

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

EMILIO GIANNELLA NETO

Estudo da influência dos ciclos de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas do substrato metálico de aço carbono utilizado no processo de revestimento superficial com vidro resistente à corrosão.

Lorena - SP

2008

EMILIO GIANNELLA NETO

Estudo da influência dos ciclos de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas do substrato metálico de aço carbono utilizado no processo de revestimento superficial com vidro resistente à corrosão.

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza

Lorena – SP

2008

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTES TRABALHOS POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP / EEL

Giannella Neto, Emílio

Estudo da influência dos ciclos de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas do substrato metálico de aço carbono, utilizado no processo de revestimento superficial com vidro resistente à corrosão. / Emilio Giannella Neto; orientador Miguel Justino Ribeiro Barboza. -- Lorena, 2008

119f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Propriedades mecânicas - efeitos dos ciclos térmicos 2. Tratamentos térmicos 3. Revestimento superficial de vidro em aço carbono. I. Título.

CDU 669.018

AGRADECIMENTOS

A minha família, pelo amor, compreensão e incentivo para que eu pudesse me dedicar e concluir com sucesso essa dissertação.

A minha esposa Tânia pela força, apoio, incentivo, amor e exemplo de luta contra as dificuldades que a vida nos prova.

Ao Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barbosa pela orientação, amizade, dedicação e profissionalismo em todos os momentos de apoio necessários para a elaboração desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Hugo Ricardo Z.Sandim pela oportunidade concedida e incentivo para que eu pudesse voltar a vida acadêmica .

Aos Professores Doutores Hugo, Miguel, Baptista e Durval pelos ensinamentos e grande profissionalismo na apresentação das matérias cursadas, tão importantes para a adequada elaboração dessa dissertação e crescimento profissional.

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio R. P. Baptista e ao Francisco Paiva pelo apoio na execução dos ensaios de tração no laboratório de ensaios mecânicos da EEL-USP.

À Pfaudler Equipamentos Industriais Ltda., em especial ao Diretor Presidente Antonio Carlos Gaban pelo incentivo em todo o curso de mestrado e apoio para a elaboração desse trabalho.

Aos colegas da Pfaudler, em especial ao Paulo, André, Sérgio, Francisco, Benedito Costa, Mota, Albenízio, Vanderlei, Douglas, Tiago, Madeira, Paccelli, Idário e outros que muito ajudaram e colaboraram para a elaboração das amostras e corpos-de-prova para a execução da parte prática desse trabalho.

Ao colega de mestrado, Eduardo Amorim Motta, e aos colegas da CSN que muito ajudaram na elaboração das amostras metalográficas.

RESUMO

GIANNELLA NETO, Emilio. **Estudo da influência dos ciclos de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas do substrato metálico de aço carbono, utilizado no processo de revestimento superficial com vidro resistente à corrosão.** Lorena 2008. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena – Universidade de São Paulo, Lorena, São Paulo, 2008.

Este trabalho tem como objetivo principal verificar as influências do processo de revestimento de vidro e relativos ciclos térmicos, nas propriedades mecânicas finais do substrato metálico utilizado no processo de revestimento superficial com vidro. Amostras representativas dos materiais e uniões soldadas características dos reatores vitrificados foram preparadas e submetidas aos ciclos térmicos típicos de vitrificação juntamente com as peças da produção. Após os ciclos térmicos, as amostras apresentaram microestrutura típica constituída por ferrita e perlita com tamanho médio de grão variando de 6 a 8 ASTM. Os corpos-de-prova retirados dessas amostras foram submetidos a ensaios mecânicos de tração e dobramento conforme especificações da norma ASME. Observou-se uma tendência de diminuição nos limites de resistência à tração e de escoamento, além de aumento da ductilidade após os tratamentos térmicos. Esta tendência é mais acentuada nos resultados das amostras submetidas aos ciclos térmicos com aquecimento lento e resfriamento lento. Verificou-se também que não houve alterações acentuadas nas propriedades mecânicas das amostras que simulam o processo de revitrificação em relação as que foram submetidas ao processo de vitrificação. No entanto, em relação às especificações das normas, os materiais envolvidos apresentam valores finais de propriedades próximos do mínimo exigido, principalmente no caso do ciclo com aquecimento e resfriamento lentos, ALR. Verificou-se, com base nos ensaios de dobramento efetuados nas amostras soldadas, que basicamente as soldas apresentam-se dentro das especificações exigidas e que os ciclos térmicos tiveram efeito benéfico quanto ao alívio de tensões oriundas de processos de conformação dos componentes dos equipamentos.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas. Tratamentos térmicos. Revestimento superficial com vidro. Aço carbono.

ABSTRACT

GIANNELLA NETO, Emilio. **Study of the influence of the heat treatment cycles on the mechanical properties of the carbon steel substrate, utilized on the lining process with corrosion resistance glass.** Lorena 2008, 119 f. Dissertation (Master of Sciences in Materials Engineering), Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, São Paulo, 2008.

The main objective of this work is to verify the influences of the glaslining process and related thermal cycles on the final mechanical properties of the carbon steel substrate utilized on the glaslining process. Representative samples of materials and welding joints of typical glaslined reactors positions were prepared and submitted to the glaslining process heating cycles within production pieces. After the thermal cycles, the samples had presented a typical microstructure of ferrite and pearlite with a medium grain size varying from 6 to 8 ASTM. Test specimens prepared from those samples were submitted to tension and bending mechanical tests according to ASME Code specifications. It was observed that occurs a tendency to a reduction on the tensile strength and yield strength properties and an increasing on the ductility after the heat treatments. This tendency is stronger on the results of the samples submitted to the heating treatments with slow heating and slow cooling. It was observed also that no strong alterations occurred on the reglassing process simulated samples in relation of the unique glaslined process simulation samples, but in relation of the materials Codes, the final properties values are much close to the minimum specified, with slow heating and slow cooling. It was verified on the bending tests results made on the welded samples, that basically the welding were according to the specifications and that the thermal cycles had benefic effects in relation to the stress relief of the stresses originated from the forming processes of components.

Keywords: Mechanical properties. Heat treatment. Glaslinning. Carbon steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Fusão e fabricação da frita de vidro.....	20
Figura 1.2 - Frita de vidro.....	20
Figura 1.3 - Medidas de espessura de camada - MEV 50X.....	21
Figura 1.4 - Micrografia: Aço / Esmalte / Vidro - 100 X. - ataque Nital.....	21
Figura 1.5 - Visão geral de um reator vitrificado.....	22
Figura 2.1 - Equipamento em ciclo de vitrificação.....	32
Figura 3.1 – “Layout” das posições típicas das mostras.....	36
Figura 3.2 - Tratamento térmico das amostras junto com vaso de pressão em produção.....	37
Figura 3.3 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP’S 1.....	38
Figura 3.4 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP’S 2.....	38
Figura 3.5 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP’S 3.....	39
Figura 3.6 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP’S 4.....	39
Figura 3.7 - Diagrama TRC (Transformação com Resfriamento Contínuo) para uma chapa ASTM A-516 70 (Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas).....	40
Figura 3.8 - Amostras - 1 (Chapa laminada).....	44
Figura 3.9 - Exemplo CP-1 usinado, posicionado na chapa.....	44
Figura 3.10 - Amostras-2 (Flanges tipo Welding Neck).....	45
Figura 3.11 - CP-2 reduzido, posicionado em amostra 2 (Flange forjado).....	46
Figura 3.12 - Amostras-3: chapas soldadas (SAW).....	46
Figura 3.13 - CP 3, posicionado na amostra-3: chapas soldadas (SAW).....	47
Figura 3.14 - Corpos-de-prova para dobramento – AL3. 1/ 2 / 3 / 4.....	48
Figura 3.15 - Corpos-de-prova para dobramento – Bruto -3 (Vista lateral).....	48
Figura 3.16 - Corpo-de-prova AL3.4, preparado para o ensaio de dobramento lateral da solda.....	49
Figura 3.17 - Prensa e dispositivo para ensaios de dobramento	49
Figura 3.18 - CP Dobramento AL3.4 no dispositivo de ensaio de dobramento lateral da solda.....	50
Figura 3.19 - Corpo-de-prova AL3.4 no início do ensaio de dobramento lateral da solda.....	50
Figura 3.20 - Corpo-de-prova AL3.4 ao término do ensaio de dobramento lateral da solda....	51
Figura 3.21 - Chapa conformada (Formato do tampo e pescoço).....	52
Figura 3.22 - Flanges soldados no pescoço (Processo MAG) - Amostras 2 e 4.....	52

