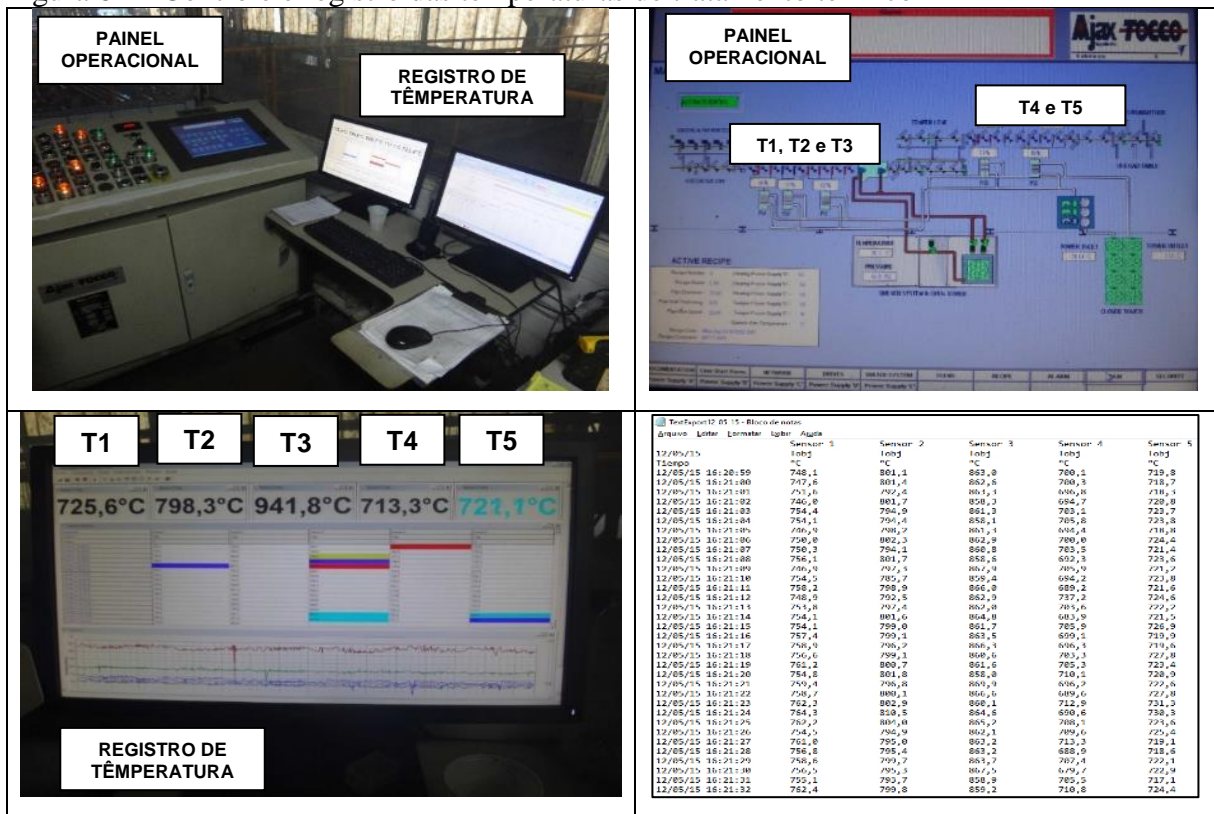


Fonte: Autoria própria

3.5 CONTROLE DE TEMPERATURA – SOFTWARE RAYTEC:

O controle de temperatura foi realizado através de software Raytec, que mostra os valores das temperaturas dos 5 pirômetros utilizados no processo em tempo real ilustrando as temperaturas fora dos limites considerados. Os valores de temperatura são registrados a cada 1s. A Figura 61 mostra o painel operacional e o registro das temperaturas T1, T2, T3, T4 e T5.

Figura 61 – Controle e registro das temperaturas de tratamento térmico



Fonte: Autoria própria

Os tubos foram tratados termicamente até atingirem os valores de temperatura conforme Figura 60. A partir dos valores de temperatura de cada pirômetro registrado, foram criados gráficos conforme “item 4.6” para melhor visualização da variação de temperatura do processo.

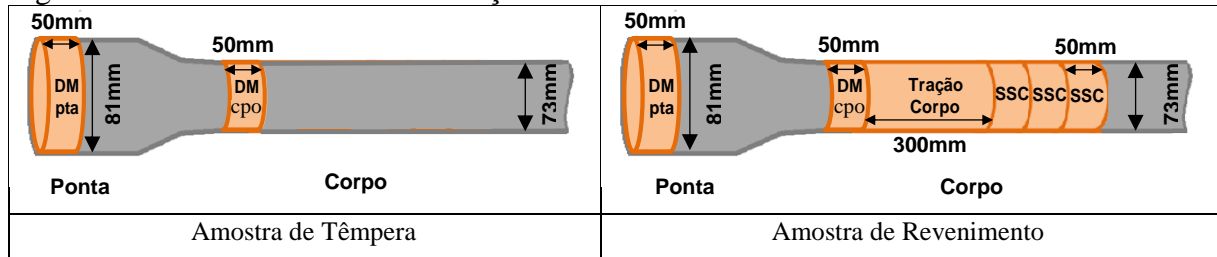
3.6 MEDIÇÃO DIMENSIONAL

Foram medidos com auxílio de paquímetro 6 pontos de diâmetro externo das pontas e dos corpos de um tubo antes e após tratamento térmico para cada material (Ls10Cr-T2 e Ls1026).

3.7 CORTE INICIAL DE AMOSTRAS

A Figura 62 ilustra o corte inicial de amostras retiradas das pontas e corpos de tubos temperados e revenidos. As mostras “DM pta” e “DM cpo” de têmpera e revenimento, cortadas com 50mm de comprimento, foram utilizadas para os ensaios de dureza e microscopia de ponta e corpo respectivamente; as amostras revenidas para tração foram cortadas com 300mm de comprimento. Foi escolhido o parâmetro de tratamento térmico que obteve melhores resultados de propriedades mecânicas e microscopia para corte inicial de amostras para ensaio de SSC (*Sulfide Stress Cracking* – descrito no “item 3.11”). As amostras revenidas de SSC foram cortadas com 50mm, conforme Figura 62

Figura 62 – Corte das amostras de tração e dureza



Fonte: Autoria própria

3.8 ENSAIO DE DUREZA

Foram realizados na Apolo Tubulars ensaios de dureza de ponta e corpo de têmpera e revenimento para cada parâmetro de tratamento térmico através de um durômetro PANTEC Rockwell modelo RANS RS 2004, escala HRC 78 conforme Figura 63. A carga utilizada foi de 150kN durante 6s.

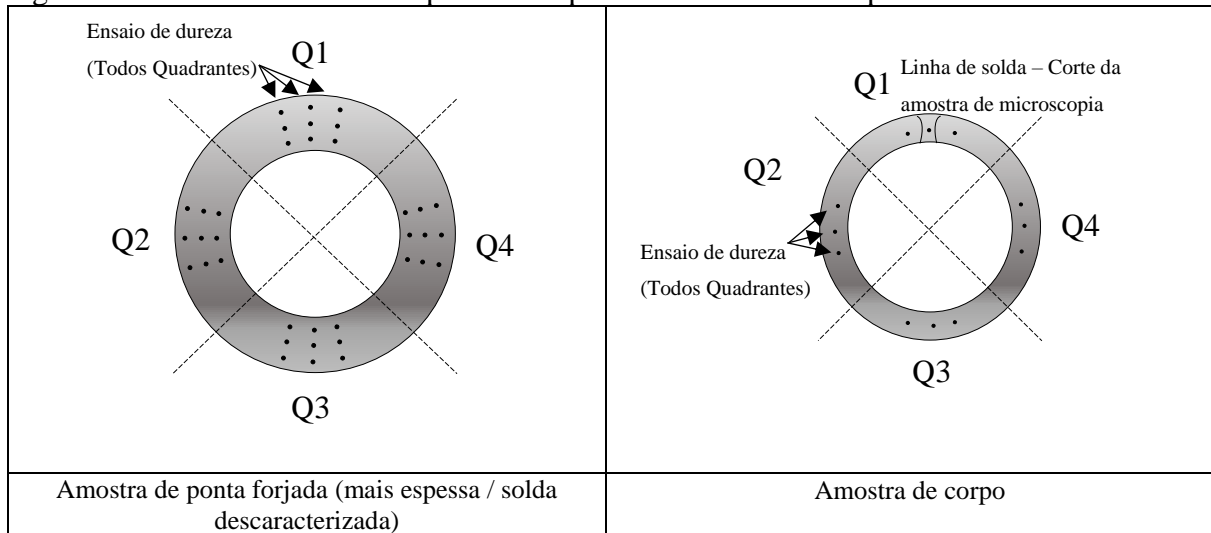
Figura 63 - Durômetro PANTEC Rockwell modelo RANS RS 2004



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2017).

A amostras de dureza da ponta e do corpo, cortadas inicialmente com 50mm conforme item 3.6, foram usinadas e ensaiadas conforme API5CT e ASTM A370 (2011). Foram ensaiados 9 pontos em 4 quadrantes nas amostras de têmpera e revenimento de ponta; e 3 pontos em 4 quadrantes nas amostras de têmpera e revenimento de corpo conforme Figura 64.

Figura 64 – Ensaio de dureza de ponta e corpo nas amostras de têmpera e revenimento



Fonte: Autoria própria

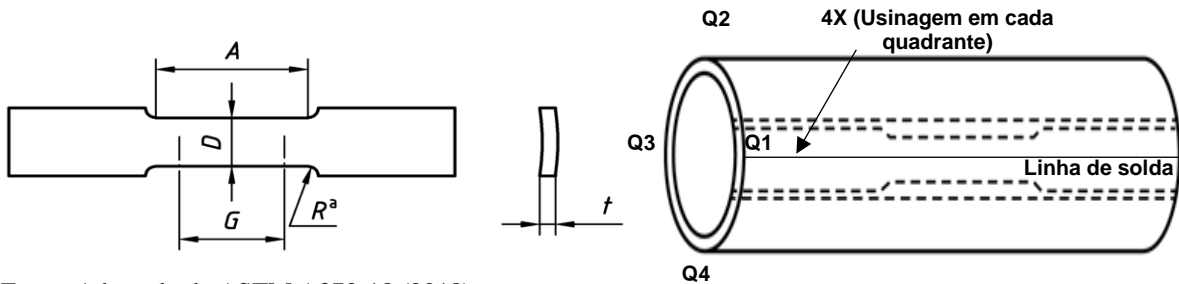
Para as amostras corpo de têmpera e de revenimento, o quadrante 1 foi localizado na linha de solda, onde ficam situadas a zona de fusão e zona termicamente afetada na soldagem. O quadrante 1 da amostra de ponta forjada não apresenta zona de fusão e zona termicamente afetada sendo localizada aleatoriamente.

Posteriormente as amostras do quadrante 1 (Q1) foram utilizadas para análise de microscopia.

3.9 ENSAIO DE TRAÇÃO

Após o corte inicial das amostras de revenimento conforme Figura 61 para cada parâmetro de tratamento térmico, as amostras foram cortadas em quatro quadrantes similares as amostras de dureza conforme Figura 63. Posteriormente cada um dos 4 quadrantes foram cortados e usinado conforme norma API 5CT e ASTM A370 (2018) (Figura 65). Os valores de A, D, G, R e t, foram respectivamente: 57,15mm, 38.1mm 50,8mm, 25,4mm e 5,51mm.

Figura 65 – Amostra de tração



Fonte: Adaptado de ASTM A370-18 (2018).

Os ensaios de tração foram realizados na Apolo Tubulars através de uma máquina de tração kratos com capacidade de carga de até 100t conforme Figura 66.

Figura 66 – Máquina de tração modelo Kratos (Capacidade 100t)



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2017).

3.10 ANÁLISE DE MICROSCOPIA

3.10.1 Preparação das amostras

Após ensaio das amostras de dureza da ponta e do corpo de têmpera e de revenimento, as amostras do quadrante Q1 foram cortadas nas medidas aproximadas de 10x10mm com 5,51mm de espessura, posteriormente foram embutidas em resina fenólica (baquelite) em uma máquina de embutir Arotec Pre 30Mi na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP), conforme Figura 67.

Figura 67 – Máquina de embutimento e amostra embutida



Fonte: Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP (2018).

O lixamento e polimento das amostras foi realizado na Apolo Tubulars através de uma lixadeira e politriz Fortel modelo PFL a 600 RPM (conforme Figura 68) com sequência de lixas de 80, 120, 320, 600 e 1200 mesh, sucessivamente rotacionadas 90° e posterior polimento com pano auto-adesivo AROTEC e solução de pasta de diamante de 1 μ m.

Figura 68 – Lixadeira e politriz Fortel modelo PFL



Fonte: Apolo Tubulars (2018).

3.10.2 Ataques metalográficos

Na Apolo Tubulars, foram realizados ataques de Nital 2% para caracterização microestrutural e método Bechet-Beaujard / ASTM E112 (12) para revelar tamanho de grãos de austenita prévia conforme Quadro 4.

Quadro 4 – Ataques metalográficos realizados

Ataque	Nital 2%	Bechet-Beaujard (ASTM E112)
Aplicação	Caracterização microestrutural de aços temperados e revenidos evidenciando contornos de grãos de ferrita, contrastando bainita e martensita	Evidenciar tamanhos de grãos austeníticos prévios em amostras martensíticas ou bainíticas
Reagente	2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico	Ácido pícrico em solução aquosa com 0,5% de sódio Alkylsulfonado ou outra agente umidificante (utilizado detergente convencional)
Método	Exposição ao reagente ente 8 a 10s, seguido de limpeza com água corrente, álcool etílico e secagem com jato de ar frio	Exposição ao reagente em poucos minutos ou menos de 1 hora. (As amostras são atacadas e observadas no microscópio sucessivamente até os contornos de grãos austeníticos serem revelados)
Amostras	Todas as amostras temperadas de corpo e ponta forjada e todas as amostras revenidas de corpo e ponta forjada.	Somente amostras temperadas de corpo e ponta forjada

Fonte: Autoria própria

3.10.3 Análise microestrutural

A partir das amostras temperadas do corpo e da ponta forjada e temperadas e revenidas, atacadas com nital 2%, foram geradas na Apolo Tubulars imagens com aumentos de 100X, 200X, 500X e 1000X através de microscópio óptico Olympus BX 60M e câmera digital Sony Cyber Shoot DSC W55 conforme Figura 69.

Figura 69 - microscópio óptico Olympus BX 60M



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2018).

Para as amostras atacadas com nital 2%, foi analisado se a característica microestrutural das amostras temperadas e temperadas e revenidas apresentavam estruturas como martensita, bainita ou ferrita.

Para as amostras temperadas do corpo e da ponta forjadas atacadas pelo método Bechet-Beaujard, conforme ISO643 (2003), as imagens foram geradas de modo similar ao ataque de 2% nital, com microscópio óptico Olympus BX 60M (Figura 59) e aumentos de 100X, 200X, 500X e 1000X.

Análise e cálculo do tamanho de grãos austeníticos conforme norma ISO 643 a partir da análise comparativa com modelos padrões para grãos não gêmeos da norma ASTM E112 (2012) com aumento de 100X. Os modelos padrões foram comparados com as imagens das amostras atacadas com aumento de 500X e 1000X. Como o aumento dos modelos padrões é de 100X, foi utilizada a equação 9 conforme norma ASTM E112 (12) para correção do tamanho de grão.

$$G = M + 6,43 \times \log \frac{g}{100} \quad (9)$$

Na qual:

- G é o tamanho de grão corrigido conforme norma ASTM E112 (12)
- M é o tamanho de grão encontrado por comparação com os *charts* com aumento de 100X
- g é a magnitude do aumento utilizado para obtenção das imagens.

O número de grãos (m) foi calculado a partir da equação 10.

$$m = 8.2^G \quad (10)$$

O diâmetro médio de grãos (d) em “mm” foi calculado a partir da equação 11

$$d = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (11)$$

3.11 ENSAIO DE SSC (*SULFIDE STRESS CRACKING*)

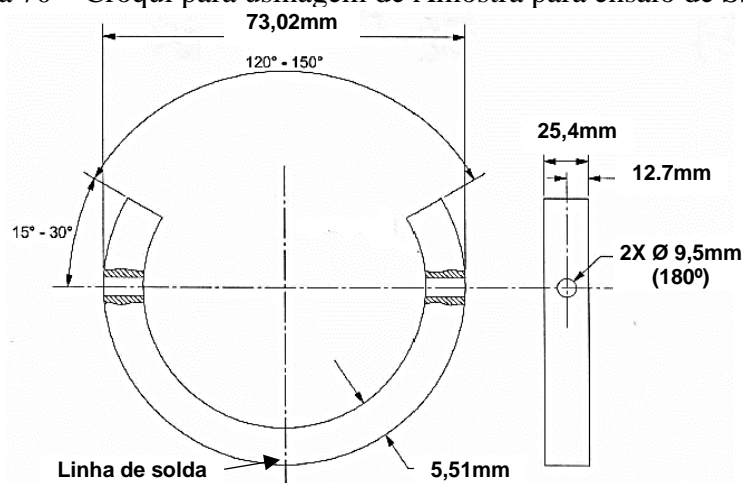
Foi realizado ensaio de corrosão conforme NACE TM0177, com severidade para aprovação ao ambiente corrosivo da região 3 (conforme Figura 35), a região mais severa à SSC.

O teste foi realizado no laboratório Element Materials Technology, Houston, Texas, EUA. Foi escolhido o parâmetro de tratamento térmico que obteve melhores resultados de propriedades mecânicas e microscopia, nos quais foram ensaiadas à SSC um conjunto de 3 amostras revenidas deste mesmo parâmetro.

As amostras de SSC cortadas inicialmente com 50mm, foram usinadas conforme NACE TM0177 conforme Figura 70 e Figura 71. No qual “d” é o diâmetro externo do tubo. O diâmetro do furo e dimensão “w” foram usinados com 0.375” e 1”, respectivamente

Foi utilizado o método C-Ring com amostra tracionada com 80% da tensão de escoamento do material, em solução A (H_2S saturado em 5% de NaCl + 0,5% CH_3COOH com pressão parcial de 15psi). O teste foi realizado durante 720 horas com aprovação visual a partir de isenção de trincas visuais em aumento 10X de magnitude.

Figura 70 – Croqui para usinagem de Amostra para ensaio de SSC – Método C-Ring



Fonte: Adaptado de NACE TM0177 (2001).

Figura 71 - Amostras usinadas para ensaio de SSC – Método C-Ring (NACE TM0177)



Fonte: Cortesia Apolo Tubulars (2017).

4 RESULTADOS

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As composições químicas dos materiais encontradas no espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectro Maxx /2007 são dadas conforme Tabela 6. Pode-se observar que os 02 aços atendem aos requisitos da API5CT para o grau L80-1:

Tabela 6 – Composição química dos materiais estudados

Aço	C	Mn	Mo	Cr	B	Ti	P	S	Si	Cu	Ni
API5CT L80-1	<0.43	<1.90	-	-	-	-	<0.03	<0.03	<0.45	<0.35	<0.25
Ls10Cr-T2	0.22	0.40	0.05	0.85	0.0021	0.014	0.008	0.003	0.17	0.008	0.017
Ls1026	0.25	1.20	0.001	0.014	-	-	0.012	0.003	0.17	0.007	0.005

Fonte: Autoria própria.

4.2 ANÁLISE A PARTIR DO SOFTWARE STECAL 3.03

A partir da composição química dos 2 aços estudados, foi utilizado o software stecal 3.03 para simular os parâmetros de tratamento térmico. O item 4.2.1 mostra dos dados gerados pelo software stecal 3.03.

4.2.1 Dados gerados no software Stecal 3.03

O quadro 5 ilustra os aços simulados no software stecal e composições químicas utilizadas.

Foram considerados na austenitização tamanho de grãos 8. O software gerou como resultado para cada material: a temperatura de austenitização, o diâmetro crítico para têmpera, a dureza característica, a temperatura de início de martensita, a temperatura máxima aceitável de revenimento, as temperaturas críticas A1 e A3 no equilíbrio e durante tratamento térmico, a dureza mínima recomendada na têmpera e as durezas após têmpera conforme quantidade de martensita obtida.

No revenimento foram considerados: diâmetro da barra de 10mm (próximo à espessura da ponta), severidade de têmpera número 2 e temperaturas de revenimento de 650°C e 700°C. O software Stecal gerou as durezas após têmpera e após revenimento ao longo da barra para cada material e temperatura de revenimento considerada.

Quadro 5- Dados gerados no software Stecal 3.03

<p>Aço de referência: Is10Cr-T2 Fe-0,22%C-0,4%Mn-0,008%P-0,003%S-0,17%Si-0,017%Ni-0,85%Cr-0,05%Mo-B Tamanho de grãos considerado: 8</p> <p>Diâmetro crítico de barra.: DI = 65mm Dureza característica: Hc = 87 HRC Temperatura de início da martensita: Ms = 416 °C</p> <p>Temperaturas críticas no equilíbrio: Inferior: A1 = 742 °C Superior: A3 = 828 °C Temperaturas críticas no aquecimento: Lower: Ac1 = 742 °C Upper: Ac3 = 810 °C</p> <p>Máxima temperatura de revenimento aceitável: 724 °C Temperatura de Austenitização: 881 °C Dureza considerada na têmpera: Estrutura com 99% martensite: Hm = 44,5 HRC Estrutura com 90% martensite: Hm90 = 41,0 HRC Estrutura com 50% martensite: Hm50 = 33,5 HRC Dureza mínima recomendada: 41,0 HRC</p> <p>Formação de Martensita Ms = 416 °C M10 = 406 °C ; M50 = 351 °C M90 = 206 °C ; M99 = -4 °C</p> <p>Barra temperada e revenida: Diâmetro da barra considerado: 10 mm Severidade da Têmpera: H = 2 Revenimento considerado: 0,1 h at 650 °C</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">r/R</th> <th colspan="2">Temperado Revenido</th> </tr> <tr> <th>HRC</th> <th>HRC</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1,0</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,8</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,6</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,4</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,2</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,1</td><td>44,5</td><td>22,0</td></tr> <tr><td>0,0</td><td>41,0</td><td>20,0</td></tr> </tbody> </table> <p>Revenimento considerado: 0,1 h at 700 °C</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">r/R</th> <th colspan="2">Temperado Revenido</th> </tr> <tr> <th>HRC</th> <th>HRC</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1,0</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,8</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,6</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,4</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,2</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,1</td><td>44,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,0</td><td>41,0</td><td>15,5</td></tr> </tbody> </table>	r/R	Temperado Revenido		HRC	HRC	1,0	44,5	22,0	0,9	44,5	22,0	0,8	44,5	22,0	0,7	44,5	22,0	0,6	44,5	22,0	0,5	44,5	22,0	0,4	44,5	22,0	0,3	44,5	22,0	0,2	44,5	22,0	0,1	44,5	22,0	0,0	41,0	20,0	r/R	Temperado Revenido		HRC	HRC	1,0	44,5	17,5	0,9	44,5	17,5	0,8	44,5	17,5	0,7	44,5	17,5	0,6	44,5	17,5	0,5	44,5	17,5	0,4	44,5	17,5	0,3	44,5	17,5	0,2	44,5	17,5	0,1	44,5	17,5	0,0	41,0	15,5	<p>Aço de referência: Is1026 Fe-0,25%C-1,2%Mn-0,012%P-0,003%S-0,17%Si-0,005%Ni-0,001%Mo Tamanho de grãos considerado: 8</p> <p>Diâmetro crítico de barra: DI = 28mm Dureza característica: Hc = 86 HRC Temperatura de início da martensita: Ms = 391 °C</p> <p>Temperaturas críticas no equilíbrio: Lower: A1 = 719 °C Upper: A3 = 806 °C Temperaturas críticas no aquecimento: Lower: Ac1 = 719 °C Upper: Ac3 = 788 °C</p> <p>Máxima temperatura de revenimento aceitável: 719 °C Temperatura de Austenitização: 830 °C Dureza considerada na têmpera: Estrutura com 99% martensite: Hm = 46,5 HRC Estrutura com 90% martensite: Hm90 = 43,0 HRC Estrutura com 50% martensite: Hm50 = 35,0 HRC Dureza mínima recomendada: 43,5 HRC</p> <p>Formação de Martensita Ms = 391 °C M10 = 381 °C ; M50 = 326 °C M90 = 181 °C ; M99 = -29 °C</p> <p>Barra temperada e revenida: Diâmetro da barra considerado: 10 mm Severidade da Têmpera: H = 2 Revenimento considerado: 0,1 h at 650 °C</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">r/R</th> <th colspan="2">Temperado Revenido</th> </tr> <tr> <th>HRC</th> <th>HRC</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1,0</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,8</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,6</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,4</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>46,5</td><td>19,5</td></tr> <tr><td>0,2</td><td>42,5</td><td>17,5</td></tr> <tr><td>0,1</td><td>30,5</td><td>11,5</td></tr> <tr><td>0,0</td><td>21,5</td><td>7,0</td></tr> </tbody> </table> <p>Revenimento considerado: 0,1 h at 700 °C</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th rowspan="2">r/R</th> <th colspan="2">Temperado Revenido</th> </tr> <tr> <th>HRC</th> <th>HRC</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1,0</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,8</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,6</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,4</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>46,5</td><td>15,0</td></tr> <tr><td>0,2</td><td>42,5</td><td>13,0</td></tr> <tr><td>0,1</td><td>30,5</td><td>8,0</td></tr> <tr><td>0,0</td><td>21,5</td><td>4,0</td></tr> </tbody> </table>	r/R	Temperado Revenido		HRC	HRC	1,0	46,5	19,5	0,9	46,5	19,5	0,8	46,5	19,5	0,7	46,5	19,5	0,6	46,5	19,5	0,5	46,5	19,5	0,4	46,5	19,5	0,3	46,5	19,5	0,2	42,5	17,5	0,1	30,5	11,5	0,0	21,5	7,0	r/R	Temperado Revenido		HRC	HRC	1,0	46,5	15,0	0,9	46,5	15,0	0,8	46,5	15,0	0,7	46,5	15,0	0,6	46,5	15,0	0,5	46,5	15,0	0,4	46,5	15,0	0,3	46,5	15,0	0,2	42,5	13,0	0,1	30,5	8,0	0,0	21,5	4,0
r/R		Temperado Revenido																																																																																																																																																							
	HRC	HRC																																																																																																																																																							
1,0	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,9	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,8	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,7	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,6	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,5	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,4	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,3	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,2	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,1	44,5	22,0																																																																																																																																																							
0,0	41,0	20,0																																																																																																																																																							
r/R	Temperado Revenido																																																																																																																																																								
	HRC	HRC																																																																																																																																																							
1,0	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,9	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,8	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,7	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,6	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,5	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,4	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,3	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,2	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,1	44,5	17,5																																																																																																																																																							
0,0	41,0	15,5																																																																																																																																																							
r/R	Temperado Revenido																																																																																																																																																								
	HRC	HRC																																																																																																																																																							
1,0	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,9	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,8	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,7	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,6	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,5	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,4	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,3	46,5	19,5																																																																																																																																																							
0,2	42,5	17,5																																																																																																																																																							
0,1	30,5	11,5																																																																																																																																																							
0,0	21,5	7,0																																																																																																																																																							
r/R	Temperado Revenido																																																																																																																																																								
	HRC	HRC																																																																																																																																																							
1,0	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,9	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,8	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,7	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,6	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,5	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,4	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,3	46,5	15,0																																																																																																																																																							
0,2	42,5	13,0																																																																																																																																																							
0,1	30,5	8,0																																																																																																																																																							
0,0	21,5	4,0																																																																																																																																																							