Figura 3.23 - CP 4 (Tração) posicionado na amostra 4	53
Figura 3.24 - CP 4 cortado para preparo para o ensaio de dobramento.....	54
Figura 3.25 - Corpo-de-prova 4 posicionado no dispositivo de ensaio de dobramento lateral.	54
Figura 3.26 - Corpo-de-prova B4.2 (3) iniciando ensaio de dobramento lateral da solda.....	55
Figura 3.27 - Corpo-de-prova B4.2 (3) no final do ensaio de dobramento lateral da solda.....	55
Figura 3.28 - CP'S AN4R.1/2/3/4 após ensaio de dobramento lateral da solda.....	55
Figura 4.1 - B1, chapa laminada bruta, Go=7, P=29%, orientação na direção de laminação da chapa e grãos de perlita alinhados e agrupados na matriz ferrítica.....	56
Figura 4.2 - N1, ciclo de normalização, Go=7, P=27%, grãos de perlita agrupados e orientados na direção de laminação da chapa (DL) na matriz ferrítica.....	56
Figura 4.3 - AN1, ciclo AN, Go= 7, P = 37% , grãos de perlita agrupados no contorno de grão (CG) de ferrita, ainda com pequeno alinhamento na DL.....	57
Figura 4.4 - AN1R, ciclo ANR, Go= 6, P = 36%, grãos de perlita agrupados no CG de ferrita. Traços leves de alinhamento na DL.....	57
Figura 4.5 - R1, ciclo de recozimento Go= 7, P = 46%, a ferrita e a perlita se dispõem de forma contínua e alinhadas na DL da chapa. Grãos grosseiros.....	57
Figura 4.6 - AL1, ciclo AL, Go= 7, P = 36% , constituinte perlita com traços de alinhamento (DL) e agrupados no CG da ferrita.....	57
Figura 4.7 - AL1R, ciclo ALR, Go= 7, P = 37% , Constituinte perlita com leve traço de alinhamento (DL) e agrupados no CG da ferrita.....	57
Figura 4.8 - Microdureza Vickers dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos	58
Figura 4.9 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.....	61
Figura 4.10 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.....	61
Figura 4.11 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos...	62
Figura 4.12 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos..	62
Figura 4.13 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.....	63
Figura 4.14 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.....	63
Figura 4.15 - B2, bruta como recebida, forjada e tratada termicamente para atender a norma ASME (Appendix 27), Go= 7, P = 31%, grãos grosseiros de ferrita - constituinte claro e perlita - escuro.....	64
Figura 4.16 - N2 – ciclo de normalização, Go =7, P = 36% , Grãos de perlita alinhados e agrupados na matriz ferrítica.....	64
Figura 4.17 - AN2 – ciclo AN, Go =7, P = 29%, grãos de perlita agrupados no CG de ferrita.....	64

Figura 4.18 - AN2R – ciclo ANR, Go = 6, P = 29%, grãos de perlita agrupados no CG de ferrita.....	64
Figura 4.19 - R2 – ciclo de recozimento, Go = 7, P = 48%, Grãos de perlita grosseiros, agrupados e alinhados em região específica da matriz ferrítica de granulação grosseira.....	65
Figura 4.20 - AL2 – ciclo AL, Go = 7, P = 32%, Perlita no formato globular, dispersos no interior dos grãos de ferrita.....	65
Figura 4.21 - AL2R – ciclo ALR, Go = 6, P = 36%, Perlita no formato globular, dispersos no interior dos grãos de ferrita.....	65
Figura 4.22 - Microdureza Vickers dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.....	66
Figura 4.23 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.....	69
Figura 4.24 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.....	70
Figura 4.25 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos...	70
Figura 4.26 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos..	71
Figura 4.27 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.....	71
Figura 4.28 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.	71
Figura 4.29 - B3, chapa laminada, bruta, soldada (Processo SAW), região da solda e ZTA, grãos de perlita formados entre as agulhas de ferrita, textura acicular na região da solda, bruta de fusão.....	72
Figura 4.30 - B3, (50X)-a (Nital 3%), chapa bruta laminada, soldada (Processo SAW), região do metal base, Go = 8, P = 49%, traços de alinhamento (DL) e constituinte perlita agrupados no CG de ferrita.....	72
Figura 4.31 - N3, ciclo de normalização, Go =6, P = 26%, constituinte perlita disperso e na matriz ferrítica.....	73
Figura 4.32 - AN3, ciclo AN, Go = 7, P = 33%, perlita dispersa nos grãos de ferrita e agrupada no CG de ferrita.....	73
Figura 4.33 - AN3R, ciclo ANR, Go = 7, P = 34%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.....	73
Figura 4.34 - R3, ciclo de recozimento, Go = 6, P = 32%, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita no formato de glóbulos dispersos no interior dos grãos de ferrita.....	73
Figura 4.35 - AL3, ciclo AL, Go = 7, P = 33%, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita no formato de glóbulos dispersos no interior dos grãos e agrupados no CG de ferrita.....	73
Figura 4.36 - AL3R, ciclo ALR, Go = 7, P = 42%, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita alinhada na direção de laminação da chapa e agrupados no CG de ferrita.....	73
Figura 4.37 - Microdureza Vickers dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.....	74

Figura 4.38 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.....	77
Figura 4.39 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos	77
Figura 4.40 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos...	78
Figura 4.41 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos. .	78
Figura 4.42 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.....	79
Figura 4.43 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos	79
Figura 4.44 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AN3.3, apresentando trinca de aproximadamente 1,0 mm.....	80
Figura 4.45 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AL3.4, apresentando trinca de aproximadamente 1,0 mm.....	81
Figura 4.46 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AL3.4, apresentando detalhe da trinca de aproximadamente 1,0 mm.....	81
Figura 4.47 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostras B3, sem a presença de trincas.....	81
Figura 4.48 - Característica das superfícies, amostras AN3 após ensaio de dobramento.....	82
Figura 4.49 - Característica das superfícies, amostras AN3R após ensaio de dobramento.....	82
Figura 4.50 - Característica das superfícies, amostras AL3 após ensaio de dobramento.....	82
Figura 4.51 - Característica das superfícies, amostras AL3R após ensaio de dobramento.....	83
Figura 4.52 - B4C, chapa laminada bruta, soldada no flange forjado como recebido (Processo MAG), região do metal base do corpo / ZTA / solda, Go = 8, P = 33%, perlita agrupada no CG de ferrita.....	84
Figura 4.53 - B4F, chapa laminada bruta, soldada no flange forjado como recebido (Processo MAG), região do metal base do flange / ZTA / solda, Go = 8, P = 43%, perlita agrupada no CG de ferrita, grãos alongados e aciculares (região da solda).....	84
Figura 4.54 - N4C, ciclo de normalização, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 8, P = 40%, perlita agrupada na matriz ferrítica.....	84
Figura 4.55 - N4F, ciclo de normalização, região do metal base do flange / ZTA / solda. Go = 7, P = 39%, perlita agrupada na matriz ferrítica.....	84
Figura 4.56 - AN4C, ciclo AN, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 34%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.....	84
Figura 4.57 - AN4F, ciclo AN, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 39%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.....	84

Figura 4.58 - AN4RC, ciclo ANR, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 8, P = 37%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.....	85
Figura 4.59 - AN4RF, ciclo ANR, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 37%, perlita dispersa nos grãos de ferrita.....	85
Figura 4.60 - R4C, ciclo de recozimento, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 42%, perlita alinhada e agrupada em regiões específicas na matriz ferrítica que apresenta grãos grosseiros.....	85
Figura 4.61 - R4F, ciclo de recozimento, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 39%, perlita grosseira agrupada em regiões específicas na matriz ferrítica que apresenta grãos grosseiros.....	85
Figura 4.62 - AL4C, ciclo AL, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 37% perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.....	85
Figura 4.63 - AL4F, ciclo AL, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 31%, perlita agrupada no CG de ferrita.....	85
Figura 4.64 - AL4RC, ciclo ALR, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 32%, perlita agrupada no CG de ferrita.....	86
Figura 4.65 - AL4RF, ciclo ALR, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 32%, perlita agrupada no CG de ferrita.....	86
Figura 4.66 - Microdureza Vickers dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.	86
Figura 4.67 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.....	90
Figura 4.68 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos	90
Figura 4.69 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos...91	91
Figura 4.70 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos. 91	91
Figura 4.71 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.....	92
Figura 4.72 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.....	92
Figura 4.73 - Características superficiais após ensaio de dobramento lateral do CP B4.2.....	94
Figura 4.74 - Amostras preparadas para ensaio de dobramento lateral da solda.....	95
Figura 4.75 - Características superficiais após ensaio de dobramento lateral da solda para os CP'S B4.2 (3) e B4.2(4).....	95
Figura 4.76 - Características superficiais após ensaio de dobramento lateral da solda para os CP'S B4.2	95
Figura 4.77- Características superficiais do CP AL4R.1 após ensaio de dobramento mostrando a presença de trincas.....	96
Figura 4.78 - Microdureza Vickers dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos	97

Figura 4.79 - Tamanho médio de grão ASTM E112 dos CP'S1, 2, 3 e 4	99
Figura 4.80 - Comprimento de interceptação linear médio - ℓ (mm) dos CP'S 1, 2, 3 e 4.	100
Figura 4.81 - Fração volumétrica de perlita dos CP'S 1, 2, 3 e 4.	101
Figura 4.82 - Análise comparativa da ductilidade (RA, AL) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	102
Figura 4.83 - Análise comparativa do módulo de elasticidade (E) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	103
Figura 4.84 - Análise comparativa do limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	104
Figura 4.85 - Análise comparativa da tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	105
Figura 4.86 - Análise comparativa do coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	106
Figura 4.87 - Análise comparativa do coeficiente de resistência (K) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.....	107
Figura 4.88 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1	109
Figura 4.89 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 1	109
Figura 4.90 – Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 2	110
Figura 4.91 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 2.....	110
Figura 4.92 – Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 3.....	111
Figura 4.93 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 3	111
Figura 4.94 – Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 4.....	112
Figura 4.95 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 4.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Características mecânicas do material SA-516 60.....	33
Tabela 3.2 - Composição química do material SA-516 60.....	33
Tabela 3.3 - Características mecânicas do material SA-105.....	34
Tabela 3.4 - Composição química do material SA-105.....	34
Tabela 3.5 - Composição química dos consumíveis de soldagem.....	35
Tabela 4.1 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP' S 1.....	58
Tabela 4.2 - Resultados dos ensaios de tração - CP'S 1.....	60
Tabela 4.3 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP' S 2.....	6
Tabela 4.4 - Resultados dos ensaios de tração - CP' S 2B, N, AN, ANR e R).....	68
Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tração - CP' S 2 (AL e ALR).....	69
Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP' S 3.....	74
Tabela 4.7 - Resultados dos ensaios de tração - CP' S 3.....	76
Tabela 4.8 - Resultados dos ensaios de dobramento lateral da solda - CP' S 3.....	80
Tabela 4.9 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP' S 4.....	87
Tabela 4.10 - Resultados dos ensaios de tração - CP' S 4.....	89
Tabela 4.11 - Resultados dos ensaios de dobramento lateral da solda - CP' S 4.....	93
Tabela 4.12 - Tamanho médio de grão (Go) ASTM - CP' S 1, 2, 3, e 4.....	98
Tabela 4.13 - Comprimento de interceptação linear médio - l (mm) - CP' S 1, 2, 3 e 4.....	99
Tabela 4.14 - Fração volumétrica de perlita (%) - CP' S 1, 2, 3, e 4.....	100
Tabela 4.15 - Valores teóricos para o limite de resistência à tração (σ_r) e da tensão limite de escoamento (σ_e) para os CP' S 1, 2, 3 e 4.....	108

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SIMBOLOS

AN	Aquecimento normal. Notação usada para as amostras submetidas ao ciclo de vitrificação AN/RN.
AN / RN	Ciclo térmico de vitrificação com aquecimento normal e resfriamento normal (ao ar).
ANR	Notação usada para as amostras submetidas ao ciclo de vitrificação com AN/RN e duas revitrificações posteriores, também com o mesmo ciclo de AN/RN.
AL	Aquecimento lento. Notação usada para as amostras submetidas ao ciclo de vitrificação AL/RL.
AL / RL	Ciclo térmico de vitrificação com aquecimento e resfriamento controlado dentro do forno (lento).
ALR	Notação usada para amostras submetidas ao ciclo de vitrificação com AL/RL e duas revitrificações posteriores, também com o mesmo ciclo de AL/RL.
Al ₂ O ₃	Alumina (óxido de alumínio)
ASME	The American Society of Mechanical Engineers
ASTM	The American Society for Testing and Materials
B	Notação usada para as amostras dos materiais brutos (antes dos ciclos térmicos), bruta como recebida da usina (laminada) ou da forjaria (forjada).
B ₂ O ₃	Óxido de boro
CaO	Óxido de cálcio
CG	Contorno de grão.
CP (CP' §	Corpo(s)-de-prova para ensaios e testes.
DL	Direção de laminação da chapa.
EDE	Energia de defeito de empilhamento
EPS	Especificação de procedimento de soldagem
FS	Fora da Solda (local de rompimento do corpo-de-prova de tração).
G	Número de tamanho médio de grão ASTM
Go	Número de tamanho médio de grão ASTM corrigido para o aumento de 100X.
<i>Glasteel</i> ®	Aço Vitrificado - Marca Registrada da Empresa Pfaudler.
<i>hairlines</i>	Denominação de imperfeições no revestimento de vidro (linhas de tensão).
IS	Interface da solda (local de rompimento do corpo-de-prova de tração).

K	Coeficiente de resistência
K ₂ O	Óxido de potássio
ℓ	Comprimento de interceptação linear médio (mm)
MAG	<i>Metal Active Gas</i> - Solda com gás ativo, Semi-Automática.
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
N	Notação usada para o ciclo térmico de normalização.
n	Coeficiente de encruamento
Na ₂ O	Óxido de sódio
P	% do microconstituente perlita.
PbO	Óxido de chumbo
R	Notação usada para o ciclo térmico de recozimento pleno.
RN	Notação usada pra o ciclo de resfriamento normal ao ar.
RL	Notação usada para o ciclo de resfriamento controlado dentro do forno (lento).
SiO ₂	Silicato
SAW	<i>Submerg Arc Welding</i> - Solda semi-automática a arco submerso.
T.T.	Tratamento térmico
ZTA	Zona termicamente afetada pela soldagem.
WN	<i>Welding Neck</i> (tipo de flange com pescoço para solda)
WWG	<i>World Wide Glasteel</i> - Vidro padrão mundial da Empresa Pfaudler.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	19
1.1 ORIGEM DO PROCESSO DE REVESTIMENTO DE VIDRO - ASPECTOS HISTÓRICOS.....	19
1.2 O PROCESSO DE REVESTIMENTO DE VIDRO - ASPECTOS DE UTILIZAÇÃO.....	19
1.3 DESCRITIVO DE VITRIFICAÇÃO E REVITRIFICAÇÃO.....	21
1.4 JUSTIFICATIVA PARA O DESENVOLVIMENTO DO TRABALHO.....	22
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 SUBSTRATO METÁLICO.....	24
2.1.1 AÇOS USADOS NO PROCESSO DE VITRIFICAÇÃO.....	30
2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	31
2.2.1 NORMALIZAÇÃO.....	31
2.2.2 RECOZIMENTO.....	31
2.2.3 CICLOS TÉRMICOS DE VITRIFICAÇÃO.....	31
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	33
3.1 MATERIAIS.....	33
3.1.1 CHAPA EM AÇO CARBONO CONFORME A NORMA ASME SA-516 60.....	33
3.1.2 AÇO CARBONO FORJADO CONFORME A NORMA ASME SA-105.....	34
3.1.3 MATERIAIS CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM (ASME, 2004, IX).....	34
3.1.4 REVESTIMENTO DE VIDRO	35
3.2 MÉTODOS.....	35
3.2.1 ANÁLISES METALOGRÁFICAS.....	38
3.2.2 DETERMINAÇÃO DA MICRODUREZA VICKERS.....	41

3.2.3 DETERMINAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO.....	41
3.2.4 DETERMINAÇÃO DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE PERLITA E FERRITA.....	41
3.2.5 ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO.....	42
3.2.6 DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (σ_r) E TENSÃO DE ESCOAMENTO (σ_e) TEÓRICAS.....	43
3.2.7 ENSAIOS MECÂNICOS DE DOBRAMENTO LATERAL.....	43
3.3 DESCRITIVO DA METODOLOGIA PARA OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS E DOS CORPOS DE PROVA (CP'S) PARA OS ENSAIOS MECÂNICOS.....	43
3.3.1 AMOSTRAS - 1: CHAPA LAMINADA.....	43
3.3.2 AMOSTRAS - 2: FLANGE FORJADO.....	45
3.3.3 AMOSTRAS - 3: CHAPAS SOLDADAS PELO PROCESSO A ARCO SUBMERSO (SAW - SUBMERC ARC WELDING).....	46
3.3.4 AMOSTRAS - 4: CHAPA SOLDADA COM FLANGE PELO PROCESSO MAG (METAL ACTIVE GAS).....	51
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	56
4.1. RESULTADOS DAS ANÁLISES PARA OS CP'S 1.....	56
4.1.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA PARA OS CP'S 1.....	56
4.1.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 1.....	58
4.1.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 1.....	59
4.2. RESULTADOS DAS ANÁLISES PARA OS CP'S 2.....	64
4.2.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA PARA OS CP'S 2.....	64
4.2.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 2.....	65
4.2.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 2.....	66
4.3. RESULTADOS DAS ANÁLISES PARA OS CP'S 3.....	72
4.3.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA PARA OS CP'S 3.....	72
4.3.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 3.....	74
4.3.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 3.....	75

4.3.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE DOBRAMENTO LATERAL PARA OS CP'S 3	80
4.4. RESULTADOS DAS ANÁLISES PARA OS CP'S 4	83
4.4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA PARA OS CP'S 4	83
4.4.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 4	86
4.4.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 4	87
4.4.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE DOBRAMENTO LATERAL PARA OS CP'S 4	92
4.5 RESULTADOS DAS ANÁLISES COMPARATIVAS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4	96
4.5.1 RESULTADOS DAS ANÁLISES METALOGRÁFICAS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	96
4.5.2 RESULTADOS DAS ANÁLISES DOS ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	97
4.5.3 RESULTADOS DA DETERMINAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	98
4.5.4 RESULTADOS DA DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO DE PERLITA PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	100
4.5.5 RESULTADOS DA ANÁLISE COMPARATIVA DOS ENSAIOS MECÂNICOS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	102
4.5.6 RESULTADOS DA ANÁLISE COMPARATIVA DA DETERMINAÇÃO DOS VALORES TEÓRICOS PARA AS TENSÕES LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.....	107
5 CONCLUSÕES.....	114
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	116
REFERÊNCIAS	117

1 INTRODUÇÃO

1.1 Origem do processo de revestimento de vidro - aspectos históricos

No ano de 1884, um jovem empreendedor chamado Casper Pfaudler, procurando encontrar uma alternativa para acelerar a fermentação e também armazenagem da cerveja, inventou um processo de revestimento de tanques de ferro com esmalte. Apesar do processo não se apresentar de forma satisfatória para o propósito na época, um sub-produto de seu processo acabou se tornando a base para uma nova indústria que anos mais tarde, com o desenvolvimento de alta tecnologia, estabeleceu o aço vitrificado como uma solução para o controle da corrosão, um dos mais sérios problemas da indústria química.