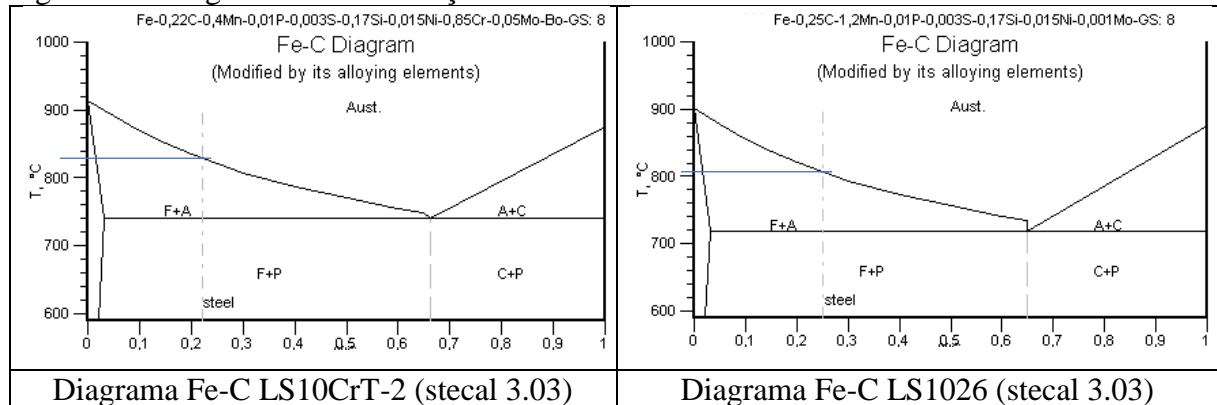
Fonte: Adaptado do Software Stecal (2018).

Além dos dados gerados no quadro 5, foram gerados gráficos conforme figuras 72, 73 e 74.

4.2.2 Diagrama Fe-C

Pode-se observar, a partir dos diagramas Fe-C dos 2 aços (Figura 72) simulados no software stecal 3.03, as diferenças das linhas A1 (Temperatura crítica inferior - início da formação de austenita) e A3 (temperatura crítica superior – formação completa de austenita).

Figura 72 - Diagramas Fe-C dos aços estudados



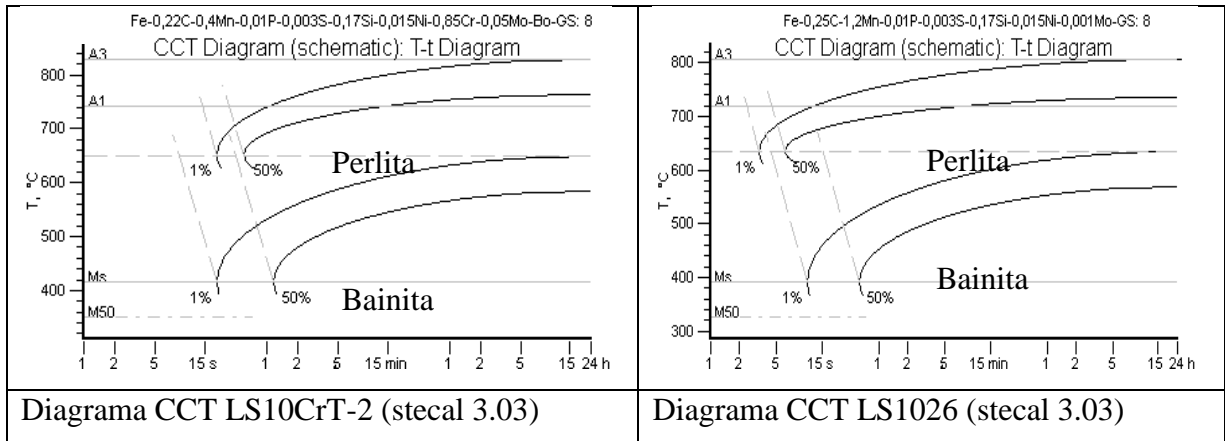
Fonte: Adaptado do Software Stecal (ANO).

A temperatura A3 para o aço Ls10Cr-T2 com 0,22%C é 828°C e para o aço Ls1026 com 0,25%C é aproximadamente 806°C. Essa diferença é devida principalmente a maior quantidade de carbono presente no aço Ls1026 que reduz a temperatura A3 e maior quantidade de molibdênio no aço Ls10Cr-T2 que eleva a temperatura A3; conforme equações de Andrews. A temperatura A1 é aproximadamente 719°C para o aço Ls1026 com 0,25%C e 742°C para o aço Ls10Cr-T2 com 0,22%C. Essa diferença é devida principalmente a maior quantidade de manganês presente no aço Ls1026 que reduz a temperatura A1 e maior quantidade de cromo presente no aço Ls10Cr-T2 que eleva a temperatura A1; conforme equações de Andrews.

4.2.3 Diagramas CCT – Transformação de Resfriamento contínuo

Pode-se observar a partir das curvas de transformação de resfriamento contínuo (Figura 73) que a curva do aço Ls10Cr-T2 tem os cotovelos de transformação bainítica e perlítica deslocados mais para a direita que a curva do aço Ls1026; ou seja o aço Ls10Cr-T2 tem maior temperabilidade permitindo maior tempo de resfriamento na transformação martensítica, mesmo com menor porcentagem de carbono (0,22%C para o aço Ls10Cr-T2 < 0,25%C para o aço Ls1026). Isso se deve principalmente a presença de boro, elemento que tem como característica aumentar a temperabilidade dos aços.

Figura 73 - Diagramas CCT – Ls10CrT-2 e LS1026



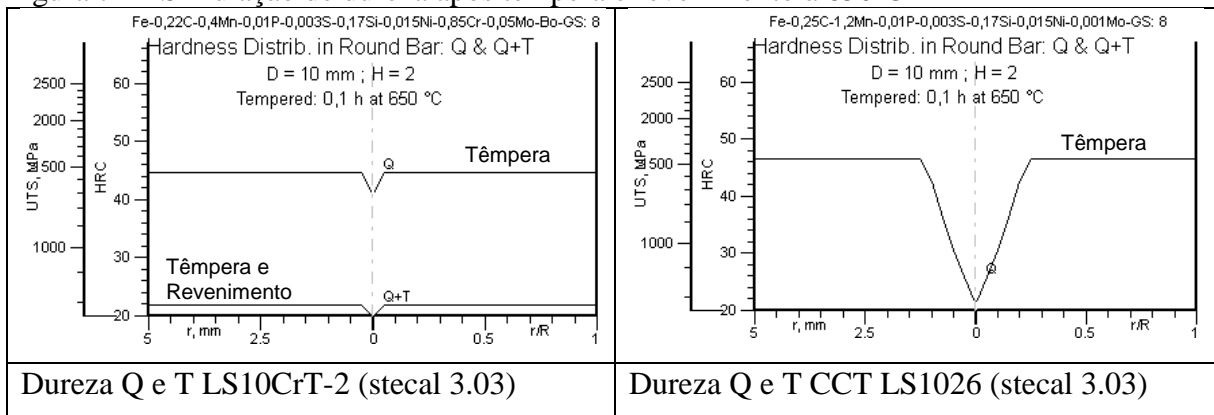
Fonte: Adaptado do Software Stecal (2018).

4.2.4 Simulação de dureza após têmpera e revenimento:

A partir da simulação de dureza após têmpera e revenimento (*Quenching and Tempering*) dos 2 aços em 2 temperaturas diferentes de revenimento 650°C e 700°C, conforme Figura 74 e 75, podemos observar os seguintes aspectos:

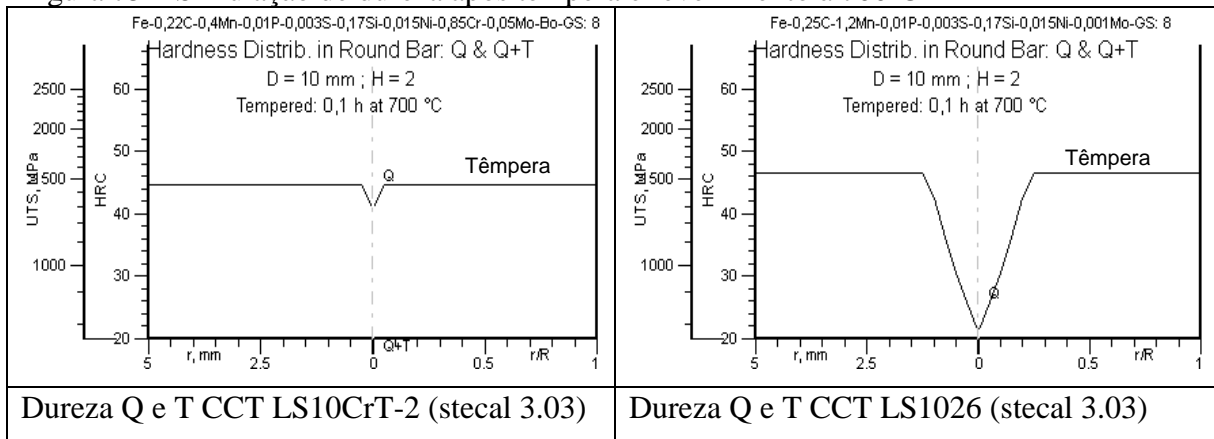
Dureza após têmpera: A dureza de têmpera a partir da superfície no aço Ls1026 com 46,5HRC (99% martensita) é maior que no aço Ls10Cr-T2 44,5HRC (99% martensita) devido principalmente a maior quantidade de carbono do aço Ls1026 (0,25%C) do que o aço Ls10Cr-T2 (0,22%C). Próximo ao centro à 20% do raio da barra a dureza de têmpera decresce de 46,5HC até atingir 21,5HRC no centro da amostra de Ls1026 e de 44,5HRC até 41HRC no aço Ls10Cr-T2, mostrando uma maior temperabilidade do aço Ls10Cr-T2 do que o aço Ls1026 principalmente devido a presença de boro no aço Ls10Cr-T2.

Figura 74 – Simulação de dureza após têmpera e revenimento à 650°C



Fonte: Adaptado do Software Stecal (2018).

Figura 75 – Simulação de dureza após têmpera e revenimento à 700°C



Fonte: Adaptado do Software Stecal (2018).

Dureza após revenimento: No revenimento à temperatura de 650°C durante 0,1hora, o aço Ls10Cr-T2 que tinha dureza de têmpera de 44,5HRC na extremidade e 41HRC no centro, após revenimento atingiu dureza de 22 HRC na extremidade e 20HRC no centro. o aço Ls1026 que tinha dureza de têmpera de 46,5HRC na extremidade e 21,5HRC no centro, após revenimento, atingiu dureza de 19,5 HRC na extremidade e “7 HRC” (184Hv) no centro.

No revenimento à temperatura de 700°C durante 0,1hora, o aço Ls10Cr-T2 que tinha dureza de têmpera de 44,5HRC na extremidade e 41HRC no centro, após revenimento atingiu dureza de 17,5 HRC na extremidade e 15,5HRC no centro. O aço Ls1026 que tinha dureza de têmpera de 46,5HRC na extremidade e 21,5HRC no centro, após revenimento, atingiu dureza de 15 HRC na extremidade e “4 HRC” (173Hv) no centro.

Pode-se observar que o aço Ls10Cr-T2 que tinha maior menor dureza de têmpera em relação ao aço ls1026 (devido a menor quantidade de carbono do aço Ls10Cr-T2); obteve maior dureza de revenimento devido provavelmente a presença de cromo (0,85%) e molibdênio (0,05%) que causam o efeito de endurecimento secundário durante revenimento.

Também pode-se observar que a maior homogeneidade de têmpera da superfície até o centro no aço Ls10Cr-T2 em relação ao aço Ls1026 refletiu no revenimento, mantendo variação média de dureza após revenido de 2HRC entre superfície e centro no aço Ls10Cr-T2; muito menor que no aço Ls1026 obteve variação média de dureza após revenido de 11 HRC entre superfície e centro.

É importante notar que os cálculos de revenimento foram realizados considerando o tempo mínimo permitido no software stecal 3.03 de 0,1h. Entretanto tratamento térmico aquecido por bobinas indutoras, o tempo de processo é muito menor (49,01s conforme descrito no “item 3.2”), sendo necessário avaliar os resultados encontrados pelo stecal.

4.3 CÁLCULO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS A1 E A3 A PARTIR DAS EQUAÇÕES DE ANDREWS:

A partir das equações de Andrews, podemos calcular as temperaturas críticas A1 e A3:

$$A1 = 723 - 10,7x(\%Mn) - 16,9x(\%Ni) + 29,1x(\%Si) + 16,9x(\%Cr) + 290x(\%As) + 6,38x(\%W)$$

$$A3 = 910 - 203x(\%C^{1/2}) - 15,2x(\%Ni) + 44,7x(\%Si) + 104x(\%V) + 35,1x(\%Mo) + 13,1x(\%W)$$

Para o aço LS10Cr-T2

$$A1 = 723 - 10,7x(0,4) - 16,9x(0) + 29,1x(0,17) + 16,9x(0,85) + 290x(0) + 6,38x(0)$$

$$A1 = 737,3^{\circ}\text{C}.$$

$$A3 = 910 - 203x(0,22^{1/2}) - 15,2x(0) + 44,7x(0,17) + 104x(0,003) + 35,1x(0,05) + 13,1x(0)$$

$$A3 = 824,2^{\circ}\text{C}$$

Os resultados encontrados da temperaturas críticas pelas equações de Andrews foram próximos aos encontrados no software stecal ($A1 = 742^{\circ}\text{C}$ e $A3 = 828^{\circ}\text{C}$ e); o que já era esperado tendo em vista que o software utiliza as mesmas equações.

Para o aço LS1026:

$$A1 = 723 - 10,7x(1,2) - 16,9x(0) + 29,1x(0,17) + 16,9x(0) + 290x(0) + 6,38x(0)$$

$$A1 = 714,8^{\circ}\text{C}$$

$$A3 = 910 - 203x(0,25^{1/2}) - 15,2x(0) + 44,7x(0,17) + 104x(0,001) + 35,1x(0) + 13,1x(0)$$

$$A3 = 816^{\circ}\text{C}$$

Os resultados encontrados das temperaturas críticas pelas equações de Andrews foram próximos aos encontrados no software stecal ($A1 = 719^{\circ}\text{C}$ e $A3 = 806^{\circ}\text{C}$ e); o que já era esperado tendo em vista que o software utiliza as mesmas equações.

Deve-se lembrar que as temperaturas A1 e A3 calculadas pelas equações de Andrews são consideradas no equilíbrio. Entretanto o processamento no tratamento térmico, principalmente

no processo indutivo com alta taxa de aquecimento [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$] eleva as temperaturas críticas conforme descrito no item 2.5.1.

4.4 CORREÇÃO DAS TEMPERATURAS DE REVENIMENTO SIMULADAS PELO SOFTWARE STECAL

A função de parâmetro de revenimento de Grange e Baugman é utilizada para corrigir as temperaturas de revenimento simuladas no software stecal considerando o tempo real de processamento.

O tempo real de revenimento foi calculado durante processamento nas 08 bobinas de revenimento (Pacer's D e E). A velocidade de processamento foi de 14m/min. Como o comprimento total entre as bobinas é 11,436m (12,192m – 0,756m), o tempo de revenimento considerado foi de 0,82min ou 49,01s.

O cálculo da função de parâmetro de revenimento é dada a seguir conforme item 3.3.2:

$$\text{T.P.} = T(C + \log t)$$

Para a temperatura simulada no software stecal de 650°C ou 1661,7 Rankine durante processamento de 0,1h ou 360s (tempo mínimo permitido na simulação do software stecal), o parâmetro de revenimento (função de Grange e Baugman) é dado a seguir:

$$\text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/360\text{s})} = T_{(360\text{s})} (C + \log t)$$

$$\text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/360\text{s})} = 1661,7 (14,4 + \log 360)$$

$$\text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/360\text{s})} = 28242,2$$

Considerando o tempo calculado de 49,01s, encontra-se a temperatura de revenimento corrigida:

$$\text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/360\text{s})} = \text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/49,01\text{s})}$$

$$\text{T.P.}_{(650^{\circ}\text{C}/49,01\text{s})} = 28242,2 = T_{(49,01\text{s})} (14,4 + \log 49,01)$$

$$T_{(49,01\text{s})} = 1750,8^{\circ}\text{Ra} \text{ ou } 699,6^{\circ}\text{C}$$

Para a temperatura simulada no software stecal de 700°C ou 1751,7 Rankine durante processamento de 0,1h ou 360s (tempo mínimo permitido na simulação do software stecal), o parâmetro de revenimento (função de Grange e Baugman) é dado a seguir:

$$T.P. (700^{\circ}C/360s) = T_{(360s)} (C + \log t)$$

$$T.P. (700^{\circ}C/360s) = 1751,7 (14,4 + \log 360)$$

$$T.P. (700^{\circ}C/360s) = 29771,9$$

Considerando o tempo calculado de 49,01s, encontra-se a temperatura de revenimento corrigida:

$$T.P. (700^{\circ}C/360s) = T.P. (700^{\circ}C/49,01s)$$

$$T.P. (700^{\circ}C/49,01s) = 29771,9 = T_{(49,01s)} (14,4 + \log 49,01)$$

$$T_{(49,01s)} = 1845,7^{\circ}Ra \text{ ou } 752,2^{\circ}C$$

A Tabela 7 mostra os valores encontrados nos cálculos conforme função de parâmetro de revenimento:

Tabela 7 - Correção das temperaturas de revenimento

Temperatura de revenimento (T) Stecal [°C]	Temperatura de revenimento (T) [Rankine]	Tempo de processamento (t) Stecal [s]	Tempo de processamento (t) real processo [s]	Função T. P	Temperatura revenimento Corrigida [rankine]	Temperatura de revenimento Corrigida [°C]
650	1661,7	360	49,01	28242,2	1750,8	699,6
700	1751,7	360	49,01	29771,9	1845,7	752,2

Fonte: Autoria própria

4.5 CÁLCULO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO CONSIDERANDO AS EQUAÇÕES DE HOLLomon E JAFFE

Através da equação de Hollomon e Jaffe, pode-se calcular a temperatura de revenimento a partir de da dureza após processamento de revenimento conforme item 3.3.4.

A Dureza do material após processamento na escala Rockwell “C” é dada pela formula a seguir:

$$\text{HRC} = \text{Hc} - \text{Hd} ,$$

onde “Hc” é a dureza característica do material, que deve ser calculada a partir de um processo conhecido e “Hd” é a redução de dureza durante ciclo de revenimento que pode ser calculado conforme a seguir:

$$\text{Hd} = 0,00216 T (19,5 + \log_{10}(t)).$$

A partir das equações acima podemos encontrar a seguinte equação abaixo:

$$\text{HRC} = \text{Hc} - 0,00216 T (19,5 + \log_{10}(t)).$$

Para encontrar a dureza característica do material utilizou-se o aço conhecido Ls1026 em que é conhecido a temperatura de revenimento de 725°C ou 1796,7° Ra, para atingir dureza de 20HRC após revenimento.

$$\text{HRC}_{(\text{Ls1026})} = \text{Hc}_{(\text{Ls1026})} - 0,00216 \times T_{(\text{Ls1026})} \times (19,5 + \log_{10}(49,01/3600)).$$

$$20 = \text{Hc}_{(\text{Ls1026})} - 0,00216 \times 1796,7 \times (19,5 + \log_{10}(49,01/3600)).$$

$$\text{Hc}_{(\text{Ls1026})} = 20 + 68,4$$

$$\text{Hc}_{(\text{Ls1026})} = 88,4 \text{ [HRC]}$$

Este valor ficou próximo ao encontrado no software stecal (Hc = 86HRC), lembrando que Hc foi calculado considerando as propriedades mecânicas conhecidas no processo de têmpera e revenimento por indução. As propriedades consideradas no software stecal levam em conta revenimento com tempo mínimo de 0,1h e temperatura máxima de 700°C.

Para o cálculo da temperatura de revenimento do aço Ls10Cr-T2 considerou-se a dureza após revenimento de 20HRC (abaixo da dureza máxima de 23HRC permitida pela norma API5CT) e a dureza característica encontrada no aço Ls1026 corrigido a partir dos elementos que contribuem para o endurecimento secundário conforme Tabela 8:

Tabela 8 – Acréscimo em Hc devido a composição química (aços Ls10Cr-T2 e Ls1026)

Acréscimo no Hc para 1% do elemento devido a contribuição do elemento para o endurecimento secundário					
Elemento	Acréscimo no Hc para 1% do elemento	% Elemento		Acréscimo em Hc	
		ls1026	ls10Cr-T2	ls1026	ls10Cr-T2
C*	319	0,25	0,22	79,75	78,6
Mn	4	1,2	0,4	4,8	1,6
Si	4	0,17	0,17	0,68	0,68
Ni	1	-	-	-	-
Cr	5	-	0,85	-	4,25
Mo	20	-	0,05	-	1
V	50	0,001	0,003	0,05	0,15
TOTAL				85,28	86,28

* Por interpolação para C < 0,55%.