1.2 O processo de revestimento de vidro - aspectos de utilização

A grande necessidade mundial de alta tecnologia de equipamentos para uso em processos químicos e farmacêuticos exige a constante necessidade de aprimoramento de revestimentos protetores contra a corrosão. Este fato contribuiu para o desenvolvimento de um material composto de vidro fundido ao aço (*Glasteel*®) (CATÁLOGOS, s.d). O vidro apresenta-se aderido ao metal através de um processo termo-mecânico, com uma estrutura não cristalina com grande resistência às substâncias químicas ácidas e alcalinas sob condições extremas de temperatura e pressão e com custos menores do que ligas especiais usadas para o mesmo objetivo.

A grande utilização do revestimento vitrificado ocorre devido aos benefícios de uma combinação inigualável de resistência à corrosão, resistência ao impacto de componentes reacionais dentro do reator, resistência ao choque térmico, eficiência na transferência térmica, não aderência de produtos altamente viscosos e facilidade de limpeza. Sendo o vidro um revestimento inerte, o que não afeta a pureza ou sabor dos produtos, proporciona, portanto, a possibilidade da utilização de um composto final aço + vidro de alta resistência mecânica.

A frita de vidro (Figuras 1.1 e 1.2), matéria-prima do revestimento de vidro, é obtida pela fusão em fornos especiais sob alta temperatura. Apresenta uma composição à base dos elementos formadores óxido de boro (B_2O_3) e silicato (SiO_2) e outros elementos, tais como: Na_2O , K_2O , CaO , PbO , Al_2O_3 , etc. (ANDREW, 1961).



Figura 1.1 - Fusão e fabricação da frita de vidro.



Figura 1.2 - Frita de vidro.

Para a adequada aderência do vidro no aço, é necessária a utilização de um esmalte de base, formando então a estrutura típica apresentada nas Figuras 1.3 e 1.4, onde se observam as interfaces entre o metal, esmalte de base e vidro, sendo obtido um sistema de revestimento final de vidro com camada de espessura na faixa de 1,0 a 2,0 mm. A integridade final da qualidade do revestimento é testada como inspeção final, por intermédio de um teste dielétrico com alta voltagem (20 kV). A Figura 1.3 e a Figura 1.4 apresentam a espessura das camadas e a micrografia dos materiais envolvidos.

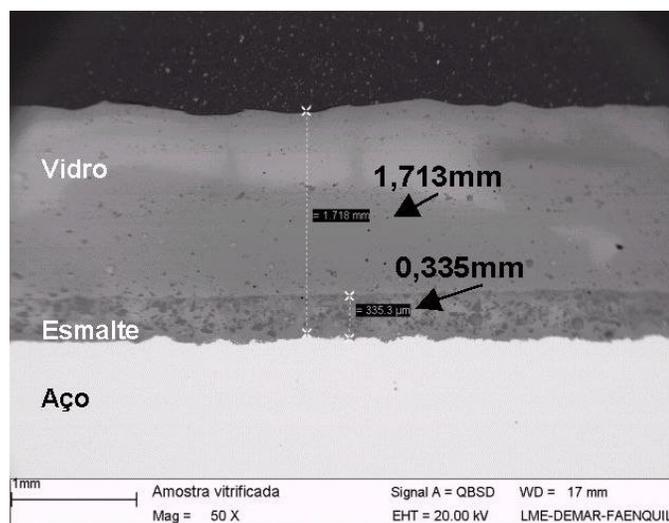


Figura 1.3 - Medidas de espessura de camada - MEV 50X.

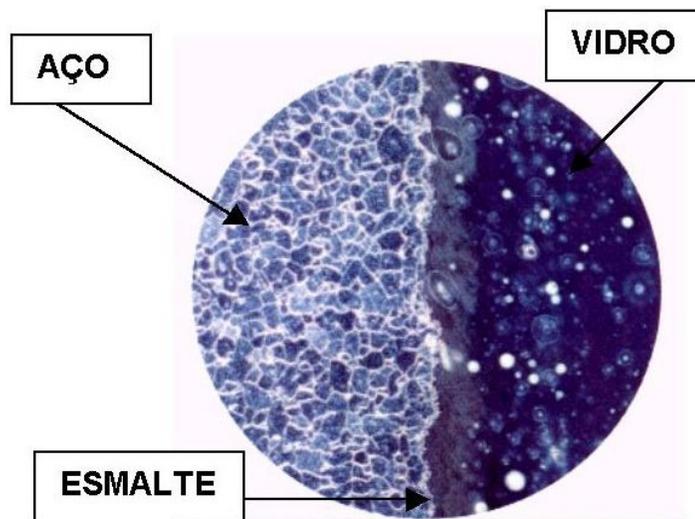


Figura 1.4 - Micrografia: Aço / Esmalte / Vidro - 100 X. - ataque Nital.

1.3 Descritivo da vitrificação e revitrificação

A vitrificação é o processo de revestimento de vidro em equipamentos tais como: vasos, reatores, tanques e componentes para uso nas áreas químicas, farmacêuticas, etc., fabricados por conformação e soldagem, com o uso de chapas e flanges forjados de aço com baixo teor de carbono com o objetivo de proteção contra a corrosão, aproveitando a

resistência estrutural do metal em conjunto com a grande resistência ao ataque corrosivo do vidro por ácidos e álcali (CATÁLOGOS, s.d).

A revitrificação é a denominação do processo de recuperação do revestimento de vidro de equipamentos vitrificados, incluindo, quando necessário, a troca e recuperação do substrato metálico. Efetuado em equipamentos que após o uso em processos altamente corrosivos, necessitam ter seu revestimento refeito, a técnica consiste na retirada completa do revestimento original por jateamento e posterior ciclo de vitrificação.

Um equipamento pode passar pelo processo de revitrificação por mais de uma vez, isto é, pode passar pelo ciclo inicial de vitrificação e ser revitrificado por pelo menos mais duas vezes (aproximadamente 21 ciclos térmicos) e ainda manter características mecânicas de seus materiais, as quais o tornam adequado para trabalho em condições de pressão e temperatura.

A Figura 1.5 apresenta um exemplo genérico de um reator vitrificado com várias opções de tipos de lâminas e jaquetas.



Figura 1.5 - Visão geral de um reator vitrificado.

1.4 Justificativa para o desenvolvimento do trabalho

Em função da temperatura elevada de queima e dos múltiplos ciclos de exposição ao forno necessários para fundir as camadas de vidro, ocorre a possibilidade de mudanças nas propriedades tais como: resistência à tração, limite de escoamento, alongamento, dobramento e dureza do metal de base e juntas soldadas, as quais normalmente não são levadas em consideração nas informações típicas disponíveis na literatura.

Usualmente, para inúmeros tipos de equipamentos, são utilizados os ciclos térmicos normais (AN / RN), os quais envolvem aquecimento normal e resfriamento normal ao ar, do aço em cada exposição ao forno, sendo considerados como um tratamento térmico similar ao de normalização para o aço, geralmente produzindo refino dos grãos e melhorias nas propriedades mecânicas.

Porém, com base na metodologia aplicada para o processo de vitrificação, verifica-se a tendência de execução de determinados ciclos de aquecimento controlado e resfriamento controlado dentro do forno (AL / RL), mais lentos do que o usual aquecimento normal e resfriamento normal ao ar (AN / RN), que possui gradientes de aquecimento e resfriamento mais rápidos.

Procura-se com esses ciclos mais lentos eliminar imperfeições do revestimento de vidro tais como *hairlines* (linhas de tensão) (ANDREW, 1961), decorrentes de diferenças de espessura, aquecimentos e resfriamentos heterogêneos, regiões de suportação, solda de componentes de fixação e içamento, etc., comuns nesses ciclos térmicos normais. Esses ciclos mais lentos acabam não sendo tão representativos dos usuais tratamentos térmicos de normalização e de recozimento (METALS ..., 1964,v.2).

O aquecimento normal (AN) é efetuado utilizando-se a potência de aquecimento característica do forno, enquanto que, no aquecimento lento (AL), existe um controle do gradiente de aquecimento, principalmente na faixa de temperaturas entre 400 e 750 °C, aumentando razoavelmente o tempo total de aquecimento da peça.

O resfriamento normal (RN) consiste em depois de atingido o ciclo de aquecimento e cura em temperatura, retirar a peça do forno para resfriamento ao ar, enquanto que o resfriamento lento (RL) consiste em se deixar a peça resfriando dentro do forno com gradientes controlados, até temperaturas abaixo de 400 °C, para só então, se necessário, retirá-la para resfriamento ao ar.

Sendo assim, este estudo tem como objetivo verificar as influências do processo de revestimento de vidro e relativos ciclos térmicos descritos, nas propriedades mecânicas finais, comparativamente às propriedades do metal bruto, das soldas e das propriedades especificadas pelas normas dos materiais, o qual pode contribuir na redução dos custos de fabricação e aumento na vida útil dos equipamentos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Substrato metálico

O projeto e desenvolvimento de estruturas metálicas requerem a consideração de vários fatores, de tal forma que os requisitos de desempenho de um componente metálico são estabelecidos de maneira a compatibilizar as funções exigidas com a possibilidade de fabricação e suas características mecânicas (HOSFORD, 2006).

Dentre os diversos materiais disponíveis no mercado, os aços constituem o grupo mais complexo de ligas metálicas de maior utilização devido ao baixo custo e à grande disponibilidade no mercado mundial. A correta aplicação das ligas ferrosas exige um conhecimento adequado de suas características estruturais e mecânicas além dos fatores associados aos processos de fabricação, aos efeitos dos elementos de ligas e aos tratamentos térmicos a que são geralmente submetidas (HONEYCOMBE, 1982).

Os constituintes básicos dos aços são austenita, ferrita, cementita e perlita. A austenita nos aços carbono comuns, estável acima de 727°C , constitui-se de uma solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares, boa resistência mecânica e apreciável tenacidade (HONEYCOMBE, 1982).

A ferrita corresponde ao ferro no estado alotrópico alfa contendo em solução traços de carbono e também apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares, baixos valores de dureza e resistência à tração, excelente resistência ao choque e elevada ductilidade (HONEYCOMBE, 1982).

A cementita é o carboneto de ferro Fe_3C contendo 6,67% de carbono, sendo responsável pela elevada dureza e resistência dos aços de alto carbono, assim como pela sua menor ductilidade (HONEYCOMBE, 1982).

A perlita é um constituinte de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita, na forma de lâminas finas dispostas alternadamente. A transformação da austenita em perlita é típica de muitas reações no interior de sólidos, ou seja, inicia-se nos contornos de grão devido à maior energia acumulada nestas regiões e, eventualmente, no interior de grãos em pontos de alta energia acumulada na forma de defeitos. Por outro lado, as propriedades da perlita dependem muito da espessura de suas lamelas e esta, por sua vez, da velocidade de sua formação. De fato, as reações de transformação da austenita em ferrita e cementita levam um determinado período de tempo para ocorrer, devido às mudanças no reticulado cristalino do ferro e de

processos associados à difusão. Em consequência, se for aumentada a velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico, ou seja, se o aço for submetido a elevadas taxas de resfriamento, não haverá tempo suficiente para uma completa movimentação atômica, modificando as reações de transformação da austenita, induzindo a formação de novos constituintes de grande importância para a aplicação dos aços, a exemplo da estrutura martensítica. As relações existentes entre as diferentes velocidades de resfriamento e as possíveis transformações da austenita resultaram no desenvolvimento dos conhecidos diagramas de transformação isotérmica e nas curvas TTT de grande aplicação prática para compreensão e realização dos tratamentos térmicos, as quais são severamente afetadas pela composição química da liga, pelo tamanho de grão e homogeneidade da fase austenítica (HONEYCOMBE, 1982; CHAKRABORTI, 2007; YAKUBTSOV, 2007; VERHOEVEN, 1975).

Os tratamentos térmicos são conduzidos por um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento sob condições controladas de atmosfera, temperatura e resfriamento com o objetivo de alterar a capacidade de conformação mecânica, e melhorar as propriedades físicas, químicas e mecânicas dos aços. Nesse contexto, a velocidade de aquecimento tem influência direta no tratamento de aços previamente endurecidos por deformação em função da presença de tensões residuais, podendo levar à condução de fraturas localizadas durante o rápido aquecimento. Desta forma, um dos aspectos de maior importância refere-se ao tempo de permanência na temperatura de austenitização, que deve ser definido de forma adequada para permitir a dissolução do carboneto de ferro e de outras fases devido à presença elementos de liga, e reduzir a possibilidade de crescimento excessivo de grão, oxidação e descarbonetação. Entretanto, o modo de resfriamento é que irá determinar efetivamente a estrutura final e as propriedades finais dos aços. Por outro lado, a obtenção dos constituintes desejados não é função somente da velocidade de resfriamento, mas depende também do teor de elementos de liga e das dimensões das peças a serem tratadas (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

De uma forma geral, os aços estruturais de maior aplicação incluem aços carbono e os aços de alta resistência e baixo teor em liga. As aplicações dos aços carbono requerem ductilidade e homogeneidade, valor elevado da relação entre o limite de resistência e o limite de escoamento, soldabilidade, susceptibilidade de corte por chama e resistência razoável à corrosão (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

Com exceção da resistência à corrosão, todos os outros requisitos são satisfatórios em maior ou menor grau pelos aços de baixo a médio carbono obtidos por laminação, cujos limites de resistência à tração variam de 370 a 490 MPa. De fato, o teor de carbono relativamente baixo e o trabalho a quente proporcionado pela laminação de perfis estruturais garantem a ductilidade necessária, além de produzir uma homogeneidade muito boa em toda a extensão das peças, com pequenas variações de resistência à tração e à compressão. A ductilidade destes aços garante excelente trabalhabilidade em operações tais como corte, furação e dobramento (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

Nos aços de alta resistência e baixo teor em liga, propriedades como o limite de escoamento e o módulo de elasticidade, características de grande importância no projeto e no cálculo de estruturas, são perfeitamente satisfatórios para um grande número de aplicações. A soldabilidade é uma característica muito importante para esse tipo de material, visto que a soldagem de peças estruturais é bastante comum. Os aços carbono comuns também satisfazem plenamente esse requisito, pois podem ser soldados sem comprometer a estrutura final e as propriedades mecânicas. No entanto, a resistência à corrosão pode ser alcançada com a adição de pequenos teores de cobre, elemento que, adicionado em teores muito baixos, da ordem de 0,25%, melhora essa propriedade em pelo menos duas vezes em relação ao mesmo aço sem este elemento na sua composição, além de outros elementos tais como Ni, Cr e Mo (HONEYCOMBE, 1982; CHAKRABORTI, 2007; YAKUBTSOV, 2007; VERHOEVEN, 1975).

Para a maioria das aplicações estruturais, o teor de carbono desses aços varia de 0,15 a 0,40%, com outros elementos (Mn, Si e S) em teores considerados normais. A elevação do teor de carbono aumenta a resistência mecânica, à custa da perda da capacidade de trabalhabilidade ou deformabilidade do aço, de modo que, é necessário levar em conta esses fatores quando se projeta a utilização de um aço de maior resistência mecânica (HONEYCOMBE, 1982; YAKUBTSOV, 2007).

A tendência moderna no sentido de se utilizar estruturas de grandes dimensões, tem levado os engenheiros, projetistas e construtores a considerar o emprego de aços cada vez mais resistentes. Nesse sentido, são indicados os aços de alta resistência e baixo teor em liga, o qual permite o emprego de seções mais leves, com melhor resistência à corrosão atmosférica, melhor resistência ao choque e à fadiga e elevada relação entre os limites de escoamento e limite de resistência à tração sem a perda de ductilidade (VASILYEV, 2007; CHAKRABORTI, 2005; YIN, 2007).

Os requisitos já enumerados, com adequadas trabalhabilidade e soldabilidade, são obtidos nestes aços por apresentarem uma gama de elementos que podem compor a sua composição dentro das seguintes faixas: C de 0,60 a 0,28%; P de 0,01 a 0,12%; Si de 0,01 a 0,90%; Mn de 0,35 a 1,60%; Cu de 0 a 1,25%; Cr de 0 a 1,80%; Ni de 0 a 5,25%; Mo de 0 a 0,65%; Zr de 0 a 0,12; Al de 0 a 0,20%; S de 0 a 0,03%; Ti de 0 a 0,05%; B de 0 a 0,005% e Nb de 0 a 0,10%, que contribuem com a formação de compostos intermetálicos e carbonetos complexos (HONEYCOMBE, 1982; YAKUBTSOV, 2007).