Fonte: Autoria própria

Apesar do material Ls10Cr-T2 ter elementos formadores de carbonetos como Cromo (0,85%) e Molibdênio (0,05%) o material Ls1026 tem mais manganês que o material Ls10Cr-T2 (concentrações de 1,2% Mn e 0,4% Mn respectivamente), no balanço total dos elementos que favorecem o endurecimento secundário segundo a Tabela de Hollomon e Jaffe, podemos assumir que a dureza característica do material Ls10Cr-T2 é 1HRC maior que a dureza característica do material Ls1026, conforme demonstrado abaixo:

$$Hc_{(Ls10Cr-T2)} = Hc_{(Ls1026)} + 86,28 - 85,28 = 88,4 + 86,28 - 85,28$$

$$Hc_{(Ls10Cr-T2)} = 89,4 \text{ [HRC]}$$

$$HRC_{(Ls10Cr-T2)} = Hc_{(Ls10Cr-T2)} - 0,00216 \times T_{(Ls10Cr-T2)} \times (19,5 + \log_{10}(49,01/3600)).$$

$$20 = 89,4 - 0,00216 \times T_{(Ls10Cr-T2)} \times (19,5 + \log_{10}(49,01/3600)).$$

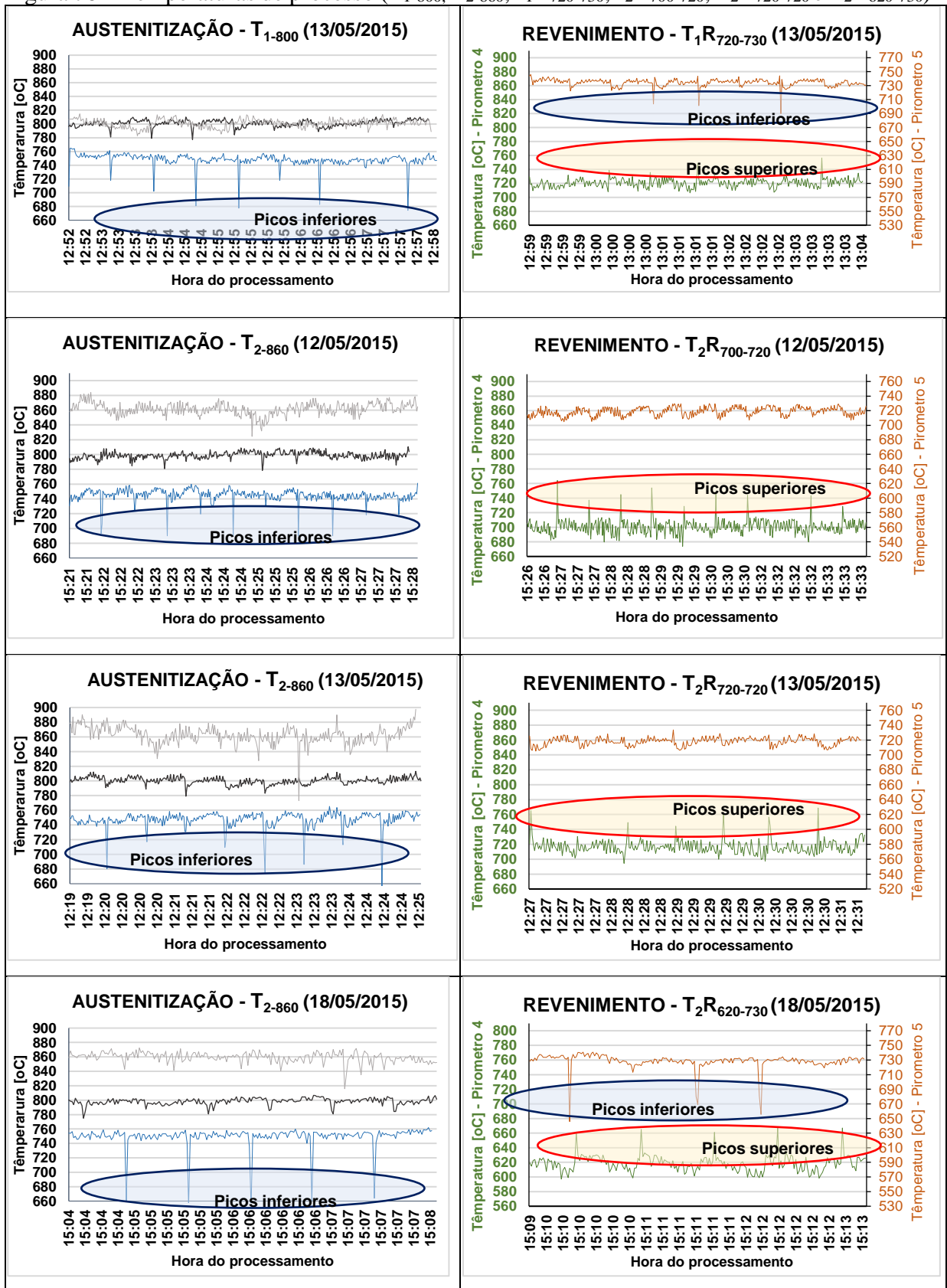
$$T_{(Ls10Cr-T2)} = 89,4 - 20 / 0,03809$$

$$T_{(Ls10Cr-T2)} = 1822,9^{\circ}\text{Ra ou } 740^{\circ}\text{C}$$

4.6 TEMPERATURAS DE PROCESSO:

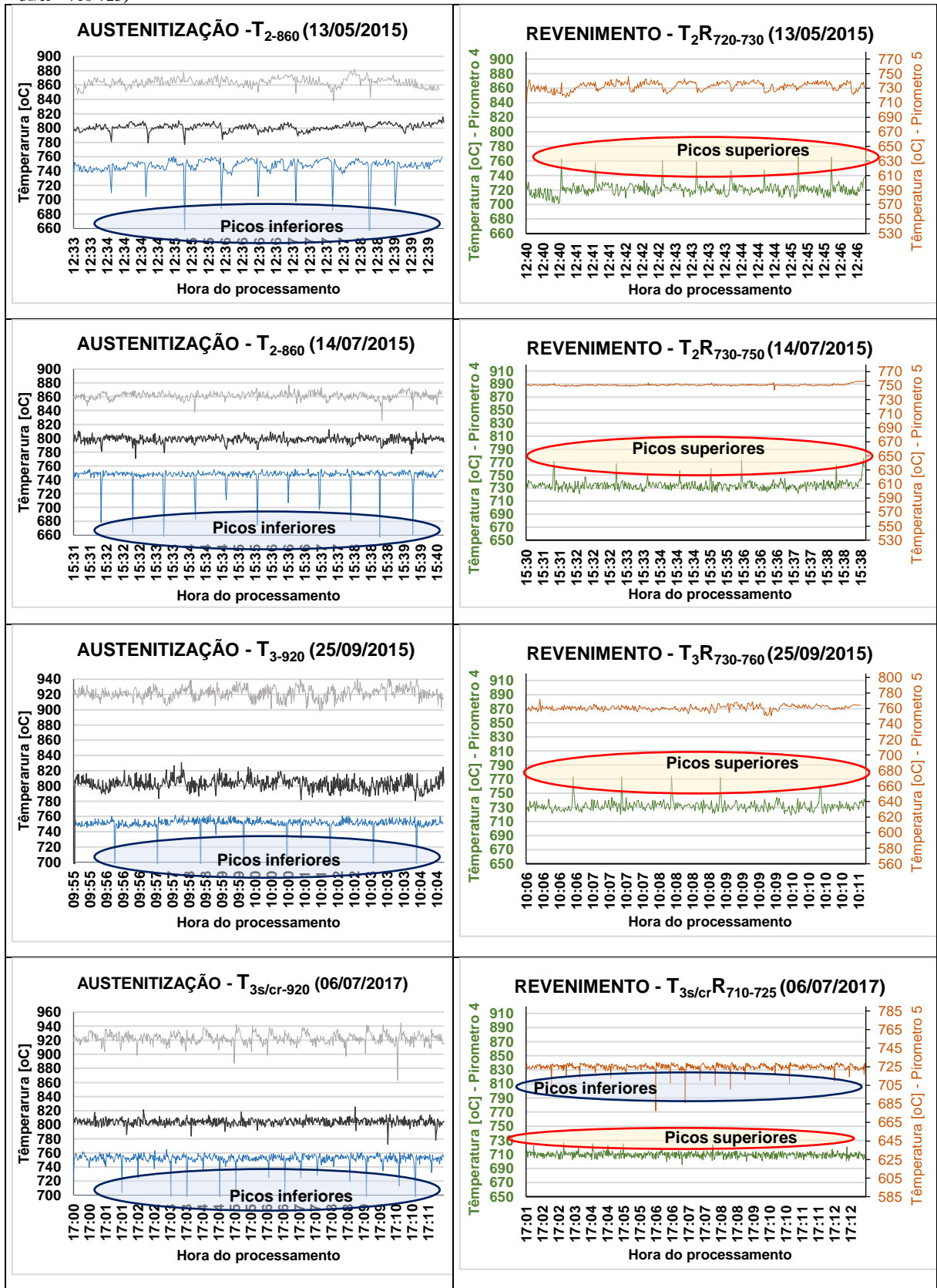
As temperaturas de processo registradas pelos pirômetros são dadas conforme as figuras 76 e 77.

Figura 76 – Temperaturas de processo (T_{1-800} , T_{2-860} , $T_{1R720-730}$, $T_{2R700-720}$, $T_{2R720-720}$ e $T_{2R620-730}$)



Fonte: Autoria própria

Figura 77 – Temperaturas de processo (T_{2-860} , T_{3-920} , $T_{3s/cr-920}$, $T_{2R720-730}$, $T_{2R730-750}$, $T_{3R730-760}$ e $T_{3s/crR710-725}$)



Fonte: Autoria própria

A partir das figuras 76 e 77, pode-se observar picos inferiores de temperaturas que podem estar relacionados a menor temperatura nas pontas devido a maior espessura (aproximadamente 10mm) em relação à espessura do corpo (5,51mm), e/ou devido ao espaço entre tubos onde não há material aquecido.

Também podemos observar no pirômetro 4 picos superiores de temperaturas que podem estar relacionados à frequência de indução que nas bobinas do pirômetro 4 com 229Hz são menores do que nas demais bobinas conforme Figura 59 do “item 3.4”. A frequência menor eleva a penetração que facilita o aquecimento em regiões mais espessas como nas pontas; e devido ao maior diâmetro da ponta, ocorre maior acoplamento entre a bobina e a ponta, que por efeito proximidade pode aumentar a temperatura nas pontas.

Esses picos inferiores e superiores de temperatura nas pontas; assim como o resfriamento durante têmpera nas pontas onde a espessura é maior, pode alterar o tratamento térmico afetando a microestrutura das pontas em relação às demais regiões dos tubos.

4.7 RESULTADOS DIMENSIONAIS

Os resultados dimensionais de diâmetro externo de ponta e de corpo para o aço Ls10CR-T2 e LS1026 podem ser observados conforme Tabela 9.

Tabela 9 – Diâmetro de ponta forjada e corpo antes e após tratamento térmico

Aço	Antes do Tratamento Térmico								Após tratamento térmico									
	Diâmetro da Ponta Forjada [mm]								Média	Desvio Padrão (σ)	Diâmetro da Ponta Forjada [mm]							Média
Ls10CR-T2	80,5	80,4	80,3	80,3	80,7	80,7	80,5	0,183	80,7	80,4	80,4	80,6	80,9	80,9	80,6	0,226		
Ls1026	80,4	80,4	80,3	80,4	80,4	80,6	80,4	0,098	80,4	80,5	80,5	80,4	80,6	80,9	80,6	0,187		

Aço	Diâmetro do Corpo do Tubo [mm]								Média	Desvio Padrão (σ)	Diâmetro da Ponta Forjada [mm]							Média	Desvio Padrão (σ)
Ls10CR-T2	73,1	73	73,2	73,1	73,2	73,2	73,1	0,082	73,4	73,3	73,3	73,4	73,3	73,3	73,3	0,052			
Ls1026	73	73	73,2	73	73	73,2	73,1	0,103	73,2	73,2	73,2	73,4	73,4	73,1	73,3	0,122			

Fonte: Autoria própria

Pode-se observar que não houve variação acentuada no dimensional dos tubos em relação à composição química dos aços. Os processos de formação e soldagem HIFW (*High frequency*

Induction Welding) de tubos, e de forjamento de pontas (*Upsetter*) são processos que não apresentam alta variabilidade de diâmetro externo quando controlados adequadamente.

Pode-se observar também um pequeno aumento de diâmetro não significativo após tratamento térmico.

4.8 RESULTADOS DE ENSAIO DE DUREZA DE TÊMPERA [HRC]

A norma API5CT especifica para o grau L80 ensaio de dureza após têmpera em amostras de corpo e ponta, em que há exigência de quantidade mínima de 50% martensita após têmpera, relacionando esta quantidade mínima de 50% martensita com a dureza mínima [HRC] em relação a porcentagem de carbono através da fórmula a seguir.

$$\text{HRCmin} = 52 \times (\% \text{ carbono}) + 21$$

A dureza mínima que representa 50% de martensita para o aço Ls10Cr-T2 com 0.22% de carbono é 32,4 HRC e para o aço Ls1026 com 0,25%C é 34,0HRC.

Para outros graus como C90 e T95 a norma exige 90% de martensita através da fórmula a seguir:

$$\text{HRCmin} = 58 \times (\% \text{ carbono}) + 27$$

Para o aço Ls10Cr-T2 com 0.22% de carbono, 90% de martensita representa 39,8 HRC e para o aço Ls1026 representa 41,5 HRC.

Para o grau C110 a norma exige 95% de martensita a partir da formula abaixo

$$\text{HRCmin} = 59 \times (\% \text{ carbono}) + 29$$

Para o aço Ls10Cr-T2 com 0.22% de carbono, 95% de martensita representa 42,0 HRC e para o aço Ls1026 representa 43,7 HRC.

A Tabela 10 e a figura 78 apresentam os resultados de dureza de têmpera em HRC.

Tabela 10 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico

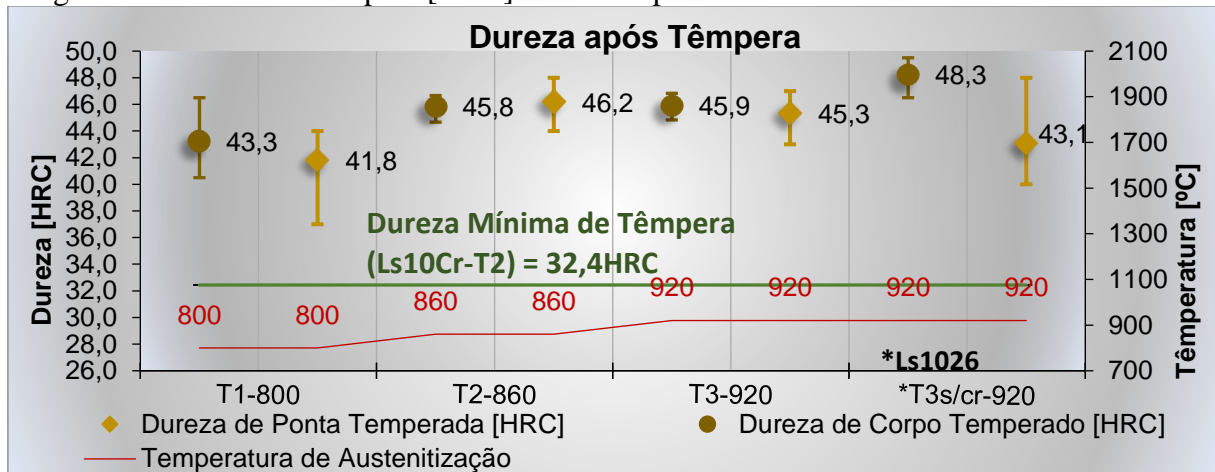
Parâmetro	Aço	Quadrante	CORPO				PONTA													
			Amostra	Centro			Média	Amostra	Externo			Centro			Interno			Média		
				1	2	3			1	2	3	4	5	6	7	8	9	Ext.	Cent.	Int.
T₁₋₈₀₀	LS10CR T2	1	T1C800	42	43	43	42,7	T1P800	44	44	44	43	43	43	42	41	41	44	43	41,3
		2		44	43	44	43,7		43	42	44	41	42	41	38	37	38	43	41,3	37,7
		3		46	46	45	45,7		44	44	43	42	42	42	37	38	37	43,7	42	37,3
		4		41	42	40	41		44	44	44	44	43	43	42	41	41	44	43,3	41,3
T₂₋₈₆₀	LS10CR T2	1	T2C860	47	46	46	46,3	T2P860	48	47	47	47	47	47	45	45	45	47,3	47	45
		2		46	46	46	46		48	47	47	46	45	46	44	44	45	47,3	45,7	44,3
		3		46	46	45	45,7		47	47	47	46	47	46	46	46	46	47	46,3	46
		4		46	45	45	45,3		46	47	47	46	45	46	46	46	46	46,7	45,7	46
T₃₋₉₂₀	LS10CR T2	1	T3C920	47	46	46	46,3	T3P920	46	47	47	44	46	46	45	45	44	46,7	45,3	44,6
		2		46	46	46	46		46	47	46	44	44	45	44	45	44	46,3	44,7	44,3
		3		46	46	45	45,7		46	47	47	45	45	45	45	45	45	46,7	45	45
		4		46	45	46	45,7		46	46	46	45	46	45	45	43	44	46	45,3	44
T_{3s/cr-920}	LS1026B	1	T3S/cr920	48	49	50	49	T3S/crP920	40	42	44	40	41	46	41	40	43	42	42,3	41,3
		2		49	48	48	48,3		40	41	46	40	41	44	40	40	47	42,3	41,3	42,3
		3		47	48	47	47,3		41	46	48	41	46	48	41	46	48	45	45	45
		4		48	48	49	48,3		42	41	48	42	41	48	42	40	46	43,7	43,7	42,7

DUREZA MENOR OU IGUAL À 40HRC

DUREZA MAIOR OU IGUAL À 48HRC

Fonte: Autoria própria

Figura 78 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico



Fonte: Autoria própria

Observando o resultado de dureza de têmpera, podemos dizer que a amostra de corpo T₁C₈₀₀ (Ls10Cr-T2), austenitizada à 800° C, obteve média de 43,25HRC acima de 95% de martensita (42HRC), bem acima da quantidade mínima de 50% de martensita exigida pela

norma. Podemos observar que apenas um ponto (no quarto quadrante) atingiu menos de 95% de martensita, obtendo 90% de martensita (39,8HRC) com 40HRC.

Com relação a amostra de ponta T₁P₈₀₀ com espessura maior, podemos observar uma região interna no 3°. e 4°. quadrante com media próximo à 37HRC, abaixo de 90% de martensita (39,8HRC), mas acima dos 50% de martensita (32,4HRC) exigidos pela norma API5CT. Esta variação pode ter ocorrido provavelmente devido ao processamento abaixo da temperatura A3 de 828°C considerado pelo software stecal. Lembrando ainda que na simulação realizada no software stecal, foi considerado tempo de 0,1h ou 360s e que no processo real, o tempo de aquecimento indutivo é 49,01s (conforme “item 3.2”); ou seja a temperatura do limite A3 pode ser maior ainda, o que reforça a afirmação que a temperatura de austenitização de 800°C pode ter sido baixa.

As demais amostras do material Ls10Cr-T2, T₂C₈₆₀ (corpo) e T₂P₈₆₀ (ponta), austenitizada à 860°C; e T₃C₉₂₀ (corpo) e T₃P₉₂₀ (ponta), austenitizada à 920°C, obtiveram resultados acima de 95% de martensita com médias de corpo acima 45HRC e de ponta acima de 44HRC.

Com relação a amostra de material Ls1026, T_{3s/cr}C₉₂₀ (corpo), austenitizada à 920°C, podemos observar que o corpo atingiu 95% de martensita com resultados acima 47HRC. Já na ponta T_{3s/cr}P₉₂₀ pode-se observar pequena variação nos quadrantes 1, 2 e 4 com resultados abaixo de 95% de martensita (43,7HRC), o 3° quadrante obteve resultados acima de 95% de martensita.

Podemos também ressaltar que a média de dureza de corpo no material LS1026 (48-49HRC) foi maior que a média de dureza no material LS10Cr-T2, mesmo nas amostras que obtiveram valores acima de 95% de martensita (45-46HRC). Este resultado se deve provavelmente a maior quantidade de carbono presente no aço LS1026 0,25%C em relação a amostra de LS10Cr-T2 (0.22%C); entretanto no resultado de têmpera de ponta nas mesmas amostra consideradas, a média de dureza do material LS1026 ficou entre 41 a 45HRC e a média de dureza do material LS10Cr-T2 ficou entre 44 a 46HRC; este resultado pode estar relacionado à presença de boro no material LS10Cr-T2 que facilita a temperabilidade, principalmente na região interna da ponta onde o resfriamento é um pouco mais crítico em relação a corpo devido a maior espessura da ponta em relação ao corpo; uma vez que o resfriamento durante têmpera é realizado no sentido da região externa para a região interna, sendo a região interna a última a ser resfriada.

4.9 RESULTADOS DE ENSAIO DE DUREZA DE REVENIMENTO [HRC]

A Tabela 11 e a Figura 79 apresentam os resultados de dureza após revenimento em HRC para todos os parâmetros de tratamento térmicos estudados.