Embora o ferro puro seja pouco resistente, os aços cobrem uma larga faixa do espectro de resistência, desde tensões de escoamento baixas (por volta de 200 MPa) até níveis muito altos (próximos de 2000 MPa). Estas propriedades mecânicas são obtidas por ação conjunta de diversos mecanismos endurecedores, sendo difícil quantificar as diferentes contribuições de cada um dos mecanismos para a melhoria da resistência (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

Similarmente a outros metais, o ferro pode ser endurecido por meio de diversos processos ou mecanismos básicos. Os mais importantes são endurecimento por deformação, por solução sólida de átomos intersticiais, por solução sólida de átomos substitucionais, por refino do tamanho de grão de ferrita por tratamentos térmicos e endurecimento por precipitação ou dispersão.

A função dos solutos intersticiais (carbono e nitrogênio), constituem o aspecto mais singular do endurecimento do ferro. Estes elementos têm também um papel de relevância, devido à interação com discordâncias e pela afinidade com vários elementos de liga utilizados nos aços (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

As dimensões atômicas do carbono e do nitrogênio são bastante pequenas em relação às do ferro, o que torna possível a presença destes elementos no ferro- α e no ferro- γ , em solução sólida intersticial. Ao contrário, os elementos de liga metálicos, como manganês, níquel e cromo, com dimensões atômicas próximas às dimensões do ferro, entram em solução sólida substitucional. No entanto, em função dos tamanhos atômicos do C e N e das dimensões intersticiais existentes na estrutura CCC, ocorre certa distorção da rede quando estes átomos entram em solução no ferro. De fato, verifica-se que o carbono e o nitrogênio não ocupam no ferro- α os maiores interstícios, mas sim os interstícios octaédricos. Este fenômeno contribui para o aumento na resistência mecânica (HONEYCOMBE, 1982; VERHOEVEN, 1975).

A profunda diferença entre as solubilidades dos principais solutos intersticiais no ferro- γ e no ferro- α tem enorme importância nos tratamentos térmicos dos aços. É, portanto, de se

esperar que durante tratamentos térmicos simples haja precipitação do carbono e do nitrogênio em excesso. Isto pode acontecer em tratamentos térmicos que envolvam têmpera a partir do estado γ , ou mesmo após tratamentos exclusivamente no domínio α , onde a solubilidade do carbono varia de cerca de três ordens de grandeza entre 720°C e 20°C (VERHOEVEN, 1975).

O carbono e o nitrogênio, mesmo em concentrações muito baixas no ferro, originam uma transição nítida entre a deformação elástica e a deformação plástica num ensaio de tração. A descarbonetação do ferro provoca o desaparecimento desta transição nítida (escoamento descontínuo), o que significa que os átomos de soluto são de algum modo responsáveis por este comportamento singular. O endurecimento resultante de átomos de solutos substitucionais é, em geral, tanto maior quanto for a diferença de tamanho atômico em relação ao ferro, o que está de acordo com a regra de Hume-Rothery sobre o efeito do tamanho atômico. Nos aços industriais, este mecanismo de endurecimento está bem estabelecido pela adição de diversos elementos de liga comuns, como por exemplo, manganês, silício, níquel, molibdênio e vanádio (VERHOEVEN, 1975; NAJAFI, 2007; STAIGER, 2004).

O encruamento é um mecanismo importante de endurecimento dos aços, permitindo obter excelentes valores de resistência mecânica. A resistência à tração de um aço com 0,05%C submetido a uma redução de área de 95% em processo de trefilação, aumenta pelo menos 550 MPa, enquanto o dobro deste valor pode ser atingido em aços de mais alto teor de carbono. De fato, é possível, sem adição de elementos de ligas especiais, aumentar a resistência dos aços carbono até valores superiores a 1500 MPa, recorrendo apenas à técnica de endurecimento por deformação.

As investigações sobre a deformação do ferro têm-se concentrado no estudo de monocristais e policristais puros submetidos a diferentes condições de deformação de forma controlada. Estas experiências demonstraram que há escorregamento em vários planos, {110}, {112} e {123}, mas sempre segundo a direção mais compacta $\langle 111 \rangle$. A diversidade de planos de escorregamento origina, nos cristais deformados, heterogeneidades devido aos processos de deformação, já que as discordâncias podem facilmente transitar de um tipo de plano para outro, por deslizamento com desvio, em função da elevada EDE do Fe- α (300 mJ.m⁻²) (HONEYCOMBE, 1982; HUMPHREYS, 1996; COLGAN, 2003; VERDEJA, 2003; WANG, 2005; ASENSIO, 2001).

No estado encruado os metais apresentam diferentes tipos de defeitos cristalinos classificados como defeitos de ponto, de linha e de superfície. Os defeitos pontuais exercem

pouco efeito sobre as propriedades mecânicas, ao passo que o aumento na densidade de discordâncias contribui efetivamente para o aumento da resistência. Entretanto, a distribuição de discordâncias em um metal encruado é fortemente dependente da EDE e no caso da ferrita, esta dependência conduz a alta mobilidade de discordâncias. Desta forma, com o aumento da deformação durante processos de conformação, observa-se a formação de emaranhados e, posteriormente, a formação de estrutura de células.

A presença de elementos de liga pode modificar os valores de EDE e exercem influência direta na distribuição e interação de discordâncias após deformação a frio. Estudos recentes têm avaliado com critério o estado encruado e a distribuição heterogênea de defeitos ao longo de diferentes microestruturas. Além da variação na quantidade de defeitos em um mesmo grão, as principais heterogeneidades envolvem as bandas de transição, deformação e cisalhamento e também as maclas de deformação, que são dependentes dos sistemas ativos de deslizamento, da temperatura e da taxa de deformação. As heterogeneidades de deformação são regiões com maior densidade de defeitos cristalinos e são locais preferenciais para a nucleação de novos grãos e, portanto, exercem influência nos processos termicamente ativados como recuperação, recristalização e crescimento de grão (HUMPHREYS, 1996; LEE, 1993; KUHLMAN-WILSDORF, 1999; DOHERTY, 1997; NES, 1995).

O refino, por tratamento térmico, do tamanho de grão da ferrita constitui um dos processos mais importantes de endurecimento dos aços. Em termos práticos, quanto menor for o tamanho de grão maior será o limite de escoamento. Neste aspecto, os valores do limite de escoamento podem atingir 500 MPa com relações às microestruturas convencionais, as quais apresentam valores na faixa de 200 a 250 MPa (HODGSON, 1999; ZHAO, 2007).

A matriz, geralmente ferrita (CCC) ou austenita (CFC) endurecida por refino do tamanho de grão e por adição de solutos, é adicionalmente endurecida, por vezes em alto grau, por controle de dispersões de outras fases na microestrutura. As fases adicionais mais frequentes são os carbonetos, que resultam de baixa solubilidade do carbono no ferro- α . Nos aços carbono, o carboneto é normalmente a cementita (Fe_3C), que pode ocorrer numa variedade de estruturas que vão desde a forma de lamelas grossas (perlita) até finos precipitados cilíndricos (bastonetes) ou esféricos (aços revenidos). Nos aços ligados encontra-se a mesma variedade de componentes microestruturais, mas em muitos casos o carboneto de ferro é substituído por outros carbonetos que são tradicionalmente mais estáveis. Outras fases dispersas incluem os nitretos e, principalmente, os compostos intermetálicos (VERHOEVEN, 1975).

2.1.1 AÇOS USADOS NO PROCESSO DE VITRIFICAÇÃO

A adequada escolha do substrato metálico é importante para se conseguir a perfeita união entre o metal e o revestimento de vidro. Metais puros ou ligas de metais ferrosos e não ferrosos até poderiam ser usados, mas a escolha do aço carbono é a mais adequada por conseguir boa estabilidade a elevadas temperaturas, dilatação e contração térmica similares aos revestimentos vítreos, boa conformabilidade, boa soldabilidade, boa usinabilidade e custos adequados.

Fatores metalúrgicos definem basicamente a utilização de aços de baixo teor de carbono (< 0,22% de carbono) para a utilização no processo de vitrificação.

Na fabricação do aço, a prática de desoxidação aplicada tem enorme efeito na obtenção de uma estrutura interna isenta de defeitos, homogeneidade química, temperatura de transição dúctil-frágil e qualidade superficial. Por essa razão a preferência pelo uso de aços acalmados também é uma prática para a fabricação de componentes de vasos de pressão (METALS ..., 1964,v.1; ASME, 2004, II-A).

Aços acalmados, produzidos com granulação grosseira ou fina, são aqueles que antes do vazamento do lingote, são totalmente desoxidados pela adição de alumínio ou silício, ou ambos, para combinar com o oxigênio presente no metal fundido. Como resultado, ocorre pouca reação entre o carbono e oxigênio no lingotamento, conseguindo-se mínima segregação química e uniformidade nas propriedades mecânicas ao longo das peças.