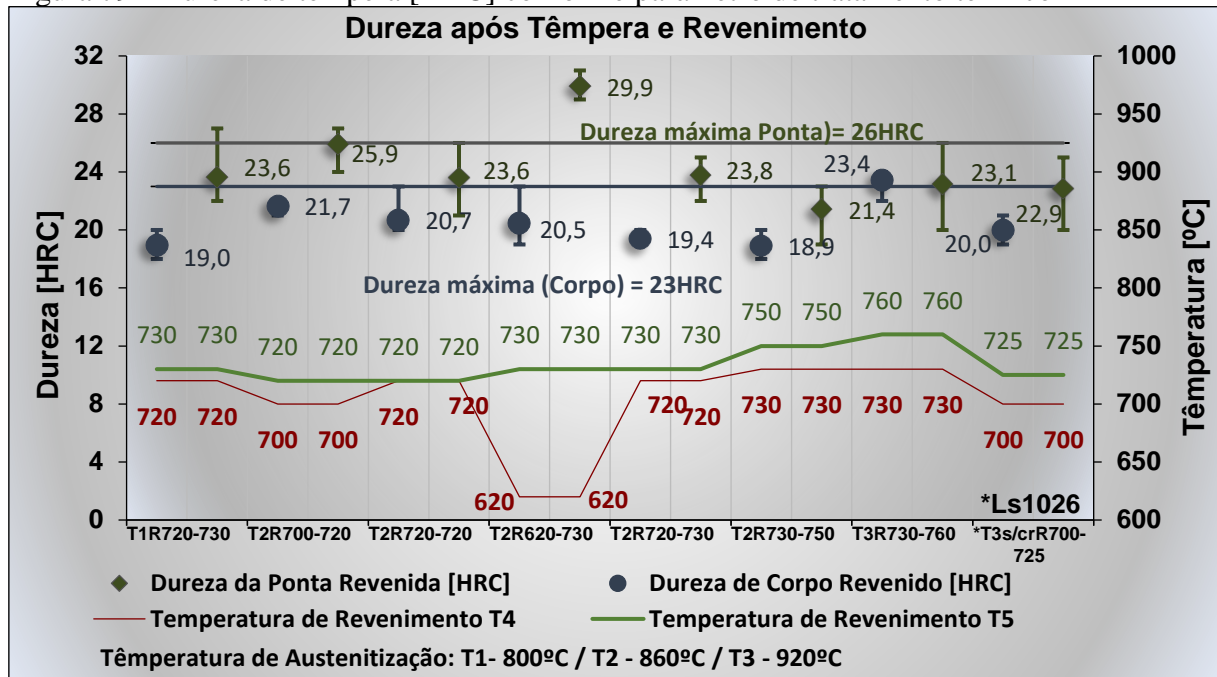
Tabela 11 - Dureza de revenimento [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico

Parâmetro	Aço	Austenitização [°C]	Revenimento T4 [°C]	Revenimento T5 [°C]	Quadrante	CORPO				PONTA														
						Amostra	Centro			Amostra	Externo			Centro			Interno			Média				
							1	2	3		Média	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Externo	Centro	Interno	
T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	800	720	730	1	T ₁ RC ₇₂₀₋₇₃₀	19	20	19	19,3	T ₁ RP ₇₂₀₋₇₃₀	24	24	25	24	25	25	24	24	23	24,3	24,7	23,7	
							2	19	19	19		19,0	25	25	25	25	27	25	24	24	23	25,0	25,7	23,7
							3	20	19	19		19,3	24	22	22	23	22	23	25	23	23	22,7	22,7	23,7
							4	19	18	18		18,3	22	22	22	23	24	24	22	22	22	22,0	23,7	22,0
T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀	LS10CR T2	860	700	720	1	T ₂ RC ₇₀₀₋₇₂₀	22	22	22	22,0	T ₂ RP ₇₀₀₋₇₂₀	24	24	24	26	26	26	26	25	25	24,0	26,0	25,3	
							2	22	22	22		22,0	26	25	25	27	27	27	27	26	27	25,3	27,0	26,7
							3	22	21	21		21,3	26	26	26	27	27	26	26	27	27	26,0	26,7	26,7
							4	21	21	22		21,3	26	26	25	26	26	26	25	26	25	25,7	26,0	25,3
T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀	LS10CR T2	860	720	720	1	T ₂ RC ₇₂₀₋₇₂₀	21	23	21	21,7	T ₂ RP ₇₂₀₋₇₂₀	23	24	24	25	25	24	24	24	23	23,7	24,7	23,7	
							2	21	20	20		20,3	23	21	21	24	25	24	22	22	22	21,7	24,3	22,0
							3	20	20	20		20,0	24	24	23	25	24	25	23	23	23	23,7	24,7	23,0
							4	21	20	21		20,7	23	24	24	24	26	24	24	24	23	23,7	24,7	23,7
T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	860	620	730	1	T ₂ RC ₆₂₀₋₇₃₀	19	22	23	21,3	T ₂ RP ₆₂₀₋₇₃₀	30	30	30	30	30	29	30	30	29	30,0	29,7	29,7	
							2	21	21	20		20,7	30	29	30	30	30	30	30	29	30	29,7	30,0	29,7
							3	20	21	21		20,7	30	30	30	31	30	29	31	31	31	30,0	30,0	31,0
							4	19	20	19		19,3	30	30	30	29	29	29	30	30	30	30,0	29,0	30,0
T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	860	720	730	1	T ₂ RC ₇₂₀₋₇₃₀	20	20	20	20,0	T ₂ RP ₇₂₀₋₇₃₀	24	24	25	25	25	25	23	23	25	24,3	25,0	23,7	
							2	19	19	19		19,0	22	23	23	24	24	24	23	23	24	22,7	24,0	23,3
							3	20	19	19		19,3	23	25	23	24	25	23	23	23	24	23,7	24,0	23,3
							4	19	20	19		19,3	23	23	23	25	25	24	22	24	24	23,0	24,7	23,3
T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀	LS10CR T2	860	730	750	1	T ₂ RC ₇₃₀₋₇₅₀	19	20	19	19,3	T ₂ RP ₇₃₀₋₇₅₀	21	20	21	20	21	20	23	22	22	20,7	20,3	22,3	
							2	19	19	19		19,0	21	22	21	19	20	19	21	22	20	21,3	19,3	21,0
							3	18	19	19		18,7	21	23	23	22	23	22	23	23	22	22,3	22,3	22,7
							4	19	19	18		18,7	21	21	21	21	21	21	23	23	22	21,0	21,0	22,7
T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀	LS10CRT2	920	730	760	1	T ₃ RC ₇₃₀₋₇₆₀	22	24	24	23,3	T ₃ RP ₇₃₀₋₇₆₀	21	22	22	24	24	25	23	23	22	21,7	24,3	22,7	
							2	24	23	24		23,7	22	21	22	24	25	25	23	24	23	21,7	24,7	23,3
							3	23	23	23		23,0	23	25	24	24	25	24	21	22	20	24,0	24,3	21,0
							4	23	24	24		23,7	25	24	26	23	25	24	21	21	21	25,0	24,0	21,0
T _{3s/cr} R ₇₀₀₋₇₂₅	LS1026B	920	710	725	1	T _{3s/cr} RC ₇₀₀₋₇₂₅	20	21	20	20,3	T _{3s/cr} RP ₇₀₀₋₇₂₅	22	21	21	22	22	20	21	22	21	22,0	21,0	21,0	
							2	21	21	20		20,7	24	22	24	22	23	24	23	24	23	23,0	23,0	23,0
							3	19	20	19		19,3	23	21	23	23	23	24	24	24	23	24,0	22,0	23,0
							4	19	20	20		19,7	24	23	24	24	24	24	23	23	25	24	24,0	24,0

DUREZA ACIMA DO ESPECIFICADO

Fonte: Autoria própria

Figura 79 - Dureza de têmpera [HRC] conforme parâmetro de tratamento térmico



Fonte: Autoria própria

Com relação a dureza de revenido, para o grau L80-1 a norma API 5CT admite dureza máxima após revenimento de 23HRC que deve ser medido em uma amostra próximo ao corpo de prova de tração. Com relação a dureza máxima para resistência à corrosão SSC, a norma API5CT faz referência a norma ANSI-NACE MR0175/ISO 15156-2 que admite para ligas de carbono e aços de baixa liga dureza máxima de 22HRC; e para tubos e componentes tubulares de baixa liga com Cr e Mo (como AISI 41XX com 0.18 – 0.64%C, 0.4% – 1.1%Cr, 0.08 – 0.35%Mo; e similares) dureza máxima de 26HRC.

Foram feitos ensaios em todas as amostras de corpo e ponta para cada parâmetro estabelecido. A partir dos resultados, pode se observar que a amostra T₃RC₇₃₀₋₇₆₀ (corpo) apresentou o resultado mais alto de dureza (23-24HRC) em relação as demais amostras de corpo com dureza entre 18-21HRC. É importante ressaltar que o parâmetro T₃R₇₃₀₋₇₆₀ tem a temperatura mais alta de revenimento (760°C) o que deveria resultar em valores mais baixos de dureza. Este resultado provavelmente se deve a têmpera com temperatura elevada de 920°C na austenitização com valores de dureza de têmpera entre 45-47HRC mais altos que o parâmetro T₁R₇₂₀₋₇₃₀ austenitizado à 800°C com valores de dureza de têmpera entre 40-46HRC.

O parâmetro T₂R₇₃₀₋₇₅₀ austenitizado à 860°C obteve valores de têmpera similares a T₃RC₇₃₀₋₇₆₀ austenitizada à 920°C, porém na análise de metalografia com nital 2% pode-se observar que a amostra de têmpera T₂C₈₆₀ apresenta uma estrutura característica de martensita com grão maiores e mais aciculares que a amostra T₃C₉₂₀; o que leva a crer que devido a têmpera

severa, não foi possível reduzir a dureza após revenido para 23HRC especificado pela norma principalmente pela presença de cromo e molibdênio que levam ao endurecimento secundário durante revenimento. O que também pode ser observado no resultado de tração em que o limite de escoamento com média de 699MPa ficou acima do máximo especificado de 655MPa.

As demais amostras de corpo $T_1RC_{720-730}$, $T_2RC_{700-720}$, $T_2RC_{720-720}$, $T_2RC_{620-730}$, $T_3RC_{720-730}$, $T_2RC_{730-750}$ foram aprovadas em seus resultados de dureza máxima especificado pela norma API 5CT.

Com relação aos resultados de amostras de ponta, podemos observar que a amostra $T_2RC_{620-730}$ revenida à temperatura de 620°C na pacer D medida pelo pirômetro 4 e 730°C na pacer E medida pelo pirômetro 5 obteve o maior valor de dureza após revenimento com valores entre 29 e 31HRC. Este resultado pode ser explicado observando os picos de temperatura na região da ponta durante revenimento que provavelmente podem ser explicados devido a frequência indutiva da pacer C e o maior acoplamento magnético entre a bobina indutora e a ponta em relação ao corpo devido a diâmetro externo maior da ponta.

Os picos de temperatura na pacer D, registrados no pirômetro 4 aumentam a temperatura na ponta entre 20 e 40°C em relação a temperatura do corpo. Todas os demais parâmetros têm diferença de no máximo 20°C entre a pacer D registrada no pirômetro 4 e a pacer E registrada no pirômetro 5. Isso faz com que a temperatura na pacer D na ponta possa ser mais alta do que a temperatura do corpo na pacer E. Como a ponta tem espessura maior que o corpo é mais difícil revenir a ponta do que o corpo devido a penetração, e a temperatura mais alta na ponta favorece o revenimento da ponta atenuando a dificuldade de revenimento na ponta. Entretanto as temperaturas durante revenimento do parâmetro $T_2RC_{620-730}$ é mais de 100°C menor na pacer D do que a pacer E, o que dificulta o revenimento da ponta.

4.10 RESULTADOS DE TRAÇÃO

Foi realizado ensaio de tração em amostra de corpo, uma vez que não há requisito específico para ensaios de tração e dureza de ponta, e também porque a espessura do corpo é mais representativa em relação ao tubo por ter um comprimento muito maior em relação à ponta. A Tabela 12 e a Figura 80 apresentam os resultados de tração de cada parâmetro de tratamento térmico.

A norma API5CT especifica para o grau L80 limite de escoamento ente 552MPa e 655MPa; e limite de resistência mínimo de 655MPa. A Figura 78 ilustra os resultados de tração e dureza de têmpera e revenimento; e seus limites conforma norma API5CT.

Tabela 12 – Resultados de tração conforme parâmetro de tratamento térmico

Parâmetro	Aço	Quadrante	Limite de escoamento [MPa]			Limite de Resistência [MPa]			Alongamento		
			Resultados	Média	Desvio Padrão (σ)	Resultados	Média	Desvio Padrão (σ)	Resultados	Média	Desvio Padrão (σ)
T ₁ R ₇₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	1	588			657			22		
		2	592	578,25	27,0	679	660,5	18,7	19	20,25	2,1
		3	595			670			18		
		4	538	636	22						
T ₂ R ₇₀₀₋₇₂₀	LS10CR T2	1	679	679	14,7	739	741	9,1	20	19,5	0,6
		2	699			754			19		
		3	664			733			19		
		4	674			738			20		
T ₂ R ₇₂₀₋₇₂₀	LS10CR T2	1	655	660	5,7	714	717,8	3,3	19	20	0,8
		2	657			717			20		
		3	660			718			20		
		4	668			722			21		
T ₂ R ₆₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	1	678	662	12,2	731	723	7,9	20	19,8	0,5
		2	651			714			20		
		3	654			719			20		
		4	665			728			19		
T ₂ R ₇₂₀₋₇₃₀	LS10CR T2	1	658	656,5	9,3	718	713,5	9,6	19	19,5	0,6
		2	649			700			20		
		3	669			722			19		
		4	650			714			20		
T ₂ R ₇₃₀₋₇₅₀	LS10CR T2	1	621	613,3	6,9	688	680,3	5,7	20	21,2	1,0
		2	609			677			22		
		3	606			675			22		
		4	617			681			21		
T ₃ R ₇₃₀₋₇₆₀	LS10CR T2	1	710	699,7	11,0	766	755	10,0	20	19	0,8
		2	706			758			18		
		3	685			742			19		
		4	698			754			19		
T _{3scr} R ₇₀₀₋₇₂₅	LS1026B	1	602	599	3,4	686	680	4,0	23	23,5	0,6
		2	598			677			24		
		3	602			678			23		
		4	595			680			24		

LEGENDA

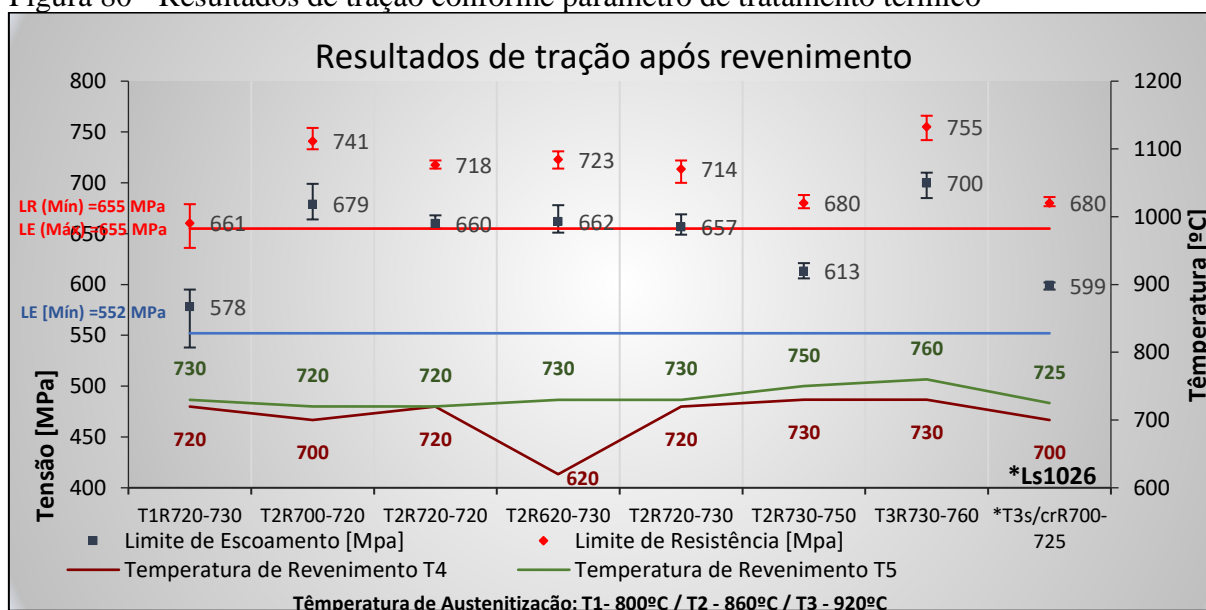
	ABAIXO DO ESPECIFICADO
	ACIMA DO ESPECIFICADO

Fonte: Autoria própria

Os parâmetros de tratamento térmico: T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀ e T₃R₇₃₀₋₇₆₀ do aço Ls10Cr-T2 foram reprovados devido limite máximo de escoamento acima do especificado. As temperaturas de revenimento entre 720° C e 730°C dos parâmetros T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀ não foram suficientes para abaixar o escoamento. Pode-se observar que o aço Ls1026 tratado termicamente conforme parâmetro T_{3s/cr}R₇₀₀₋₇₂₅ com temperatura de austenitização de 920°C e temperatura de revenimento de 725°C obteve resultados aprovados de escoamento e resistência.

É importante notar que a temperatura de revenimento no aço Ls1026 foi mais baixa que a temperatura de revenimento dos parâmetros no aço Ls10Cr-T2 reprovados por escoamento acima do máximo especificado pela norma. Ou seja, o aço Ls1026 teve uma capacidade melhor de abaixar o escoamento durante revenimento. Isto provavelmente ocorreu devido ao menor efeito de endurecimento secundário do aço Ls1026 em relação ao aço Ls10Cr-T2 devido a elementos formadores de carbonetos durante revenimento como cromo e molibdênio.

Figura 80 - Resultados de tração conforme parâmetro de tratamento térmico



Fonte: Autoria própria

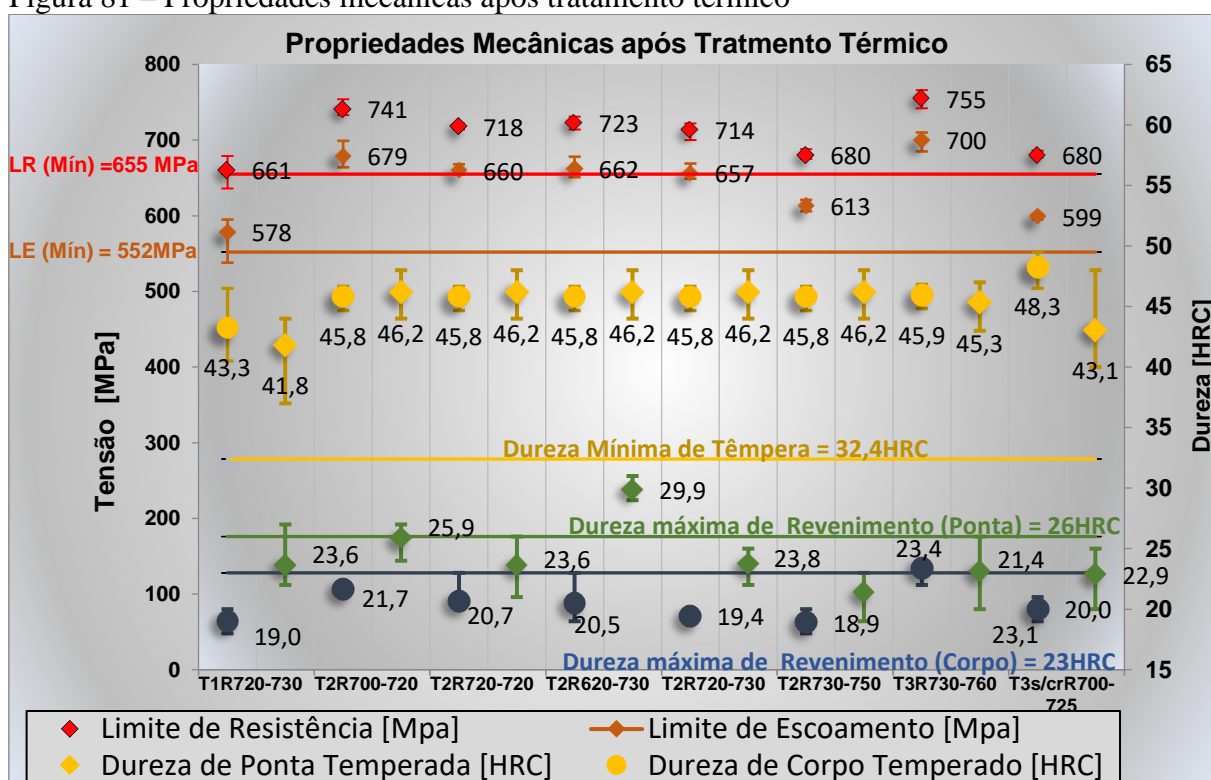
O parâmetro T₂R₇₃₀₋₇₅₀ com temperatura de austenitização de 860°C e temperatura de revenimento de 750° C, foi aprovada no ensaio de tração incluindo resultados de escoamento (média de 613MPa) e tração (média de 680MPa). Porém, o parâmetro T₃R₇₃₀₋₇₆₀ com temperatura mais alta de revenimento reprovou no escoamento com 700MPa. Isto provavelmente ocorreu devido a temperatura de austenitização do parâmetro T₃R₇₃₀₋₇₆₀ de 920°C. Os valores de dureza de têmpera do parâmetro T₃R₇₃₀₋₇₆₀ são similares ao parâmetro T₂R₇₅₀₋₇₆₀ entre 45 e 46,3 HRC, porém na análise de metalografia com nital 2% pode-se observar na amostra de têmpera T₃C₉₂₀ uma estrutura característica de martensita com grão maiores e mais aciculares do que a amostra

de têmpera T₂C₈₆₀; o que leva a crer que devido a têmpera severa e a temperatura alta de revenimento de 760 C da T₃R₇₃₀₋₇₆₀ não foi suficiente para abaixar o escoamento.

A T₁R₇₂₀₋₇₃₀ na média foi aprovada no limite de escoamento e resistência, porém o 4 quadrante foi reprovado no limite de escoamento (538MPa) e limite de resistência (636MPa). Os demais quadrantes foram aprovados, mas com valores próximos ao limite mínimo. Isto provavelmente ocorreu devido à baixa temperatura de austenitiza o (800 C). Na simula o pelo software stecal a temperatura mínima   828 C, porém existe varia o das temperaturas durante o processo e a taxa de aquecimento do processo indutivo é muito rápido o que pode deslocar a temperatura A3. Os resultados de microscopia do parâmetro T₁R₇₂₀₋₇₃₀ também mostraram prováveis pontos de ferrita nas amostras de têmpera.

A figura 81 ilustra as propriedades mecânicas após tratamento térmico em cada parâmetro processado

Figura 81 – Propriedades mecânicas após tratamento térmico

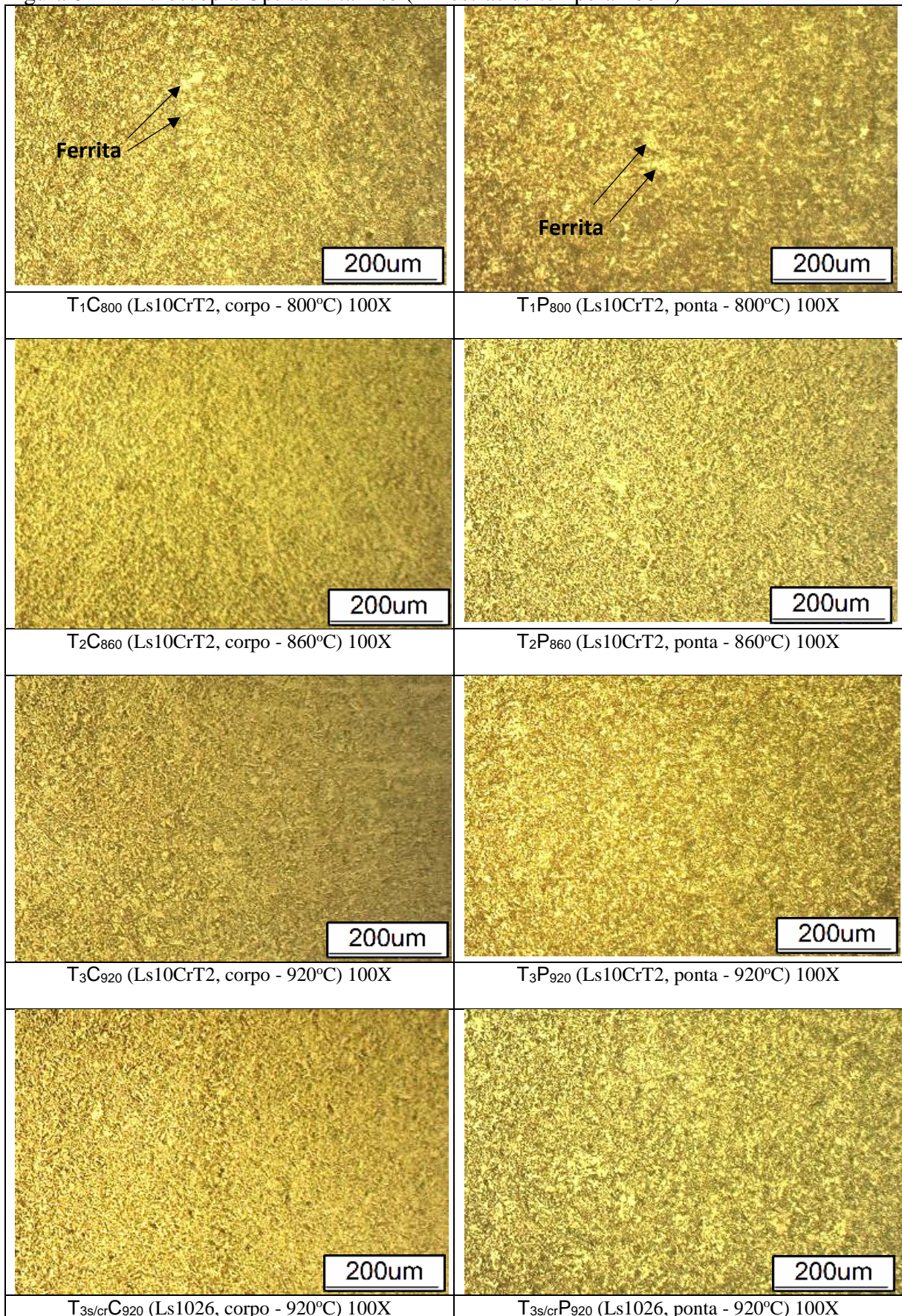


Fonte: Autoria própria

4.11 RESULTADOS DE MICROSCOPIA

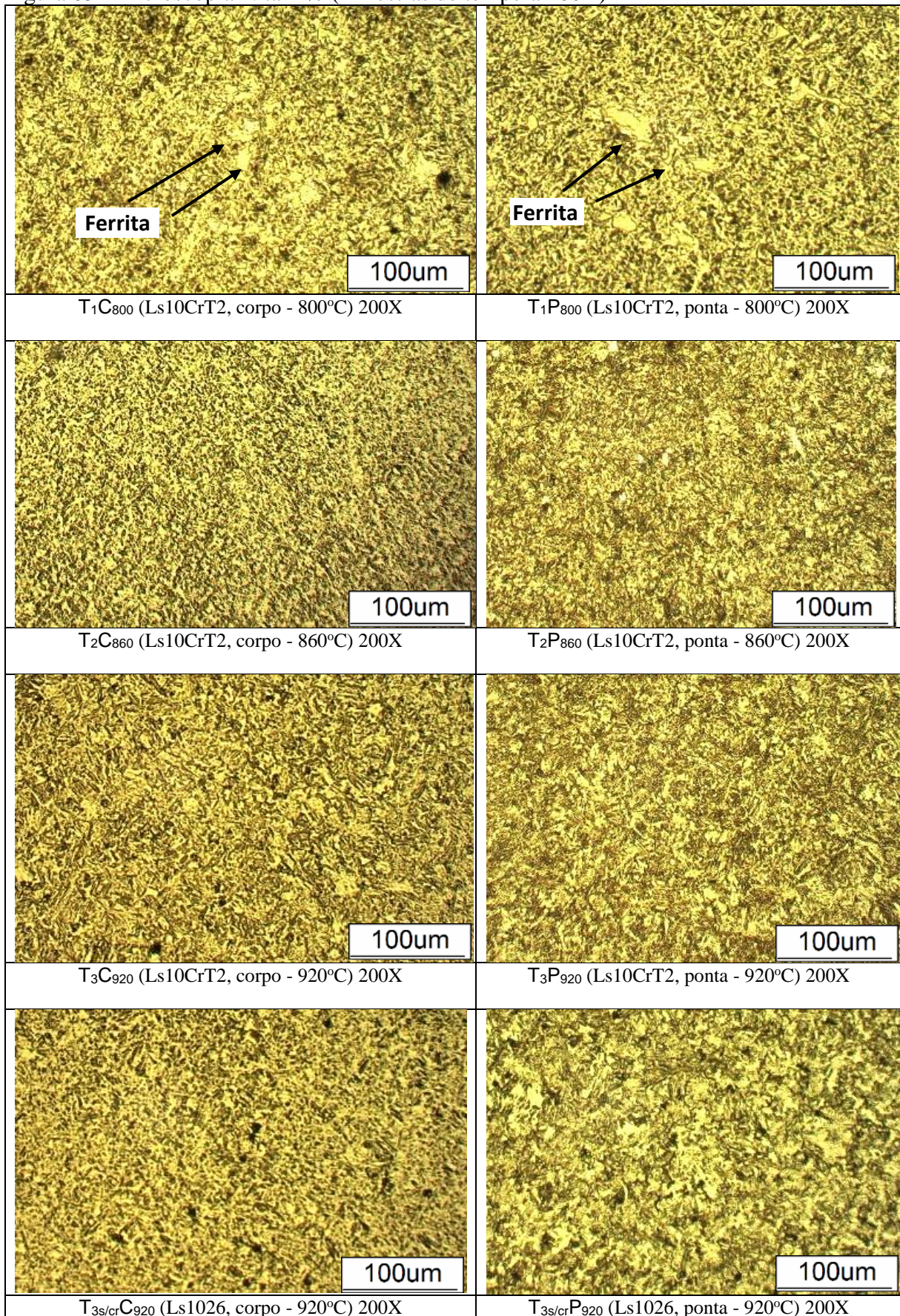
Para cada amostra de têmpera (corpo e ponta) foram realizados ataques com nital 2% e geradas imagens com aumento de 100X, 200X, 500X e 1000X, conforme figuras 82, 83, 84 e 85.

Figura 82 – Microscopia Óptica Nital 2% (Amostras de têmpera 100X)



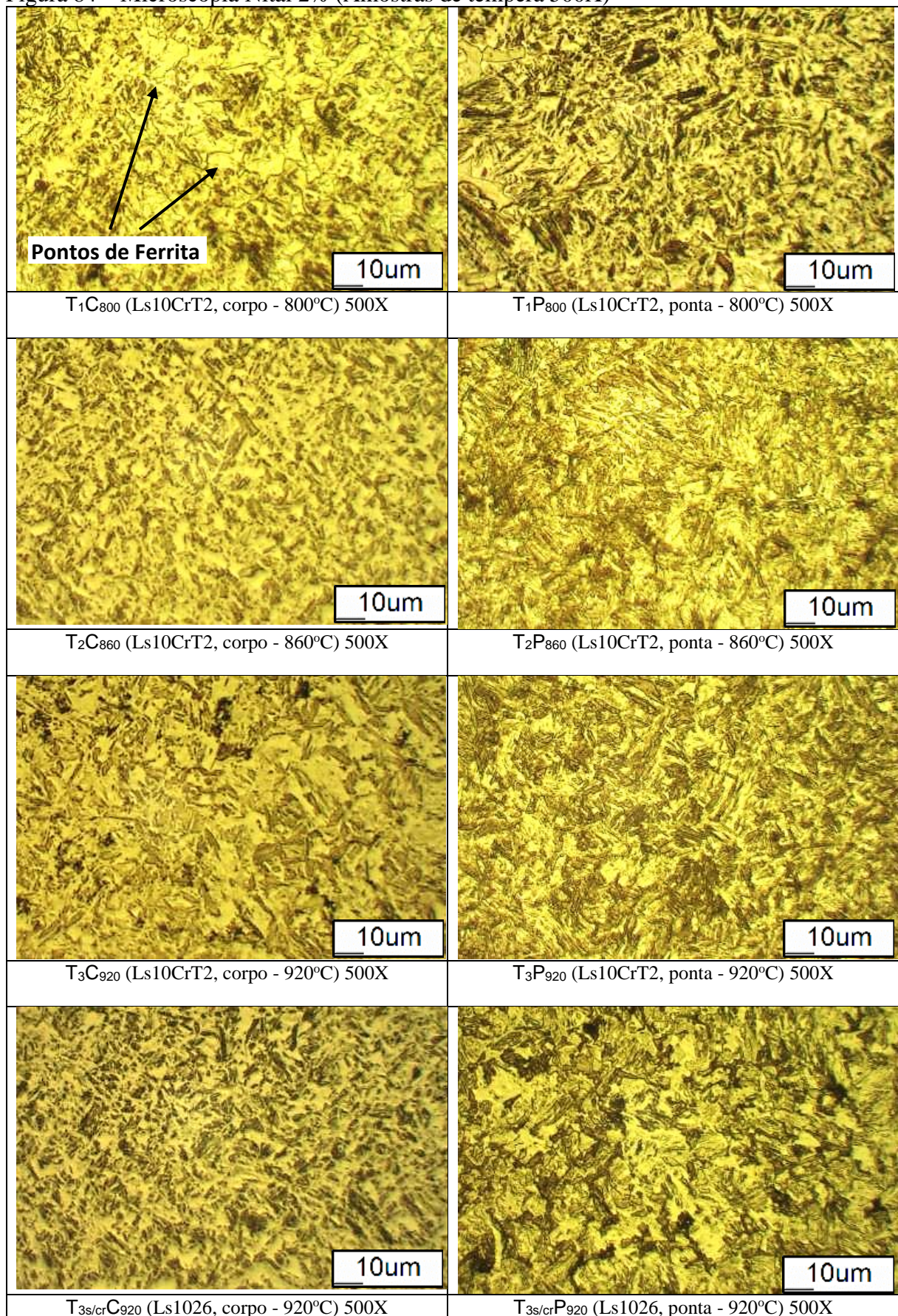
Fonte: Autoria própria

Figura 83 - Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 200X)



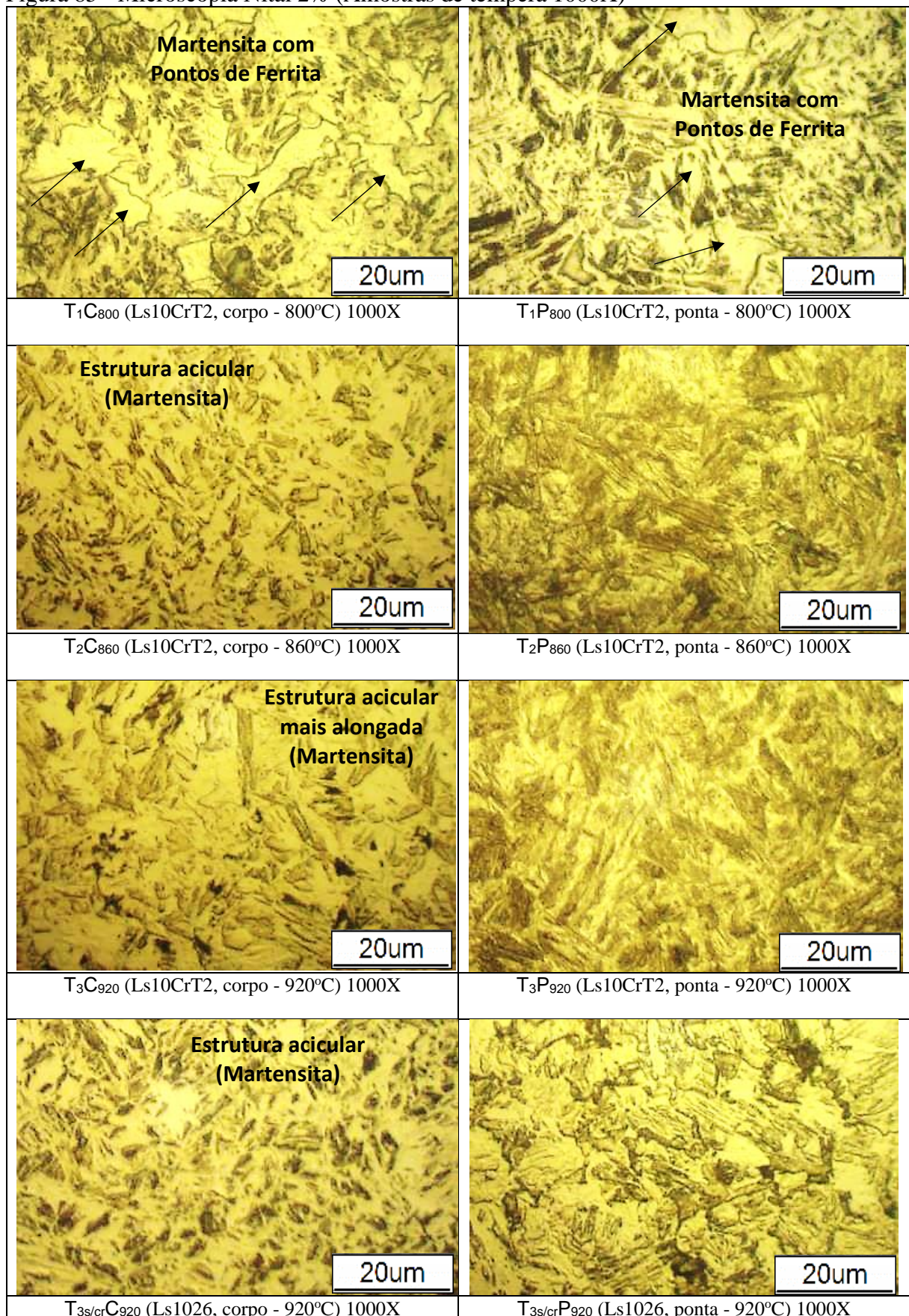
Fonte: Autoria própria

Figura 84 – Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 500X)



Fonte: Autoria própria

Figura 85 - Microscopia Nital 2% (Amostras de têmpera 1000X)



Fonte: Autoria própria

Pode-se observar nas imagens de todas as amostras de têmpera a presença de uma matriz martensítica com presença de estruturas como bainita e perlita nas tonalidades escuras e estruturas como ferrita e austenita retida nas cores claras.

Nas amostras com material Ls10Cr-T2 de têmpera, observa-se que as amostras T₁C₈₀₀ (corpo) e T₁P₈₀₀ (ponta) do parâmetro T₁₋₈₀₀ (austenitização à 800°C), apresentam regiões claras maiores que nas demais amostras. Isso ocorre provavelmente devido a regiões em que não houve austenitização completa pelo fato do processamento abaixo da temperatura A₃ de 828°C simulada no gráfico Stecal, no qual foram consideradas as variações de composição química, e também pelo fato do aquecimento ter sido realizado pelo processo indutivo que pode deslocar a temperatura A₃, embora os resultados de têmpera terem sido aprovados acima de 39,8HRC (50% de Martensita para 0.22%C) mesmo com média de dureza de 43,25 HRC (corpo) e 41,8HRC (ponta) abaixo das demais amostras de mesmo material LS10Cr-T2 com médias maiores de 45HRC.

A amostra T₂C₈₆₀ austenitizada à temperatura de 860°C apresenta estrutura martensítica levemente mais refinada que a amostra T₃C₉₂₀ austenitizada à 920°C em que as ripas aciculares, características às estruturas martensíticas, são mais alongadas.

A amostra T_{3s/cr}C₉₂₀ de material Ls1026 austenitizada à 920°C apresentou estrutura martensítica muito similar a amostra T₂C₈₆₀ apesar da diferença da temperatura de processamento e material. Deve-se lembrar que a temperatura crítica para o aço Ls1026 simulado pelo software stecal é 801°C, 24°C menor que a do aço Ls10Cr-T2, mas o aço Ls10Cr-T2 contém boro; o que provavelmente pode explicar esta similaridade de estrutura em temperaturas de austenitização diferentes para estes 02 aços.

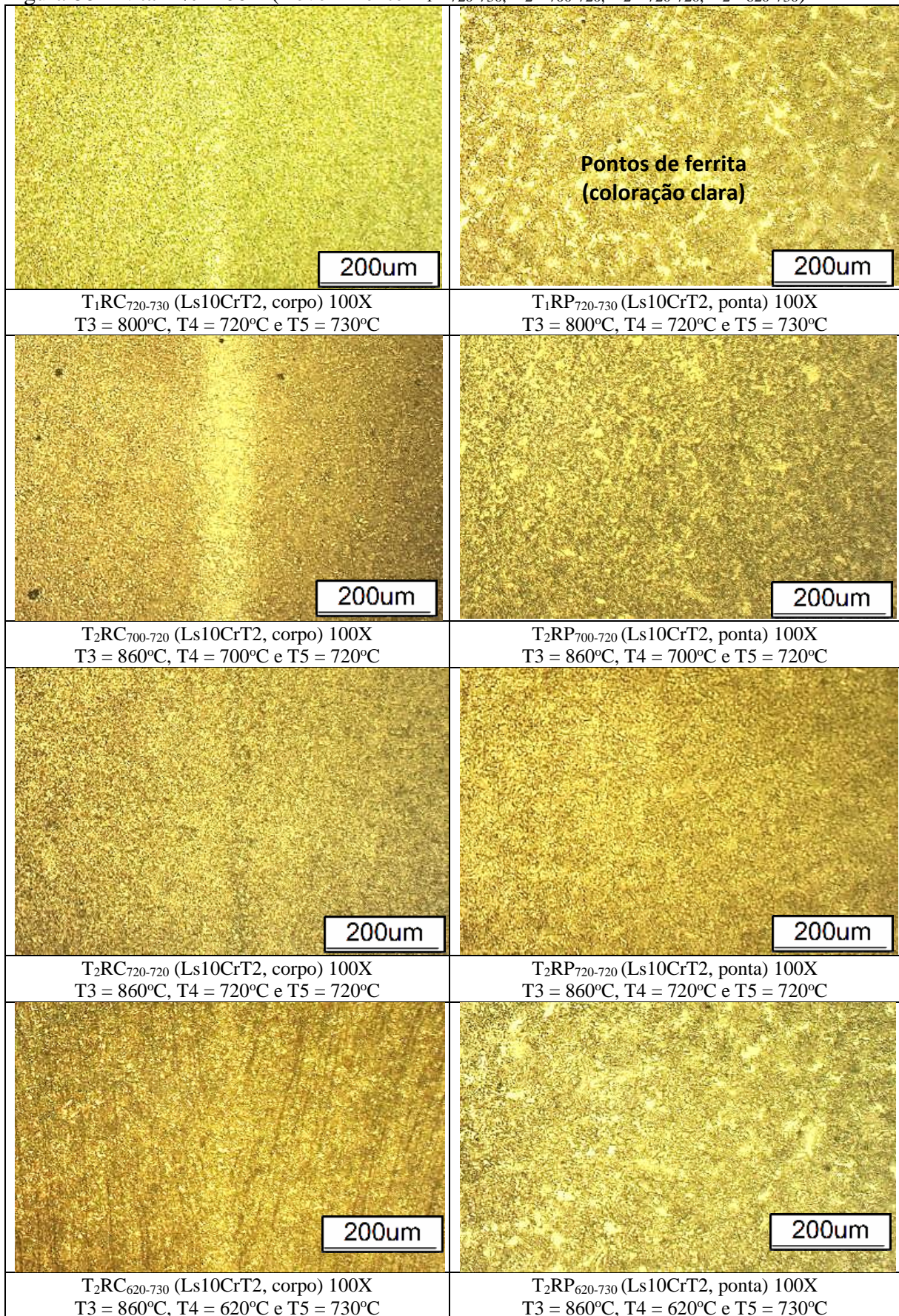
Para cada amostra de revenido (corpo e ponta) foram realizados ataques com nital 2% e geradas imagens com aumento de 100X, 200X, 500X e 1000X.

As Figuras 86, 88, 90 e 92 mostram as imagens de microscopia com aumentos de 100X, 200X, 500X e 1000X respectivamente, das amostras de revenimento dos parâmetros T₁R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀.

As Figuras 87, 89, 91 e 93 mostram as imagens de microscopia com aumentos de 100X, 200X, 500X e 1000X respectivamente, das amostras de revenimento dos parâmetros T₂R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₃₀₋₇₅₀, T₃R₇₃₀₋₇₆₀ e T_{3s/cr}R₇₁₀₋₇₂₅.

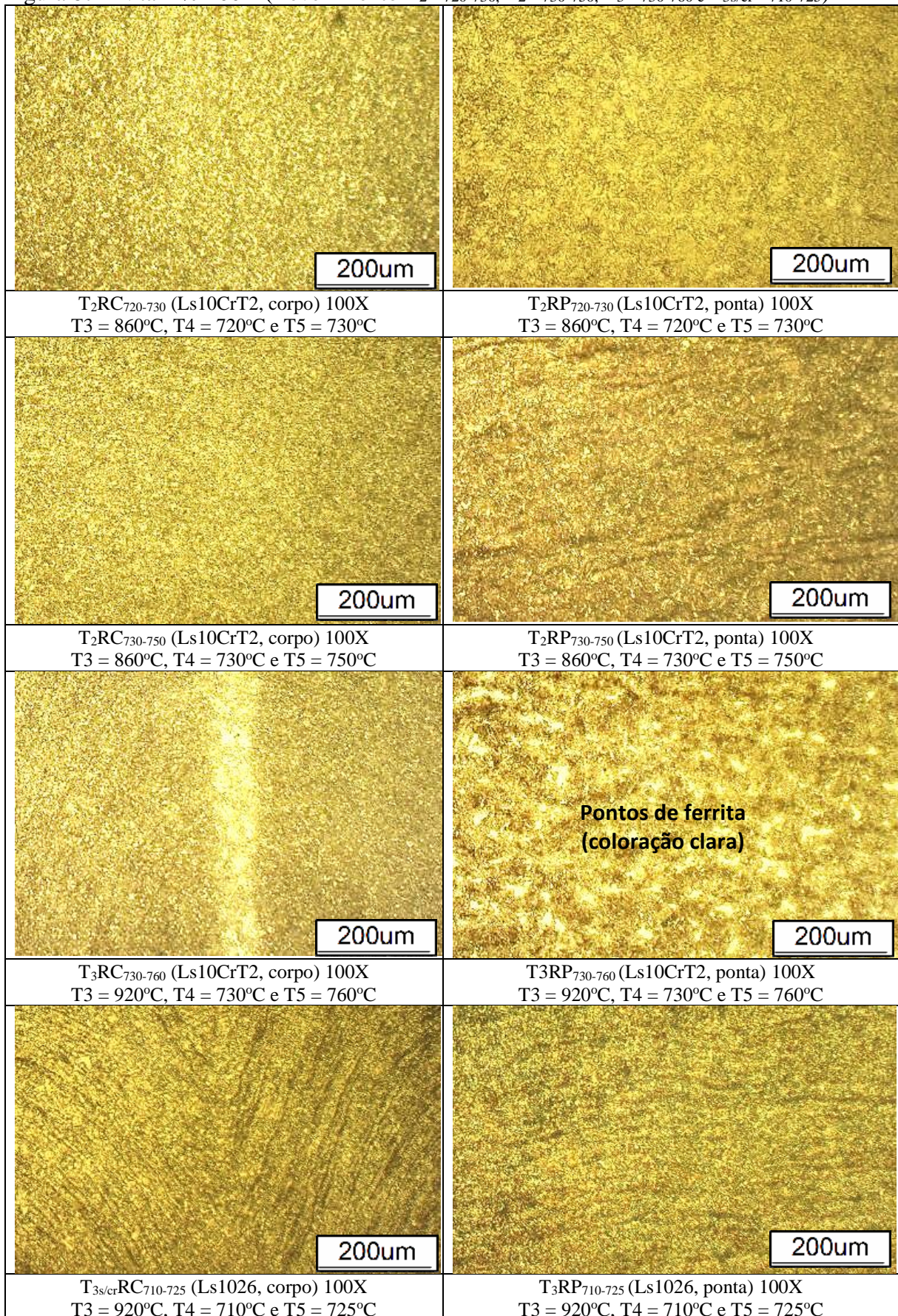
Nas imagens das amostras de revenimento, pode-se observar em todas as amostras, imagens com característica de estruturas martensíticas revenidas já esperadas pelo tipo de processamento.