O aço SA-516 / SA-516M (Similar ao ASTM A-516 /A-516M) (ASME, 2004, II-A), são especificados para chapas em aço carbono para utilização na fabricação de vasos de pressão soldados, para moderadas e baixas temperaturas de serviço onde é necessária uma boa resistência ao impacto. Existem quatro graus disponíveis para chapas sob essa especificação (graus 55, 60, 65 e 70), que definem a resistência à tração, em torno de 415 MPa. O grau utilizado para o processo em estudo é o de grau 60, cuja condição usual de fornecimento do material refere-se ao estado bruto de laminação.

O aço SA-105 / SA-105M (Similar ao ASTM A-105 /A-105M) (ASME, 2004, II-A), possui especificação para componentes de tubulação forjados em aço carbono para uso a temperatura ambiente e também em temperaturas elevadas. A condição usual de fornecimento é o estado bruto de forjamento.

2.2 Tratamentos Térmicos

2.2.1 NORMALIZAÇÃO:

O tratamento térmico de normalização consiste no aquecimento do aço a uma temperatura na faixa de 60 °C acima da temperatura crítica superior de transformação austenítica, dependente da composição do aço. No caso deste trabalho, para o C < 0,22%, a temperatura de 910 °C é adequada. Após a completa austenitização, isto é, após ocorrer a completa transformação para austenita, em um tempo mínimo de 60 minutos para cada 25 mm de espessura do metal, retira-se a peça do forno para um resfriamento rápido ao ar. Obtém-se assim uma microestrutura final denominada de perlita fina e, conseqüentemente, um refinamento e uma distribuição homogênea dos grãos com aumento da tenacidade e eliminação dos efeitos causados na microestrutura decorrentes de processos de conformação e aquecimentos por soldagem (METALS ..., 1964,v.2).

2.2.2 RECOZIMENTO:

O tratamento térmico de recozimento pleno consiste no aquecimento do aço a uma temperatura na faixa de 30 °C acima da temperatura crítica superior de transformação austenítica, dependendo da composição do aço. Neste trabalho, para o C < 0,22%, a temperatura acima de 890 °C é adequada. Após a completa austenitização, isto é, após ocorrer a completa transformação para austenita, em um tempo mínimo de 60 minutos para cada 25 mm de espessura do metal, resfria-se a peça dentro do próprio forno, lentamente até a temperatura próxima da ambiente. Obtém-se, assim, uma microestrutura final denominada de perlita grossa e, conseqüentemente, um material mais dúctil e com granulação homogênea, facilitando assim trabalhos subseqüentes, como os processos de usinagem, conformação plástica, etc. (METALS ..., 1964,v.2).

2.2.3 CICLOS TÉRMICOS DE VITRIFICAÇÃO:

São ciclos térmicos a que são submetidos os equipamentos em processo de revestimento com vidro visando obter, inicialmente, a adequada preparação do substrato metálico para o recebimento das camadas subseqüentes do esmalte de base e, em

continuidade, as diversas camadas subseqüentes do revestimento de vidro. A espessura total final de camada desejada está na faixa de 1,0 a 2,0mm. Normalmente um equipamento é inserido no forno de 6 a 7 vezes para um ciclo completo.

Para obter um revestimento de vidro dentro dos padrões de qualidade necessários para a proteção do substrato metálico ao contato com produtos altamente corrosivos, existe a necessidade de se adotar metodologias e gradientes de aquecimento e resfriamento normais ou controlados (ciclos: AN / RN, AL / RL), bem como temperaturas e tempos de cura específicos, que compõem os ciclos térmicos completos do processo de vitrificação, cujas principais etapas são:

- Etapa inicial denominada de Queima, que corresponde basicamente a um tratamento térmico de normalização: a temperatura de trabalho está na faixa de 920 °C, com um tempo de 60 minutos para cada 25 mm de espessura do metal. Tem como objetivo aliviar tensões de solda / fabricação, eliminar impurezas superficiais (óleos / vestígios de materiais de ensaios não-destrutivos; ex.: líquidos penetrantes), obter uma descarbonetação superficial e uma preparação mais fácil da superfície por esmerilhamento e jateamento abrasivo.

- Etapa dos ciclos térmicos de cura da aplicação das camadas de esmalte de base, que têm a função de promover a adequada ligação entre a camada de vidro com o aço carbono. A temperatura de trabalho está na faixa de 920 °C e o tempo necessário para curar o esmalte é de aproximadamente 20 minutos.

- Etapa dos ciclos térmicos de cura da aplicação das camadas de vidro, sendo utilizadas temperaturas na faixa de 860 °C, com tempo necessário para curar o vidro de aproximadamente 15 minutos. A Figura 2.1 mostra equipamento em ciclo de vitrificação.



Figura 2.1 - Equipamento em ciclo de vitrificação.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais

São os seguintes os materiais utilizados para a elaboração dos corpos-de-prova que foram submetidos aos ciclos térmicos simulados do processo de vitrificação:

3.1.1 CHAPA EM AÇO CARBONO CONFORME A NORMA ASME SA-516 60.

Amostras representativas para o material utilizado no corpo e tampos dos reatores vitrificados (espessura = 22,4mm, típica para um reator com volume de 2000 galões). Especificações das chapas: Chapa 04C022 – Certificado No. 111199 (26/03/03) e Chapa 04C014 – Certificado No. 113024 (01/09/2003). As Tabelas 3.1 e 3.2 apresentam as principais características mecânicas e composições químicas especificadas, obtidas nos ensaios referenciados nos certificados do material usado.

Tabela 3.1 – Características mecânicas do material SA-516 60.

MATERIAL	Resistência à Tração (σ) MPa	Limite de escoamento (σ_e) MPa	Alongamento (50 mm) %
Norma SA-516 60	415 – 550	220 mínimo	23 mínimo
Amostras 1, 3 (Chapas 04C022 /04C023)	476	299	31
Amostra 4 (Chapa 04C014)	477	321	29

Tabela 3.2 – Composição química do material SA-516 60.

MATERIAL	C	Mn	P	S	Si	Cu
Norma SA-516 60	0,23 máx	0,85-1,20	0,035máx	0,035máx	0,15-0,40	0,40 máx
Amostras 1 e 3 (Chapas 04C022 / 04C023)	0,16	0,95	0,015	0,011	0,24	0,01
Amostra 4 (Chapa 04C014)	0,17	1,02	0,019	0,009	0,22	0,01

MATERIAL	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti
Norma SA-516 60	0,40 máx	0,30 Máx	0,12 máx	0,03 máx	0,02 máx	0,03 máx
Amostras 1 e 3 (Chapas 04C022/ 04C023)	0,01	0,03	0,0	0,001	0,0	0,002
Amostra 4 (Chapa 04C014)	0,01	0,03	0,0	0,002	0,002	0,003

3.1.2 AÇO CARBONO FORJADO CONFORME A NORMA ASME SA-105.

Amostras representativas para o material utilizado nos flanges / bocais dos reatores vitrificados (flanges forjados tipo *Welding Neck* - WN), certificado No. 98/03912 (20/07/98). As Tabelas 3.3 e 3.4 apresentam as principais características mecânicas e composições químicas especificadas e obtidas nos ensaios referenciados no certificado do material.

Tabela 3.3 – Características mecânicas do material SA-105.

Material	Resistência à Tração (σ_r) MPa	Limite de Escoamento (σ_e) MPa	Alongamento (50 mm) %	Redução de Área %	Dureza HB
Norma SA-105	485 mínimo	250 mínimo	22 mínimo	30 mínimo	187
Amostra 2 – WN Ø10" Forjado Corrida 61468	505	300	33	63	158

Tabela 3.4 – Composição química do material SA-105.

MATERIAL	C	Mn	P	S	Si	Cu
Norma SA-105	0,35 máx	0,60-1,05	0,035máx	0,035máx	0,10-0,35	0,40 máx
Amostra 2 - Corrida 61468	0,12	0,85	0,013	0,009	0,21	0,010

MATERIAL	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti
Norma SA-105	0,40 máx	0,30 Máx	0,12 máx	0,05 máx	0,02 máx	-----
Amostra 2 - Corrida 61468	0,02	0,01	0,01	0,01	0,019	0,01

3.1.3 MATERIAIS CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM (ASME, 2004, IX).

Fluxos / arame (solda a arco submerso - SAW), representativos para as soldas circunferenciais e longitudinais usadas para união do corpo e do corpo para os tampos do reator, que seguiram as especificações de procedimento de soldagem (EPS): S-01-Pa (1) e S-01-Pb (1) (EPS, 2007a).

Arame / gás (solda MAG), representativos para a solda de união dos bocais forjados com os tampos do reator, que seguiram as especificações de procedimento de soldagem

(EPS): S-08-Pa (5), S-08-Pb (5) (EPS, 2007b). As composições químicas destes materiais são apresentadas na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Composição química dos consumíveis de soldagem.