Figura 86 - Nital 2% 100X (Revenimento T₁R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀)



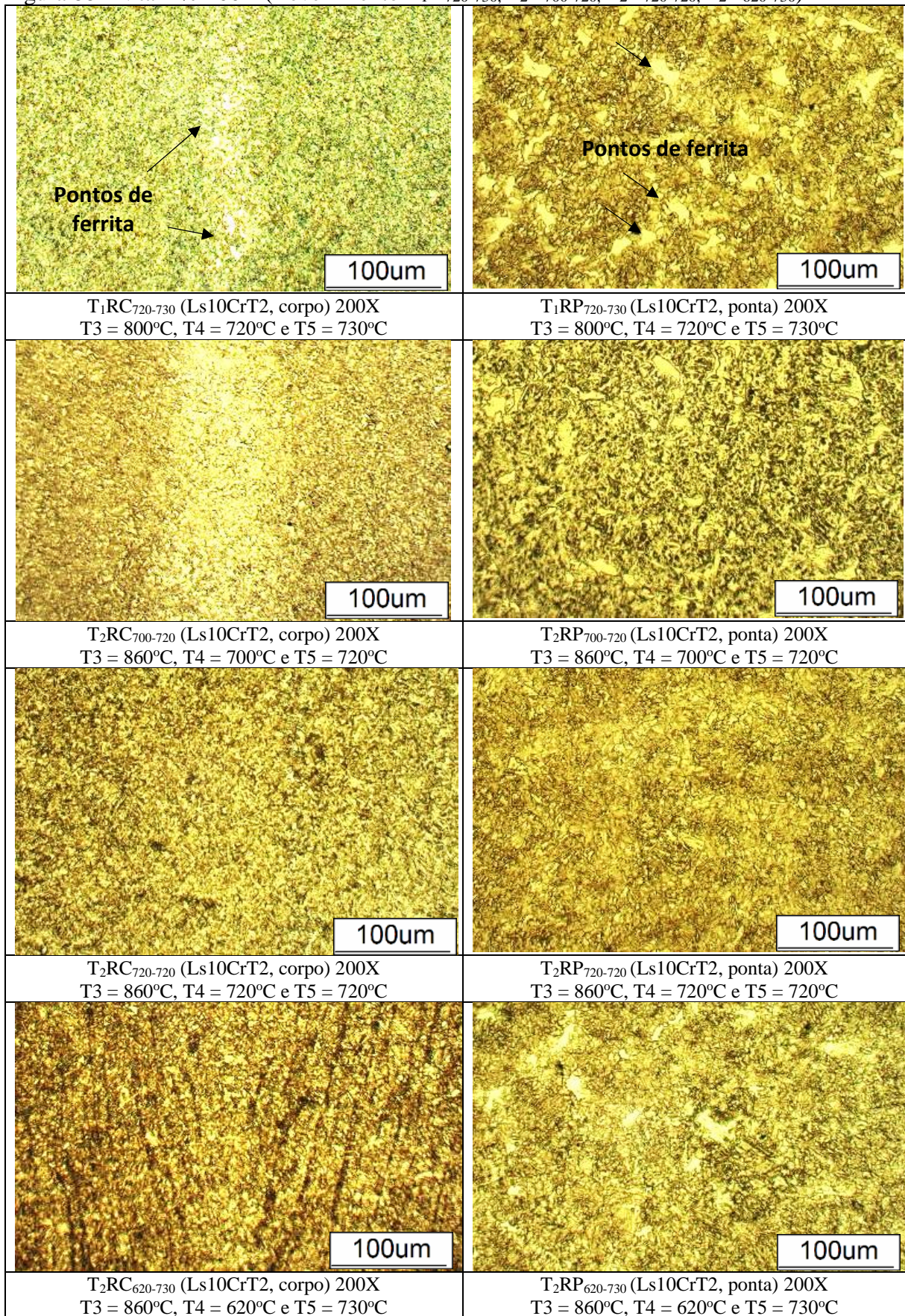
Fonte: Autoria própria

Figura 87 - Nital 2% 100X (Revenimento T₂R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₃₀₋₇₅₀, T₃R₇₃₀₋₇₆₀ e T_{3s/cr}R₇₁₀₋₇₂₅)



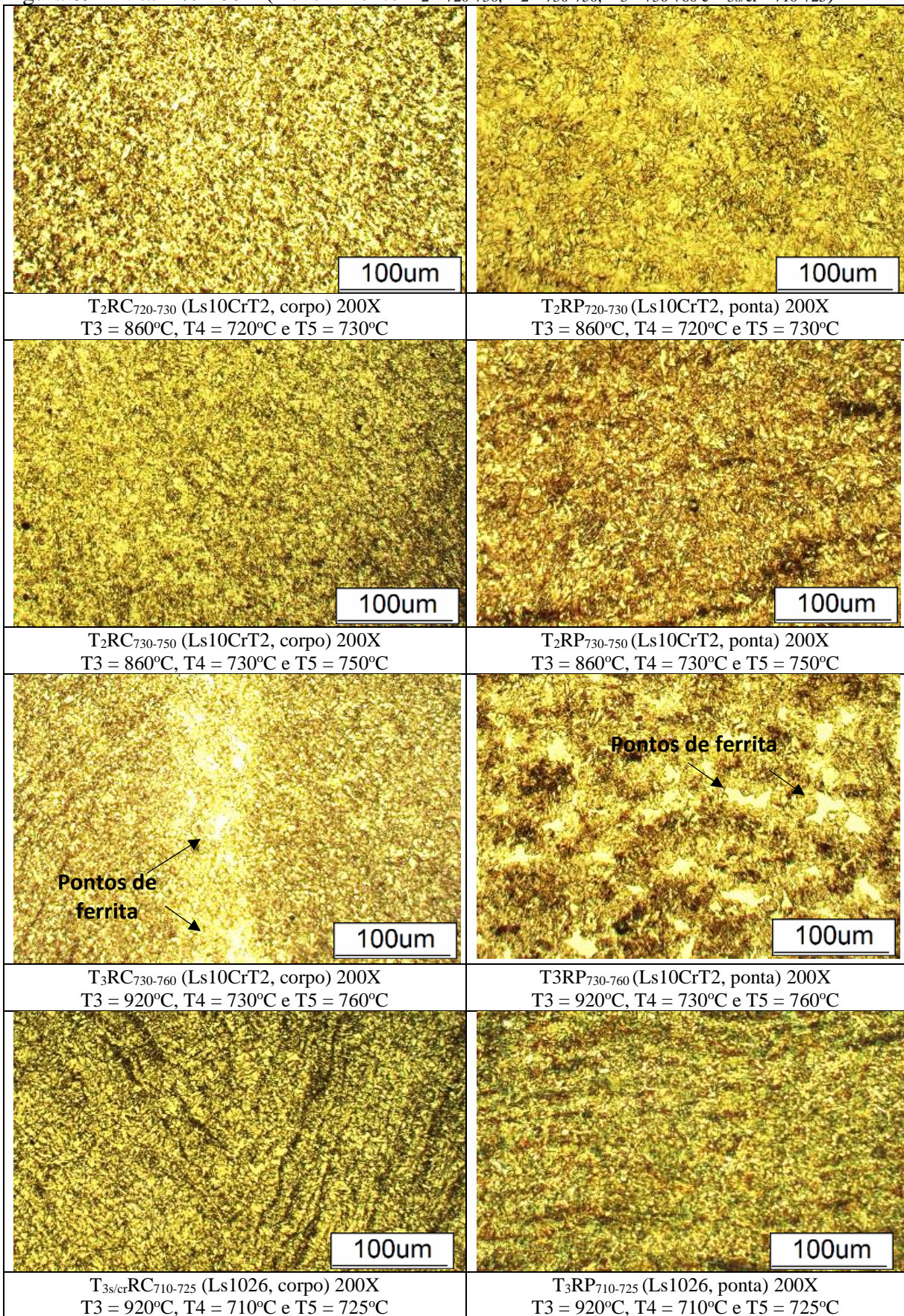
Fonte: Autoria própria

Figura 88 – Nital 2% 200X (Revenimento T₁R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀)



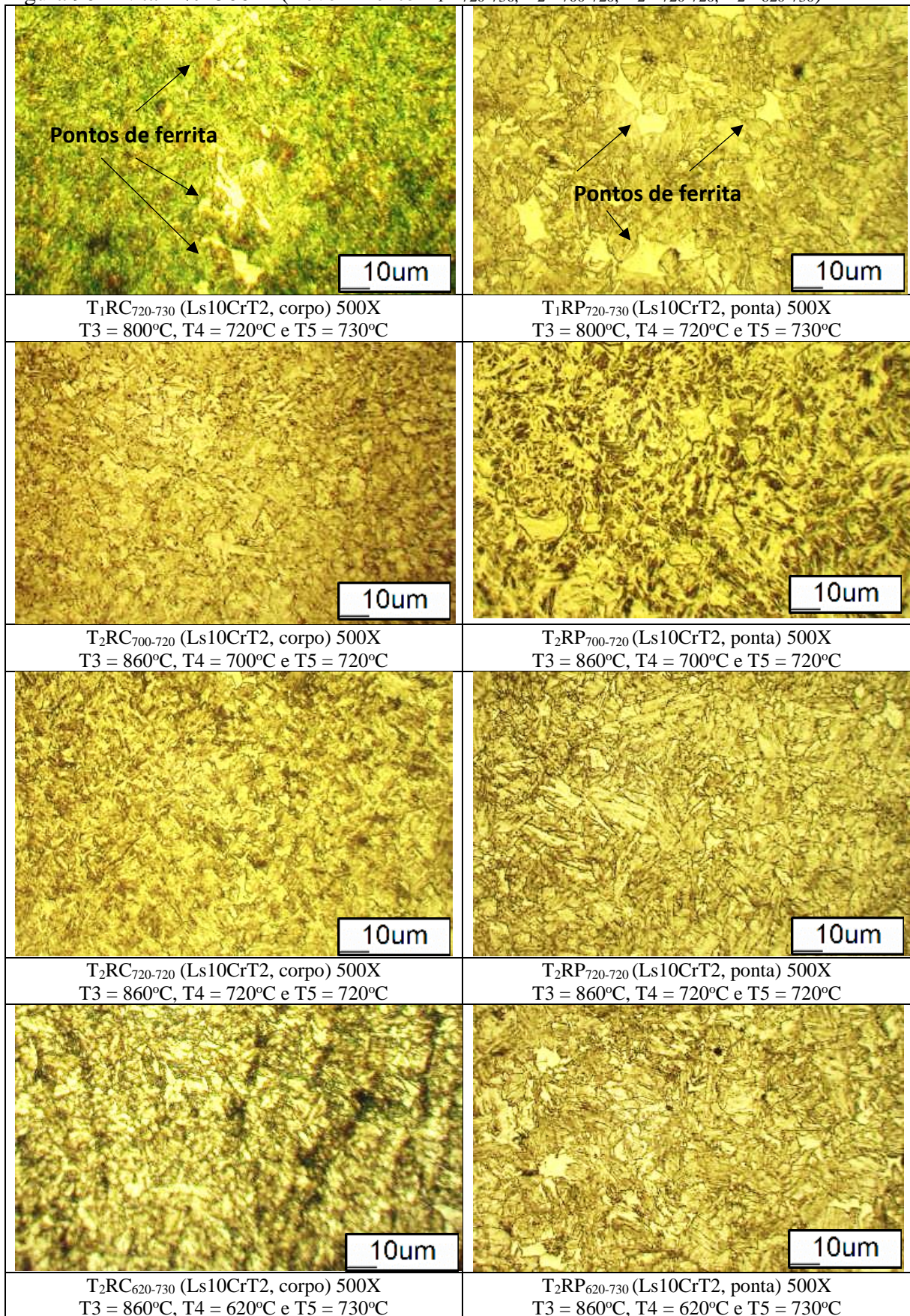
Fonte: Autoria própria

Figura 89 - Nital 2% 200X (Revenimento T₂R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₃₀₋₇₅₀, T₃R₇₃₀₋₇₆₀ e T_{3s/cr}R₇₁₀₋₇₂₅)



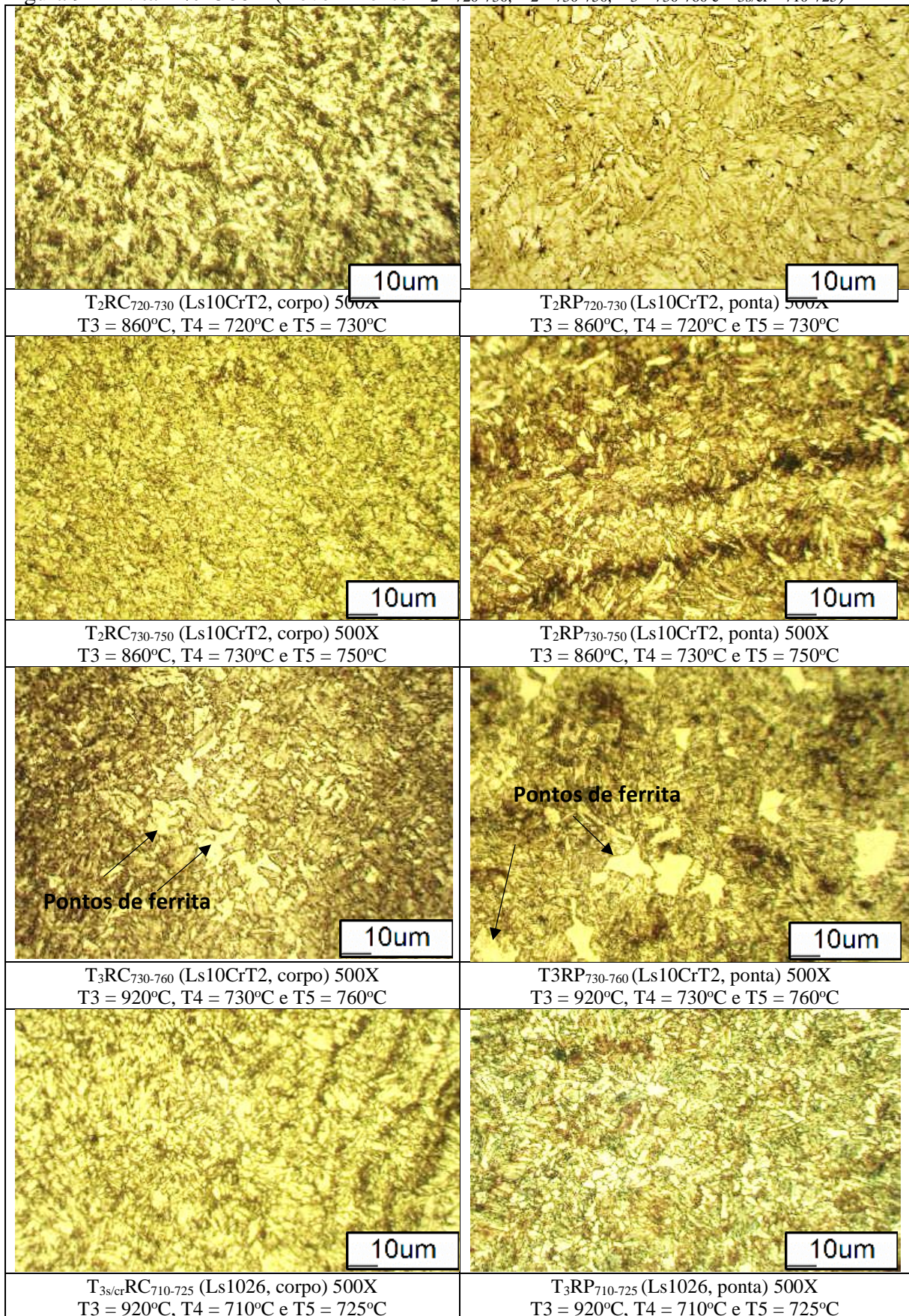
Fonte: Autoria própria

Figura 90 - Nital 2% 500X (Revenimento T₁R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀)



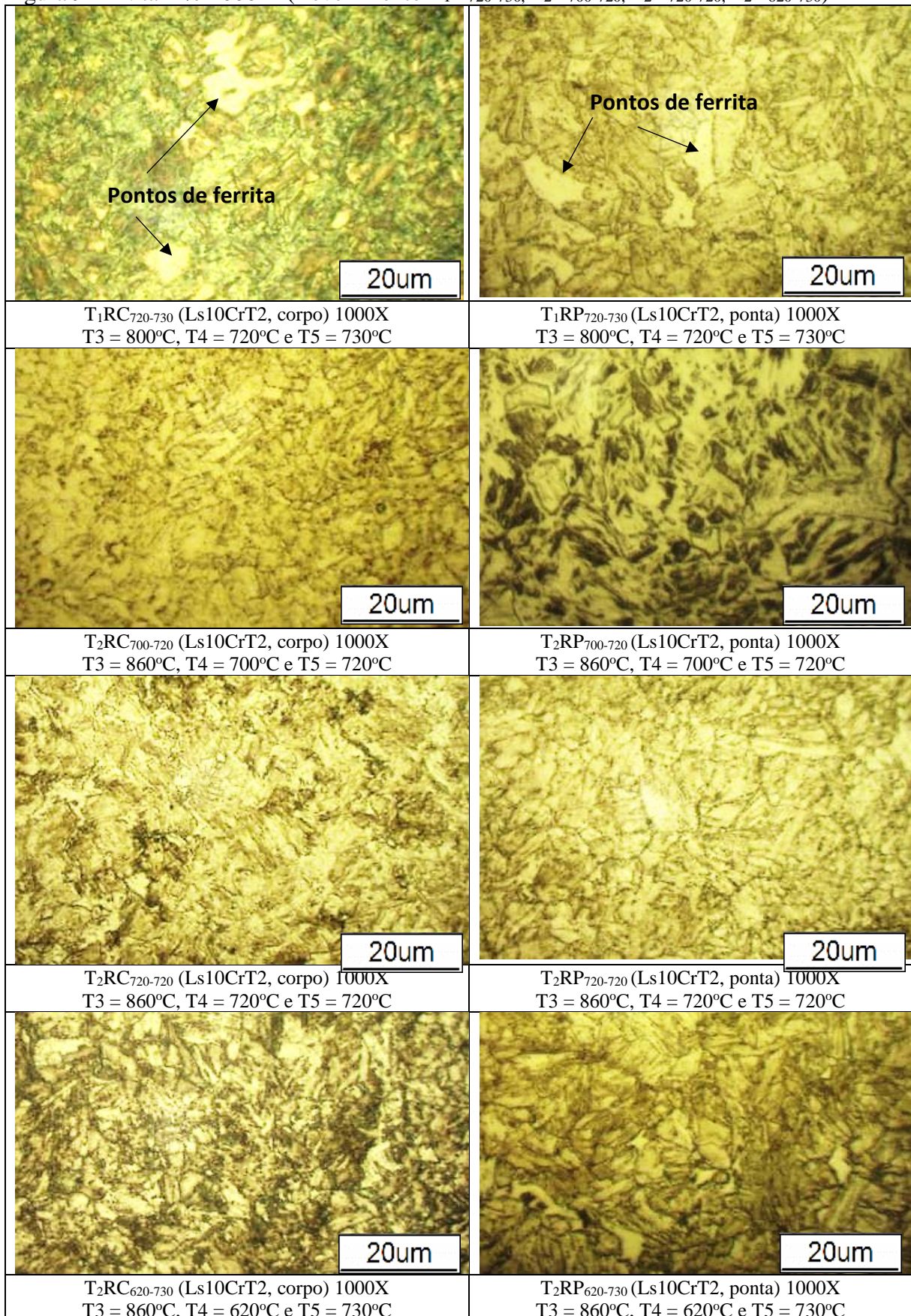
Fonte: Autoria própria

Figura 91 - Nital 2% 500X (Revenimento T₂R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₃₀₋₇₅₀, T₃R₇₃₀₋₇₆₀ e T_{3s/cr}R₇₁₀₋₇₂₅)



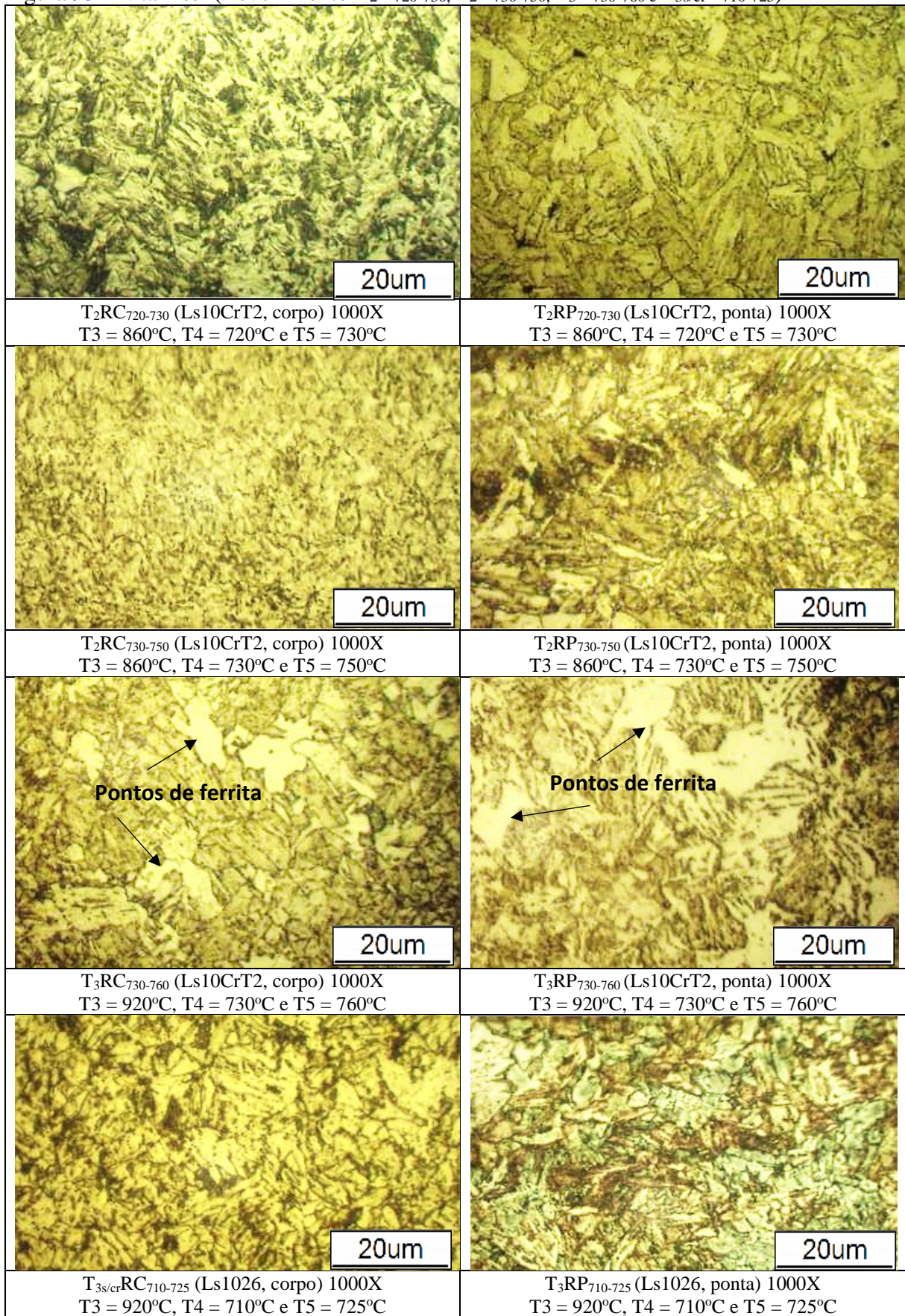
Fonte: Autoria própria

Figura 92 - Nital 2% 1000X (Revenimento T₁R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₀₀₋₇₂₀, T₂R₇₂₀₋₇₂₀, T₂R₆₂₀₋₇₃₀)



Fonte: Autoria própria

Figura 93 - Nital 2% (Revenimento T₂R₇₂₀₋₇₃₀, T₂R₇₃₀₋₇₅₀, T₃R₇₃₀₋₇₆₀ e T_{3s/cr}R₇₁₀₋₇₂₅)



Fonte: Autoria própria

As amostras $T_1RC_{720-730}$ (corpo) e $T_1RP_{720-730}$ (ponta), austenitizadas à temperatura de 800°C e revenidas na temperatura de 720° (pirômetro 4) e 730°C (pirômetro 5), apresentaram regiões claras mais acentuadas e arredondadas, provavelmente provenientes de austenitização incompleta conforme verificado nas análises das amostras de têmpera, visto que outras amostras com temperatura de revenimento maiores não apresentaram a mesma característica estrutural.

Apesar dos resultados de dureza de têmpera terem sido aprovados acima de 32,4HRC (50% de Martensita para 0,22%C), o resultado de tração foi reprovado no quadrante 4 devido ao limite de escoamento com 538MPa e o limite de resistência com 636 MPa abaixo do especificado pela Norma API5CT para o grau L80-1.

Também foi possível notar essa mesma característica estrutural nas amostras $T_3RC_{730-760}$ (corpo) e $T_3RP_{730-760}$ (ponta), austenitizadas à temperatura de 920°C e revenidas na temperatura de 730°C (pirômetro 4) e 760°C (pirômetro 5). Porém, na análise das amostras de têmpera foram observadas estruturas martensíticas homogêneas confirmadas pelo resultado de têmpera com média acima de 45HRC na ponta e no corpo; o que leva a acreditarmos que esta mudança de estrutura foi devido ao revenimento com temperatura alta, de 760°C, apesar dos resultados de tração terem sido reprovados com limite de escoamento com média de 699,7Mpa, acima do limite máximo de escoamento de 655MPa.

As imagens das demais amostras apresentaram estruturas praticamente similares de martensita revenida com alguma variação, um pouco mais acentuado nas pontas com presença de pequenas regiões mais claras, provavelmente provenientes da variação de temperatura nas pontas durante revenimento verificado no pirômetro 4. Esta elevação de temperatura ocorre devido ao maior acoplamento magnético das bobinas indutoras com o diâmetro externo maior nas pontas, na frequência de trabalho deste conjunto de bobinas próximas ao pirômetro 4.

4.12 ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

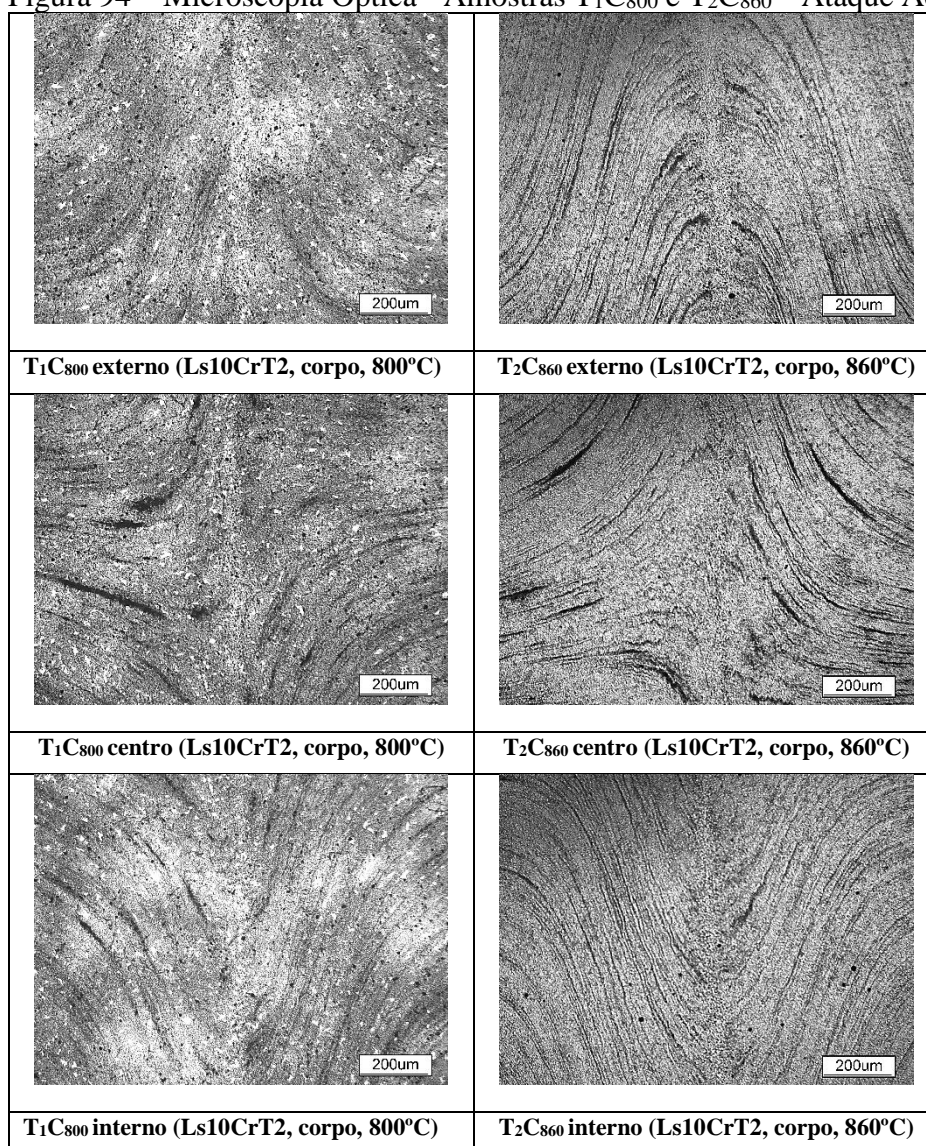
O ataque com ácido pícrico em solução aquosa com água destilada conforme método Bechet-Beaujard descrito na norma ISO643, foi utilizado para evidenciar os contornos de grãos de austenita prévia nas amostras de corpo temperadas à temperatura de austenitização de 800°C (T_1C_{800}), 860°C (T_2C_{860}), 920°C (T_2C_{920}) e 920°C ($T_{3s/cr}C_{920}$) respectivamente; sendo as amostras T_1C_{800} , T_2C_{860} e T_3C_{920} de material LS10Cr- T2 e a amostra $T_{3s/cr}C_{920}$ de material Ls1026.

Para cada amostra foram tiradas 03 imagens na região da solda com aumento de 100X sendo uma no centro da espessura, uma na região externa do tubo e uma na região interna do

tubo. A Figura 94 ilustra as imagens das amostras T_1C_{800} e T_2C_{860} e a figura 95 ilustra as imagens das amostras T_3C_{920} e $T_{3s/cr}C_{920}$.

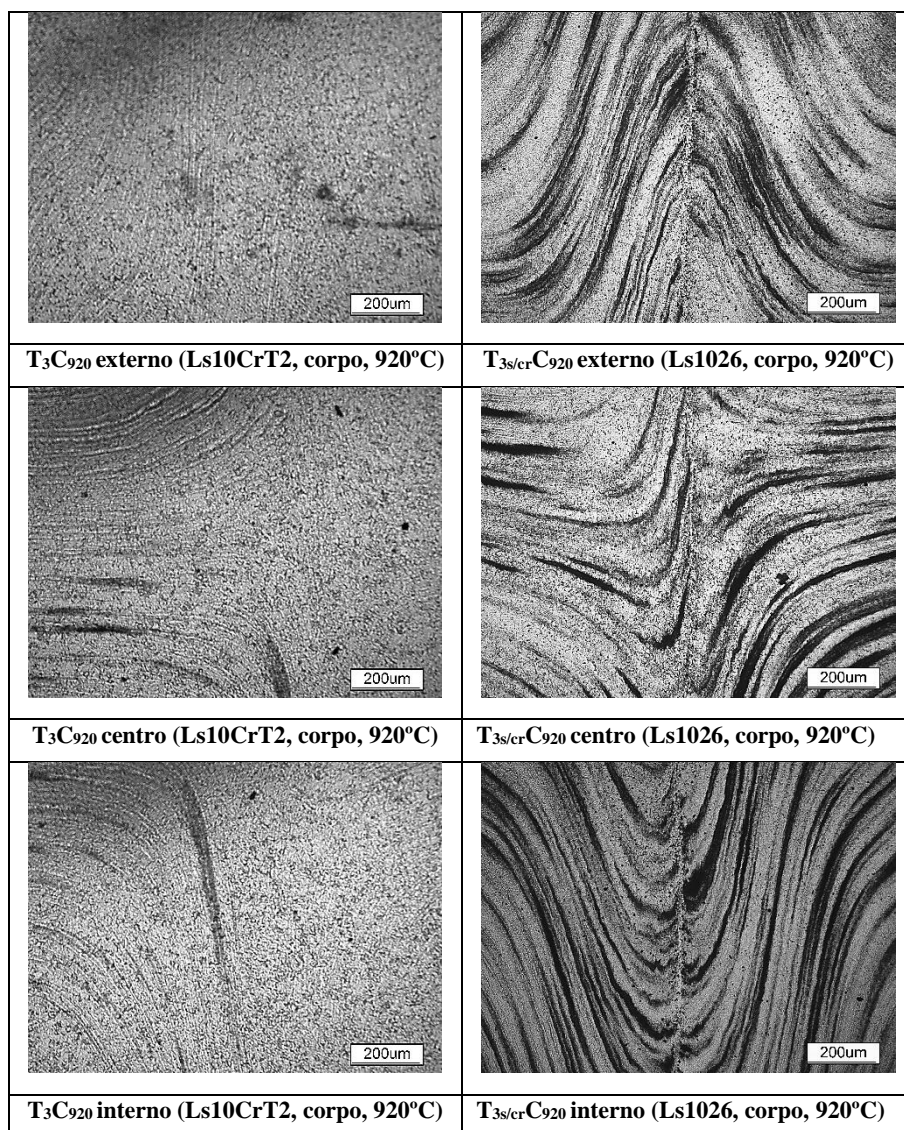
Analisando as imagens de microscopia óptica com aumento de 100X (Figura 94) através de ataque com ácido pícrico (Bechet-Beaujard) nas amostras temperadas, podemos observar além dos contornos de austenita prévia, linhas de segregação no sentido do fluxo da solda, provenientes dos processos de fabricação de aço por lingotamento contínuo, com subsequente laminação a quente, no qual ocorre uma tendência de segregação central na espessura da chapa.

Figura 94 – Microscopia Óptica - Amostras T_1C_{800} e T_2C_{860} – Ataque Ácido Pícrico - 100X



Fonte: Autoria própria

Figura 95 - Microscopia Óptica - Amostras T_3C_{920} e $T_{3s/cr}C_{920}$ – Ataque Ácido Pícrico - 100X



Fonte: Autoria própria

Durante a soldagem HIFW o material apertado de cada borda é expulso no sentido perpendicular às linhas de segregação central na espessura da chapa, mudando a direção das linhas de segregação no sentido da superfície interna e externa

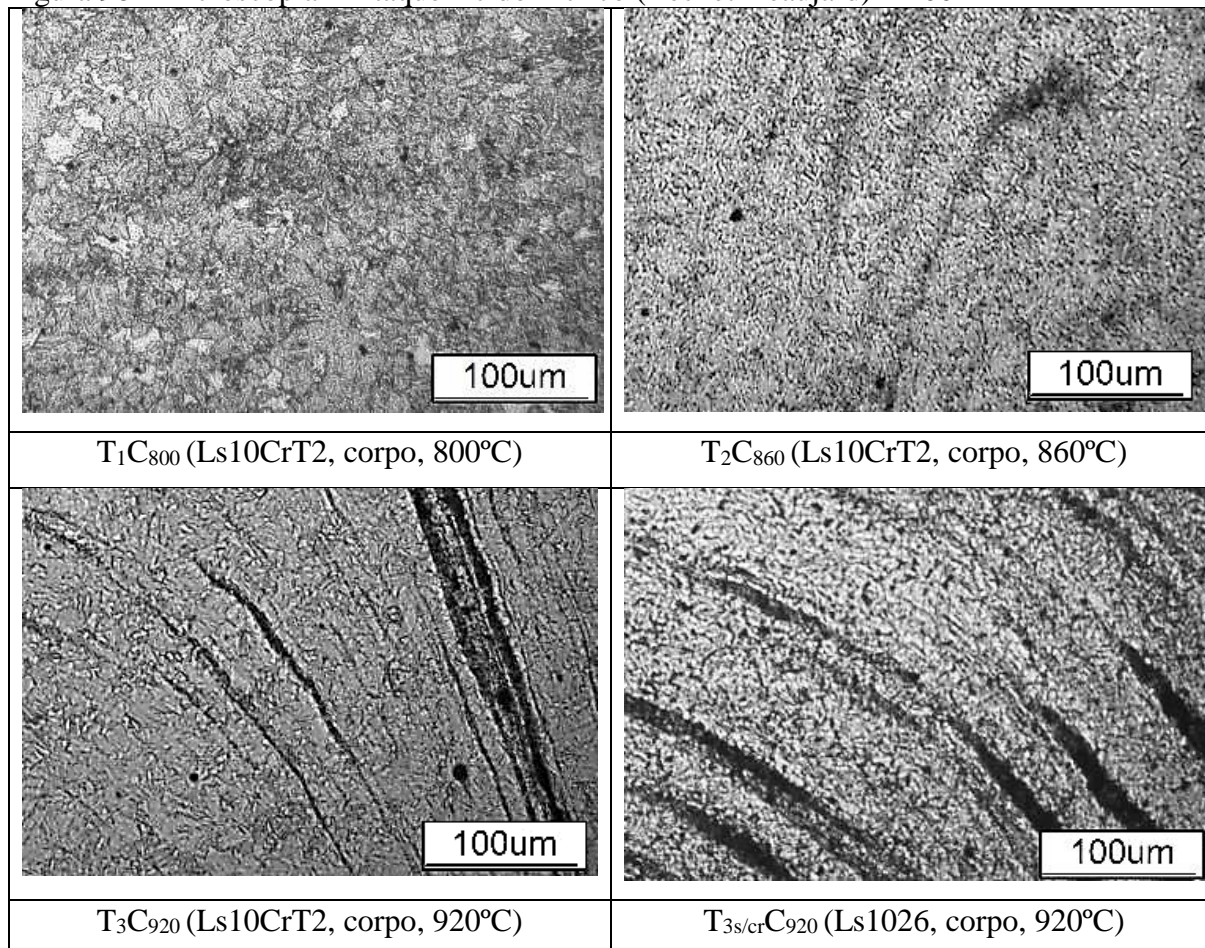
Pode-se observar certa simetria entre as linhas de segregação direcionadas para superfície interna e externa. A amostra da T_3C_{920} apresentou um lado com linhas de segregação menos acentuada, proveniente provavelmente de variação de segregado no processo de laminação.

É possível notar em todas as amostras uma linha central branca ao longo da espessura da chapa na linha de solda proveniente de descarbonetização ocorrida durante processo de soldagem.

Pode-se observar também na amostra T_1C_{800} austenitizada à 800°C regiões mais claras provenientes provavelmente de regiões em que não houve austenitização completa devido ao processamento abaixo da A3.

As Figuras 96, 97 e 98, mostram as amostras atacadas com ácido pícrico com aumento de 200X, 500X e 1000X respectivamente.

Figura 96 - Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 200X



Fonte: Autoria própria

No aumento de 200X conforme Figura 95, é possível observar mais claramente os contornos de grãos de austenita prévia em que notamos que os grãos das amostras T₂C₈₆₀ e T_{3s/cr}C₉₂₀ são mais refinados do que as amostras T₁C₈₀₀ e T₃C₉₂₀. É também possível observar mais nitidamente as regiões claras presentes na amostra T₁C₈₀₀.

Nas imagens com aumento de 500X e 1000X (Figuras 96 e 97) foram realizadas análises de tamanho de grãos de austenita prévia por comparação com as cartas de tamanho de grãos de gravura plana com aumento de 100X da norma ASTM E112 corrigidos devido a diferença de magnitude conforme norma ISO 643.

Figura 97 -Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 500X

(continua)

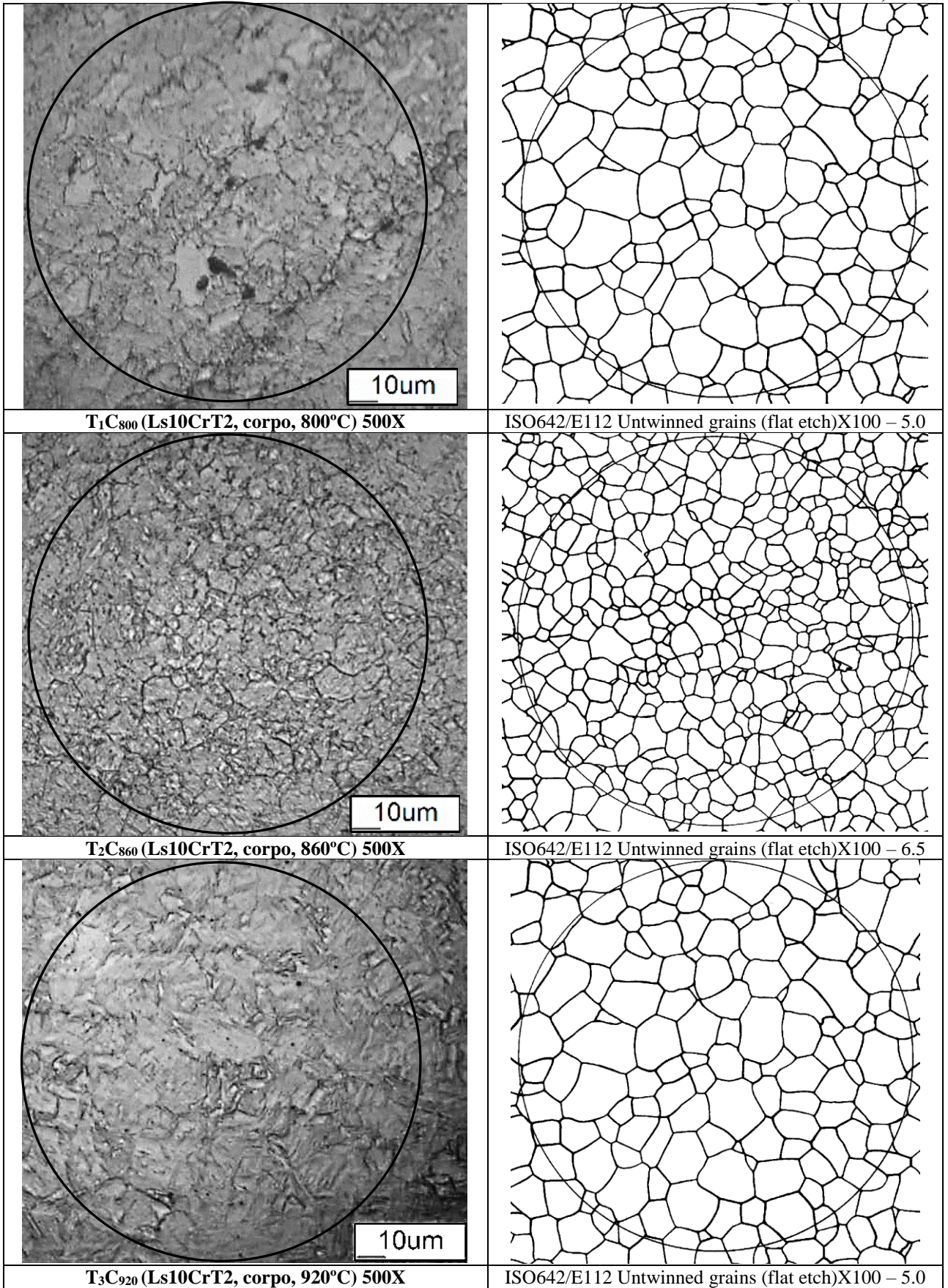
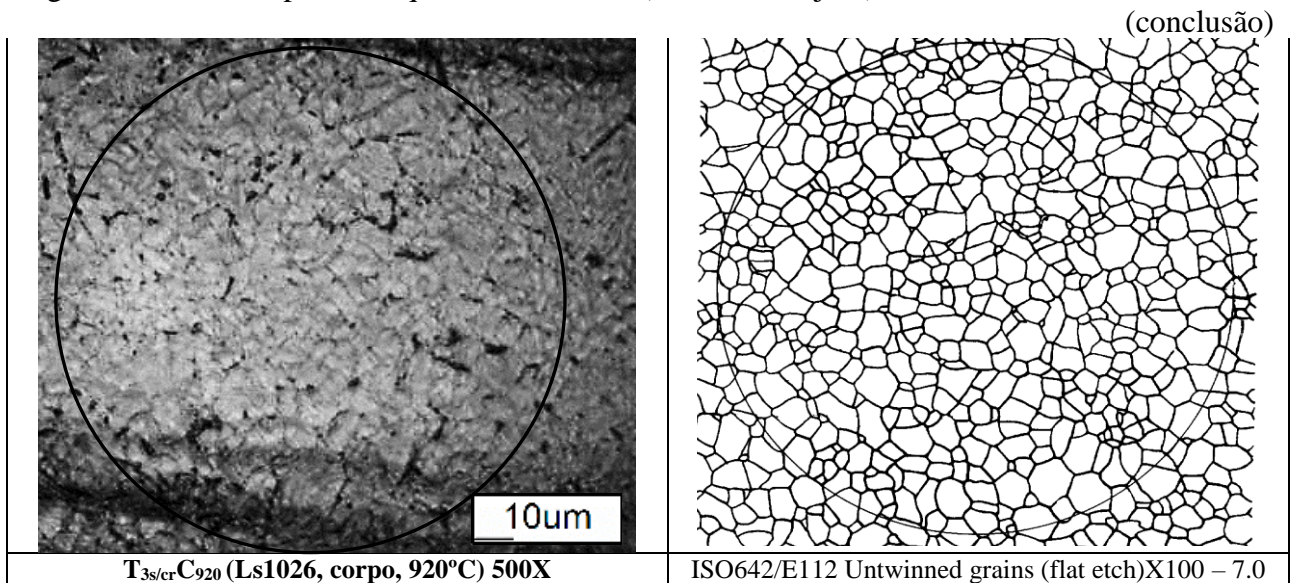


Figura 97 -Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 500X



Fonte: Imagens de autoria própria em comparação à charts da norma ASTM E112 (12) (2012).

Figura 98 - Microscopia – Ataque Ácido Pítrico (Bechet-Beaujard) - 1000X

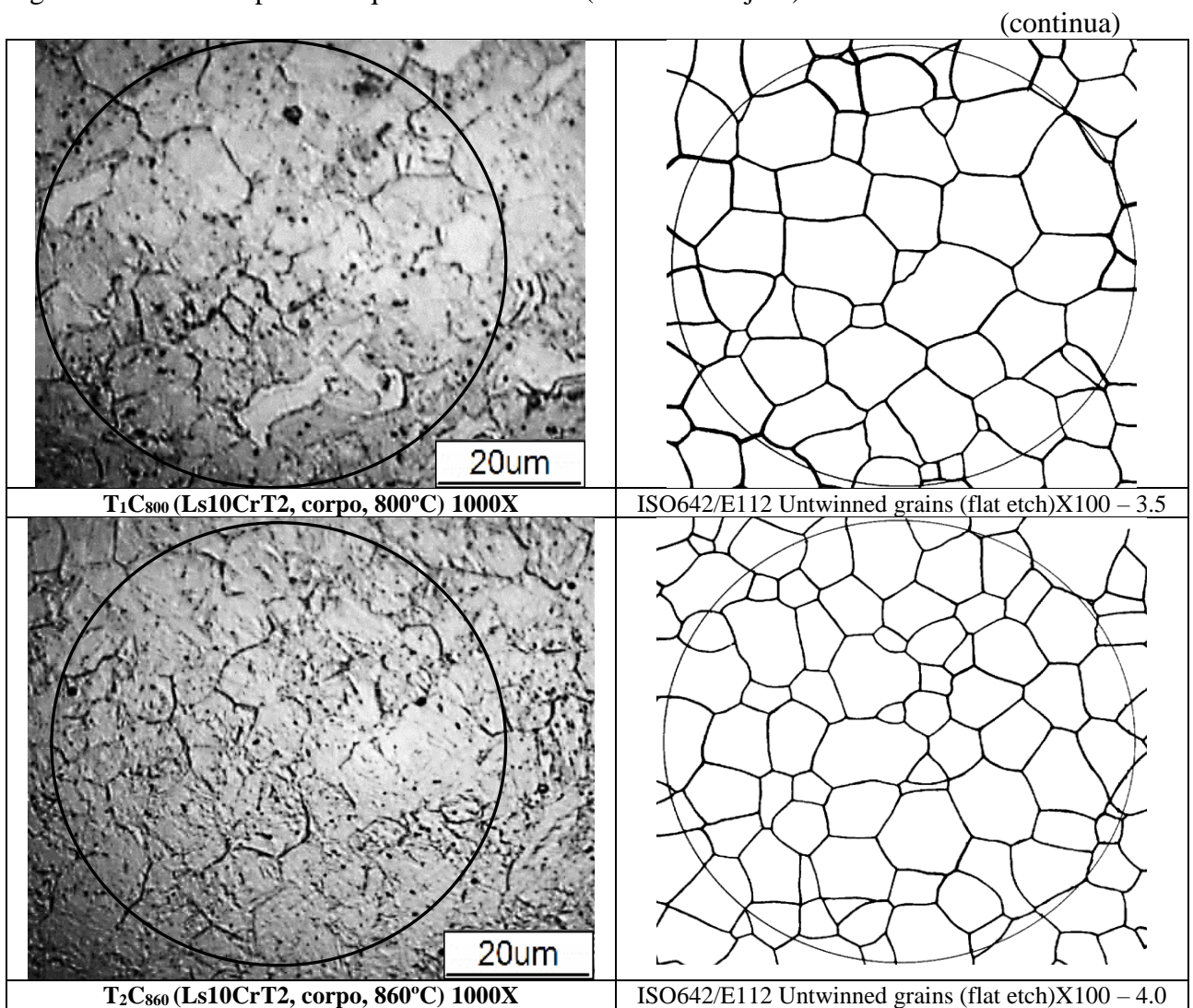
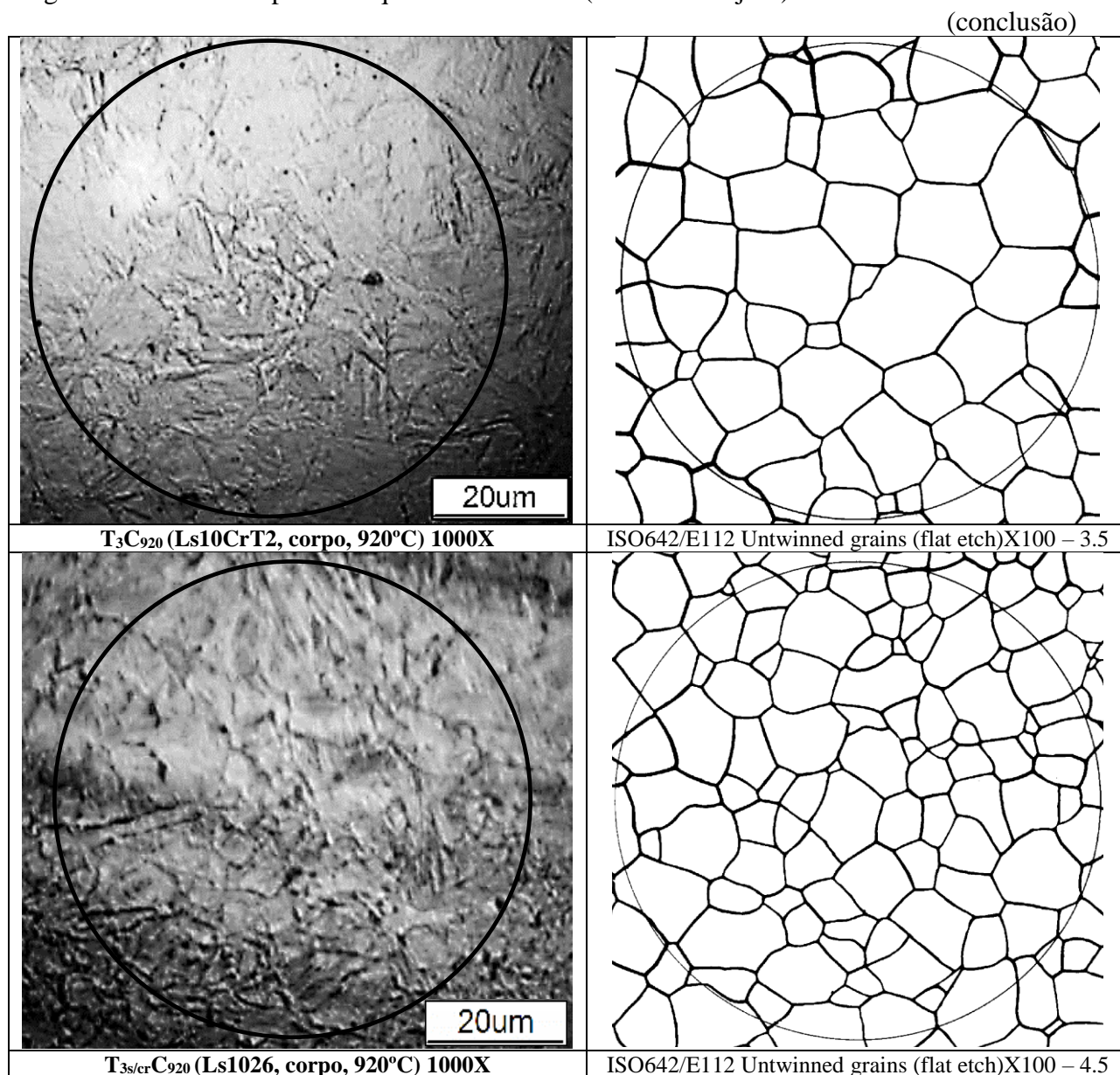


Figura 998 - Microscopia – Ataque Ácido Pícrico (Bechet-Beaujard) - 1000X



Fonte: Imagens de autoria própria em comparação à charts da norma ASTM E112 (12) (2012).

Conforme a norma ASTM E112 (12) quando a magnitude da imagem a ser comparada for diferente de 100X, deve-se converter o valor a partir da equação 9 a seguir:

$$G = M + 6,64 \times \log (g / 100)$$

Na qual:

- G é o tamanho de grão corrigido conforme norma ASTM E112 (12)
- M é o tamanho de grão encontrado por comparação (não corrigido)
- g é a magnitude do aumento utilizado para obtenção das imagens.

Para o cálculo do número de grãos (m) utiliza-se a equação 10

$$m = 8.2^G \text{ (10);}$$

Para o cálculo do diâmetro médio de grãos em “mm” utiliza-se a equação 11.

$$d = \frac{1}{\sqrt{m}}$$

A partir da equação de correção do tamanho de grãos ASTM (G), da equação do número de grãos (m) e da equação para cálculo do diâmetro médio de grãos (d), conforme norma ISO 643, encontramos os valores o diâmetro médio de grãos austeníticos conforme Tabela 13.

Tabela 13 – Resultados de tamanho de grãos austeníticos prévios conforme ISO643

Amostra	Material	Temperatura de Austenitização	Magnitude (g)	Tamanho de grão (M)	Tamanho de grão (G)	Quantidade de grãos (m)	Diâmetro Médio dos grãos (d) [µm]
T₁C₈₀₀	Ls10Cr-T2	800°C	500	5	9.6	6388	12,5
T₂C₈₆₀	Ls10Cr-T2	860°C	500	6.5	11.1	18068	7,4
T₃C₉₂₀	Ls10Cr-T2	920°C	500	5	9.6	6388	12,5
T_{3s/cr}C₉₂₀	Ls1026	920°C	500	7	11.6	25552	6,3
T₁C₈₀₀	Ls10Cr-T2	800°C	1000	3.5	10.1	9027	10,5
T₂C₈₆₀	Ls10Cr-T2	860°C	1000	4	10.6	12766	8,9
T₃C₉₂₀	Ls10Cr-T2	920°C	1000	3.5	10.1	9027	10,5
T_{3s/cr}C₉₂₀	Ls1026	920°C	1000	4.5	11.1	18054	7,4

Fonte: Autoria própria

Conforme descrito no item 2.7.2.6, aços com tamanho médio de grãos austeníticos entre 5 - 10µm e carbonetos uniformemente distribuídos previne trincas intragranulares e evitam a formação de carbonetos M₂₃C₆ aumentando a resistência a SSC em estudo realizado por Schino e Porcu (2006) em grau C110.

Na análise por comparação conforme ISO643/ASTM E112 para o aumento de 500X corrigido, foram encontrados valores de tamanho de grão ASTM de 9.6, 11.1, 9.6 e 11.6 respectivamente relativos as amostras T₁C₈₀₀, T₂C₈₆₀, T₃C₉₂₀ e T_{3s/cr}C₉₂₀ que representam diâmetro médio de grãos de 12.5µm, 7.4µm, 12.5µm e 6.3µm.

Na análise por comparação conforme ISO643/ASTM E112 para o aumento de 1000X corrigido, foram encontrados valores de tamanho de grão de 10.1, 10.6, 10.1 e 11.1 respectivamente relativos as amostras T₁C₈₀₀, T₂C₈₆₀, T₃C₉₂₀ e T_{3s/cr}C₉₂₀, que representam diâmetro médio de grãos de 10.5µm, 8.9µm, 10.5µm e 7.4µm.

Na análise de amostras com material LS10Cr-T2, é importante notar que a amostra T₁C₈₀₀ austenitizada à 800°C apresentou grãos de austenita prévia menos refinados que a amostra T₂C₈₆₀ austenitizada à 860°C. Já a amostra austenitizada à 920°C, T₃C₉₂₀ apresentou tamanho de grãos de austenita prévia próxima a amostra T₁C₈₀₀ e menos refinada que a amostra T₂C₈₆₀; porém as imagens da amostra T₁C₈₀₀ e a amostra T₃C₉₂₀ com tamanho de grão de austenita prévia similar, divergem quanto a morfologia, uma vez que os grãos da amostra T₁C₈₀₀ são mais arredondados que os grãos da amostra T₃C₉₂₀ que tem formato mais acicular. A microscopia com nital 2% também mostrou esta característica, em que a amostra T₁C₈₀₀ apresentava característica de grãos com ferrita e a amostra T₁C₉₂₀ apresentava característica martensítica.

A amostra de T_{3s/cr}C₉₂₀, austenitizada à 920°C, com material LS1026 apresentou tamanho de grão similar à amostra T₂C₈₆₀ de LS10Cr-T2, austenitizada à 860°C. Isto pode estar relacionado a diferença de elementos de liga. Apesar do material LS10Cr-T2 apresentar ter maior porcentagem de cromo e molibdênio, apresenta menos carbono e menos manganês; o que muda as características de formação e crescimento de grãos.

4.13 RESULTADO DE SSC

O anexo A mostra o resultado de teste de SSC método C Ring conforme NACE TM0177 realizado no laboratório Element, Houston, Texas, EUA. As 03 amostras retiradas de um tubo de aço tratado termicamente no parâmetro T₂R₇₃₀₋₇₅₀, austenitizadas à 860°C, temperadas, e revenidas à 750°C, foram aprovadas na inspeção visual com aumento de 10X, ou seja, não ocorreram trincas durante as 720 horas em que as amostras ficaram submersas em solução em solução A (gás H₂S saturado em 5% de NaCl + 0,5% CH₃COOH com pressão parcial de 15psi), tensionadas à 80% do limite de escoamento.

5 CONCLUSÃO

As composições químicas dos 2 aços estudados atendem aos requisitos da norma API5CT para o grau L80.

A partir das simulações e cálculos teóricos realizados com o aço LS10Cr-T2, para obtenção de martensita revenida com 20HRC de dureza, encontramos o resultado de temperatura de revenimento de 750°C através software stecal, corrigido para o tempo de austenitização e revenimento de 49,01s; e temperatura de revenimento de 740°C através dos cálculos teóricos de Hollomon e Jaffe.

O aço LS10Cr-T2 com 0,22%C, ligado ao cromo (0,85%), molibdênio (0,05%) e boro com baixo manganês (0,4%) foi aprovado para o grau L80-1 da norma API5CT, através do processamento com temperatura de austenitização de 860°C e temperatura de revenimento de 750°C.

O aço LS1026 austenitizado à 920°C e o aço LS10Cr-T2 austenitizado à 860°C, foram aprovados nos ensaios de dureza de têmpera com requisito da Norma API5CT para o grau L80 de 50% de martensita, obtendo valores de dureza média de corpo de pelo menos 95% de martensita, sendo dureza entre 45 e 47HRC para o material LS10Cr-T2 e 47 e 50HRC para o aço LS1026.

O aço LS1026 austenitizado à 920°C e revenido à 725°C, e o aço LS10Cr-T2 austenitizado à 860°C e revenido à 750°C; foram aprovados nos ensaios de dureza de revenimento de corpo com requisito da Norma API5CT para o grau L80 de dureza máxima de revenimento de 23HRC; obtendo valores de dureza média de 20HRC e 18,9HRC, respectivamente para os aços LS1026 e LS10Cr-T2.

O aço LS1026 austenitizado à 920°C e revenido à 725°C, e o aço LS10Cr-T2 austenitizado à 860°C e revenido à 750°C; foram aprovados nos ensaios de tração com requisitos da Norma API5CT para o grau L80 de limite de escoamento entre 552 e 655MPa e limite mínimo de tração de 655MPa; obtendo valores de tensão escoamento médio de 599MPa e 613MPa, respectivamente para os aços LS1026 e LS10Cr-T2; e resistência à tração de 680MPa e 680,3MPa respectivamente aos aços LS1026 e LS10Cr-T2.

O aço LS1026 mostrou uma maior capacidade de redução do limite de escoamento durante revenimento em relação ao aço LS10Cr-T2 o que confirmou os resultados apresentados pelo modelo de Hollomon e Jaffe para as temperaturas de revenimento, devido a maior contribuição de endurecimento secundário da composição química do aço LS10Cr-T2.

No aço Ls10Cr-T2, a microscopia óptica com nital 2% mostrou a presença de pontos de ferrita na microestrutura das amostras temperadas à temperatura de austenitização de 800°C (abaixo da temperatura crítica A3 simulada pelo software steel) e na microestrutura temperada à temperatura de austenitização de 920°C e revenida à 760°C, na qual os pontos de ferrita surgiram durante revenimento.

O ataque com ácido pícrico, conforme método Bechet-Beaujard - norma ISO643, mostrou-se eficaz para revelar grãos austeníticos primários para posterior para cálculo do tamanho de grãos das amostras temperadas.

O aço LS1026 austenitizado à 920°C e revenido à 725°C, obteve resultados de tamanho de grãos austeníticos entre 6,3µm e 7,4µm, e o aço LS10Cr-T2 austenitizado à 860°C e revenido à 750°C obteve resultados de tamanho de grãos austeníticos entre 7,4µm e 8,9µm ; mostrando ambos os aços estrutura refinada.

O aço Ls10Cr-T2 tratado termicamente com temperatura de austenitização de 860°C e temperatura de revenimento de 750°C, foi aprovado no ensaio de SSC método C Ring, conforme norma NACE TM0177, não ocorrendo trincas durante as 720 horas em que as amostras ficaram submersas em solução em solução A (gás H₂S saturado em 5% de NaCl + 0,5% CH₃COOH com pressão parcial de 15psi), tensionadas à 80% do limite de escoamento.

TRABALHOS FUTUROS

A fabricação de tubos mais resistentes, acima de 110ksi de limite de escoamento, aumentam a dificuldade para aprovação à ensaios de SSC. A escolha da composição química do aço e o controle dos parâmetros de processamento para manter uma estrutura refinada aumentam a complexidade do cumprimento dos requisitos. Elementos como Vanádio e/ou Nióbio podem ser utilizados para o refinamento da microestrutura. Associado a isto, a demanda por tubos mais resistentes para ambientes mais severos aumenta como alternativa à necessidade de exploração de petróleo.

Como propostas para trabalhos futuros é sugerido estudar uma composição química de um aço ligado ao Cr e Mo com introdução de nióbio para o refino de grãos durante austenitização e tratamento térmico para atendimento de liga de alta resistência Q125 (125ksi de limite de escoamento) conforme norma API5CT a aprovação nos ensaios de SSC conforme norma NACE TM0177.

REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5CT**: Specification for casing and tubing. 10th ed. Washington, 2018.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **About API**. Disponível em: <<http://www.api.org/about>>. Acesso em: 26 abr. 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Heat treating**: handbook. Materials Park: ASM, 1991. v.4.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Corrosion**: handbook. Materials Park: ASM, 1987. v.13.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Forming and forging**: handbook. Materials Park: ASM, 1993. v.14.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E140-83: Standard hardness conversion tables for metals relationship among brinell hardness, vickershardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, scleroscope hardness, and leeb hardness annual book of astm standards**. West Conshohocken, 1984. 25p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 370 – 11**: standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken, 2011. 47p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 751 – 07a**: standard test methods, practices, and terminology for chemical analysis of steel products. West Conshohocken, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-12**: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, 2012.

ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, **Journal of the iron and steel institute**, London, v. 203, p.721-727, 1965.

BAIN, E.C. **Functions of the alloying elements in steel**. Pittsburgh: American Society for Metals, 1939. p.230-233.

CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002. 589p.

CARVALHO, F. L. **Influência do tamanho de grão austenítico na resistência à corrosão sob tensão de aços para aplicação sour service**. 2007. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 1988. p. 41-53.

CORDEIRO, W. R. et al. Qualificação de tubos OCTG tubing EUE grau C90, fabricados pelo processo de soldagem autógena ERW/HFIW1. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 67., 2012. Rio de Janeiro **Anais...** Rio de Janeiro: Associação Brasileira dos Materiais, 2012.

CRAFTS, W.; LAMONT, J.L. **Hardenability and Steel Selection**. London: Pitman and Sons, 1949. 279p.

CVETKOVSKI, S.; BRKOVSKI, D. Optimizing technology for production of high frequency welded pipes made of X60 steel. In: INTERNATIONAL CONGRESS SUMER SESSION, 13., 2016. Varna. **Proceedings...** Varna: Machines Technologies Materials, 2016.

ELBOUJDANI, M. Hydrogen induced cracking and sulfide stress cracking. In: REVIE, R.W. **Uhlig's Corrosion Handbook**. 3rd ed. New York: John Wiley and Sons, Inc. 2011, cap. 15, p. 183-193.

GONZALES, S. G. et al. Influência do boro nas propriedades de um aço baixa liga. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA – ABM, 40., 1984, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira dos Materiais, 1984. p.11-14.

GROBNER, P. J.; SPONSELLER, D. L.; CIAS, W. W. **Development of higher strength H₂S-resistant steels for oil field applications**. Michigan: Materials Performance, 1975. p.35-43.

HOLLOMON, J.H.; JAFFE, L. D. **Ferrous metallurgical design**. New York: John Wiley and Sons, 1947. 346p.

HUANG, W. **Sulfide stress cracking susceptibility of low alloy steels for casing application in sour environments**. 2012. 147f. Tese (Master of Science in Chemical Engineering) – Faculty of Graduate Studies and Research, Alberta, 2012.

IKEDA, A.; UEDA, M.; MUKAI S. CO₂. Corrosion behaviour and mechanism of carbon steel and alloy steel. In: CORROSION, 83., 1983, Houston. **Proceedings...** Houston: NACE International, 1983.

INTERNATIONAL STANDARDS. **ISO 643**: steels: micrographic determination of the apparent grain size. 2nd ed. Geneva: ISO copyright office, 2003. 36p.

KOBAYASHI, K. et al. Development of high strength C110 grade steel and 13%Cr stainless steel for OCTG in corrosive wells. **Kawasaki steel technical report**, Tokyo, n.19, p. 3-9, nov. 1988.

KOBAYASHI, K.; OMURA, T.T.; UEDA, M. Effect of testing temperature on SSC properties of low alloy steel. In: CORROSION, 2006. San Diego. **Proceedings...** San Diego NACE International, 2006.

KOISTINEN, D.P.; MARBURGER, R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. **Acta Metalurgica**, Detroit, v. 7, p. 59- 60, 1959.

KOMIZO, Y. I. et al.; Niobium strength steels for oil country tubular goods. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM NIOBIUM, 2001, Orlando. **Proceedings...** Orlando: Niobium Science and Technology, 2001.

KOTEESWARAN, M. **CO₂ and H₂S corrosion in oil pipelines**. 2010. 79f. Tese. (Master of science in environmental technology and water science) – Faculty of Mathematics and Natural Science, University of Stavanger, Stavanger, 2010.

KRAUSPENHAR, T. L. **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API5CT P110 em meio aquoso salino contendo H₂S**. 2012. 92f. Dissertação (Mestrado em engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2012.

KYRIAKIDES, S.; CORONA, E. **Mechanics of offshore pipelines: buckling and collapse**, Burlington. Oxford: Elsevier, 2007. 400p.

LIN H.R.; CHENG G.H. Transformation processes and products for C–Mn steels during continuous cooling. **Materials science and technology**, v. 3, p. 855-859, 1989. Disponível em: <<https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/mst.1989.5.7.674>>. Acesso em: 20 mar. 2018.

LODAZA, L. C. **Corrosion performance of L80, L80Cr1% and L80Cr3% steel grades in simulant solution with carbon dioxide and scaling**. 2015. 68f. Dissertação (Master of Science in the School of Materials) – University of Manchester, Manchester, 2015.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **NACE MR0175/ISO 15156-1: petroleum and natural gas industries: materials for use in h₂s-containing environments in oil and gas production part 1: general principles for selection of cracking-resistant materials**. Geneva, 2001. 11p.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **NACE TM0177: Standard test method - laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H₂S environments**. Houston, 2005. 39p.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1994, p.337-340.

NYBORG, R.; DUGSTAD, A.; DRONEN, P. E. Effect of chromium on mesa. In: JACKMAN, P.S.; SMITH, L.M. **Advances in corrosion control and materials in oil and gas production. European Federation of corrosion**. London: IOM Communications Ltd, 1977. cap. 4. p. 63-69.

ODGEN, B. L. **Sulfide stress cracking: practical application to the oil and gas industry**. Lubbock: Southwest Petroleum Short Course, Tech University, 2005. 34p. Disponível em: <https://www.halliburton.com/content/dam/ps/public/multichem/contents/Papers_and_Articles/web/Sulfide-Stress-Cracking-SWPSC-2005.pdf> Acesso em: 15 abr. 2018.

OMURA, T. **Super-high strength low alloy steel OCTG with improved sour resistance**. Japan: Nippon Steel e Sumitomo Metal Technical, 2015. p. 18-23. Disponível em: <<http://www.nssmc.com/en/tech/report/nssmc/pdf/107-04.pdf>> Acesso em: 14 mar 2018.

PEREZ, T. E. Corrosion in the oil and gas industry: an increasing challenge for materials. **The journal of the minerals, metals and materials society (TMS)**, Buenos Aires, v. 65, n. 8, 2013.

PROPERLING, R. et al. Influence of chromium addition up to 1% on weight loss corrosion of line pipe steels in wet CO₂ environments. In: Advances in corrosion control and materials in oil and gas production: papers from EUROCORR 1997 and EUROCORR 1998. **European federation of corrosion publications**, Norwich, n.26, NY: Knovel, 2006.

RODÉS C. R. et al. **Descripción e instrucciones para el manejo del calculador de aceros y de la regla de cálculo de propiedades representativas de los aceros**. Madrid: INTA, 1961.

SCHINO, A; PORCU, G. Metallurgical design and development of C125 grade for mild sour Service application. In: CORROSION NACEXPO, 2006, San Diego. **Proceedings...** San Diego: NACE International, 2006.

SILVA, P.N. **Desenvolvimento de tubo de aço API5CT L80 com 1% cromo soldado por ERW/HFIW**. 2016. 64f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2016.

TARIN, P. **Stecal 3.0.3** [S.l]: ASM internacional, 2004. (CD-ROM).

TATSUWAKI, M. et al. Automatic welding control system for electric-resistance weld tube mill. **J-STAGE**, v. 24. p. 847-856. 1984. Disponível em: <https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1966/24/10/24_10_847/_pdf/-char/en>. Acesso em: 15 mar. 2017.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment handbook**. 2nd ed. Boca Raton: Taylor and Francis Group - LLC, 2006. v.1, 820p.

UDHAYAKUMAR, T.; MANI, E. Effect of HF welding process parameters and post heat treatment in the development of micro alloyed HSLA steel tubes for torsional applications. **Journal of Material Sciences and Engineering**, Chennai, 2017. 8p. Disponível em: <<https://www.omicsonline.org/open-access/effect-of-hf-welding-process-parameters-and-post-heat-treatmentin-the-development-of-micro-alloyed-hsla-steel-tubes-for-torsionala-2169-0022-1000334.pdf>> Acesso em: 12 nov. 2017.

UEDA, M. et al. Development of 125Ksi grade HSLA steel OCTG for mildly sour Environments. In: CORROSION 2005, 2005. Houston, **Proceedings...** Houston: NACE International, 2005.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência dos materiais**. São Paulo: editora Edgard Blüchet Ltda, 1970. 448p.

VENEGAS, V. et al. EBSD study of hydrogen-induced cracking in API-5L-X46 pipeline steel. **Scripta Materialia**, Cidade do Mexico, v. 52, p. 147-152, 2005.

WANG, X. M.; HE, X. L. Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels. **J-STAGE**, v. 42 p. 38-46. 2002. Disponível em: <https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/42/Suppl/42_Suppl_S38/_pdf/-char/en>. Acesso em: 15 maio 2017.

WATANABE, N. et al. An automatic power input control system in high frequency electric resistance welding. **J-STAGE**. p. 453-460. 1986. Disponível em: <https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1966/26/5/26_5_453/_pdf/-char/en>. Acesso em: 22 ago. 2017.

ANEXO A – TESTE DE CORROSÃO SSC MÉTODO C-RING NACE TM0177



Element Materials Technology
14805 Yorktown Plaza Dr.
Houston, TX
77040 USA

P 713 692-9151
F 713 696-6307
T 888 786 7555
info.houston@element.com
element.com

Contact: Luis Melo
Apolo Tubular S.A
Av. Dr. Leo de Affonseca Netto,
750 Jd Horizonte.
12605-720 Lorena/SP – Brazil

P/F: (55) 12 3159-0077

TEST CERTIFICATE

Date: 10/05/2015
P.O. No.: 76541
Reference No.: APO001-08-21-54344-02
Issue No.: 2 (Material, Orientation)
10/07/2015

Sample ID : CR1 - T2
Description: 2-7/8" O.D. x 0.216" WT
Material: LS10 CR T2 L80 1% Cr

Sulfide Stress Cracking (SSC) Test

Specification: NACE TM0177 Method C.

Test Specimen:

Type:	As Received – ERW	Stressed Face:	OD Face
Dimensions (in.):	2-7/8" x 1.000" x 0.216"	Finishing Process:	As Received
Orientation:	Transverse, Weld in the Center	Loading Method:	Strain Gauge

Test Conditions:

Solution Type:	NACE TM0177 Solution A	Temperature (°C):	24
Test Gas:	100% H ₂ S	[H ₂ S] at Start of Test (ppm):	2469
Initial pH:	2.70	Applied Stress (% AYS)	80
pH at Start of Test:	3.60		
pH at End of Test:	3.68		

Specimen ID	Visual Inspection (10X magnification)	Metallographic Examination (100X magnification)
723	No sulfide stress cracking evident.	N/A
724	No sulfide stress cracking evident.	N/A
725	No sulfide stress cracking evident.	N/A

Certificate Comments:

Testing was conducted in accordance with the referenced Standard(s).



Eva Coronado
Eva Coronado, Ph.D.
Corrosion Laboratory Manager

Our letters and reports are for the exclusive use of the client to whom they are addressed and shall not be reproduced except in full without the approval of the testing laboratory. The use of our name must receive our written approval. Our letters and reports apply only to the sample tested and/or inspected, and are not indicative of the quantities of apparently identical or similar products. Unless otherwise noted all test methods and specifications are to the most current revision. Material submitted will be discarded after a period of 30 days unless otherwise directed.