Consumíveis	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu
Arame SAW	0,05/ 0,15	0,80/ 1,25	0,030	0,030	0,10 /0,35	----	----	----	----	0,35
Arame MAG	0,06/ 0,15	1,40/ 1,85	0,025	0,035	0,80/ 1,15	0,15	0,15	0,15	0,03	0,50

3.1.4 REVESTIMENTO DE VIDRO.

O sistema de revestimento de vidro apresenta tecnologia desenvolvida e aplicada mundialmente pelas empresas do grupo Pfaudler, com base nas especificações do vidro PFAUDLER WWG (*Worldwide Glasteel*) 9100 (CATÁLOGOS,s.d).

3.2 Métodos

A metodologia aplicada foi baseada na elaboração de amostras do mesmo material, corrida de fabricação, etc. das chapas e forjados usados na fabricação de reatores vitrificados.

Essas amostras foram preparadas simulando as condições de fabricação e retiradas de posições estratégicas do corpo de um reator vitrificado, conforme apresentado na Figura 3.1.

- As amostras denominadas 1 são chapas em aço carbono, simulando a posição do corpo do reator no material SA-516 60.

- As amostras denominadas 2 são flanges em aço carbono forjado, referentes a posição dos bocais do reator no material SA-105.

- As amostras denominadas 3 foram obtidas pela união por soldagem pelo processo de arco submerso (SAW) de chapas em aço carbono laminado no material SA-516 60, correspondendo a solda de união do corpo (solda longitudinal) ou soldas de união dos tampos com o corpo do reator (soldas circunferenciais).

- As amostras denominadas 4 foram obtidas pela união por soldagem no processo MAG da chapa em aço carbono no material SA-516 60 com o flange em aço carbono forjado no material SA-105, correspondentes às soldas de união dos bocais do reator com o tampo conformado para receber os bocais.

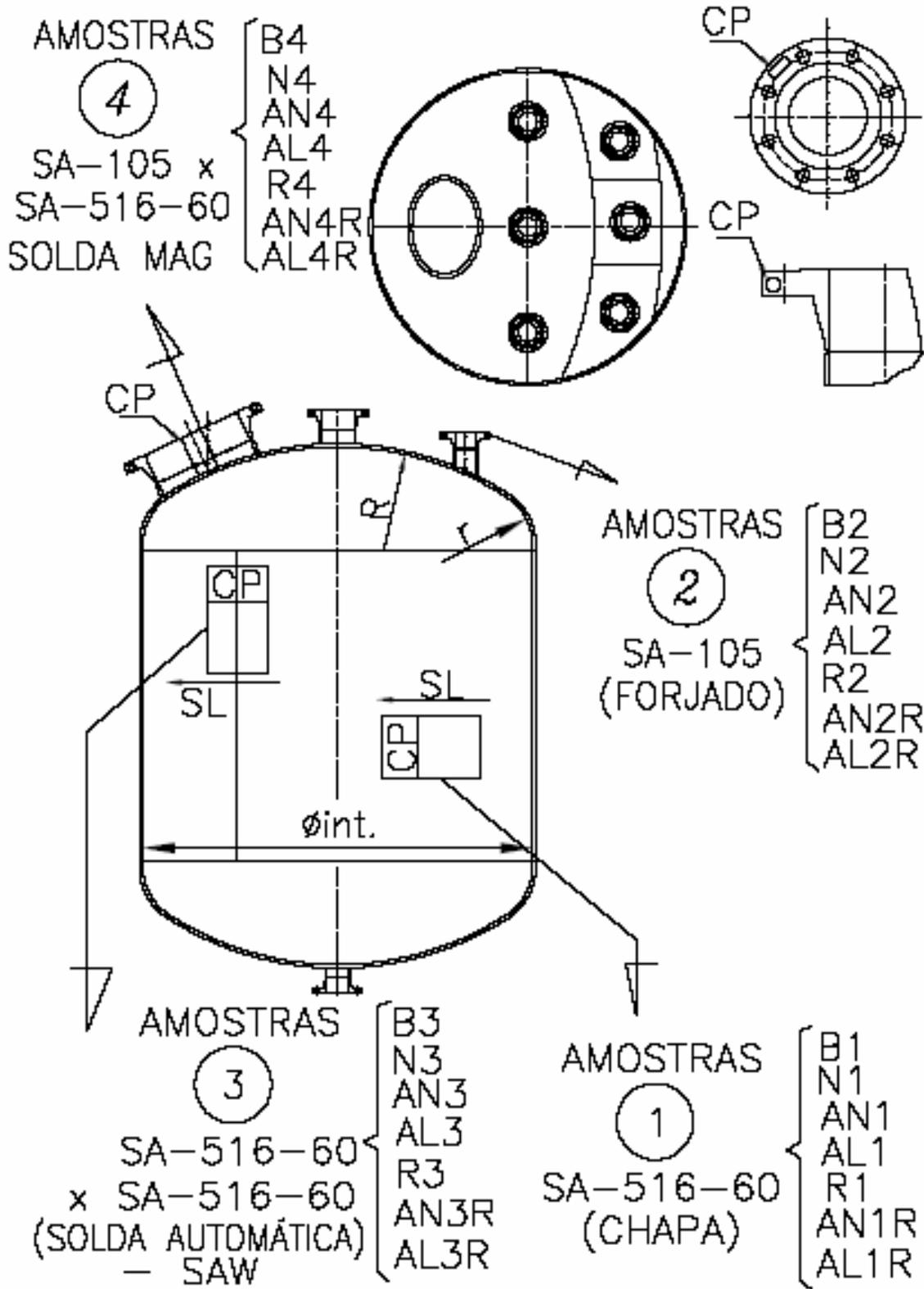


Figura 3.1 – “Layout” das posições típicas das amostras.

De cada uma dessas amostras para a execução de ensaios mecânicos e análises metalográficas, foram retirados corpos-de-prova (CP'S) para amostras normalizadas (N; N1, N2, N3 e N4), amostras recozidas (R; R1, R2, R3 e R4) e para cada amostra no estado inicial (bruto (B) – Bruta de laminação/forjamento, estado característico do material antes do ciclo de vitrificação; B1, B2, B3 e B4) e após as mesmas serem submetidas aos diferentes ciclos de vitrificação: AN / RN e AL / RL propostos (AN; AN1, AN2, AN3 e AN4), (AL; AL1, AL2, AL3 e AL4), (ANR; AN1R, AN2R, AN3R e AN4R) e (ALR; AL1R, AL2R, AL3R e AL4R).

Amostras foram submetidas aos ciclos de tratamentos térmicos de normalização e recozimento específicos. As amostras referentes aos processos de vitrificação foram submetidas aos ciclos de tratamentos térmicos junto com equipamentos usuais de produção, acompanhando os mesmos em todo o processo de revestimento de vidro, seguindo os ciclos térmicos especificados para o trabalho. A Figura 3.2 apresenta a localização das amostras em tratamento térmico junto com equipamento em produção.

Importante salientar que não foi necessária a aplicação do revestimento de vidro nas amostras durante os tratamentos térmicos simulados do ciclo de vitrificação, pois o enfoque dos ensaios e análises é o substrato metálico, inclusive porque o revestimento de vidro dificultaria a obtenção e preparação dos CP'S para os ensaios mecânicos propostos.



Figura 3.2 - Tratamento térmico das amostras junto com vaso de pressão em produção.

3.2.1 ANÁLISES METALGRÁFICAS

Para possibilitar a execução de análises metalográficas objetivando obter o tamanho médio de grão, a fração volumétrica dos constituintes perlita e ferrita e também para ser efetuado o ensaio de microdureza Vickers, para cada amostra nas diversas condições de ciclos de tratamentos térmicos, foram retiradas amostras em posições específicas e preparadas para análise metalográfica, conforme descrito a seguir:

As amostras metalográficas CP' S1; B1, N1, AN1, AN1R, R1, AL1 e AL1R foram retiradas perpendicularmente a direção de laminação da chapa (Figura 3.3).

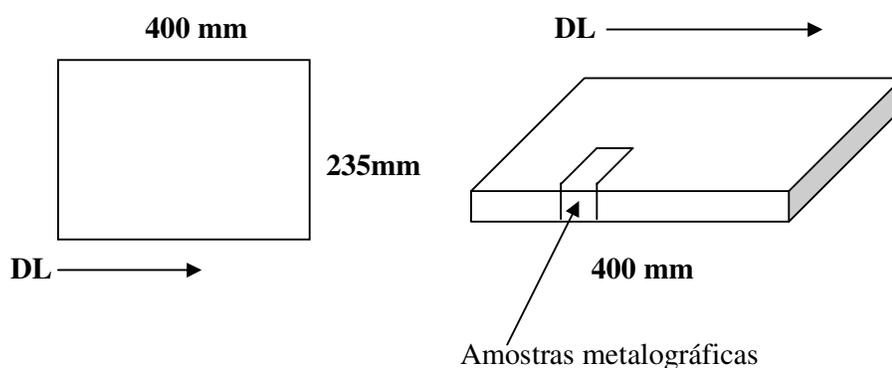


Figura 3.3 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP' S 1.

As amostras metalográficas CP' S2; B2, N2, AN2, AN2R, R2, AL2 e AL2R foram retiradas perpendicularmente ao sentido circunferencial ao do corpo do flange forjado (Figura 3.4).

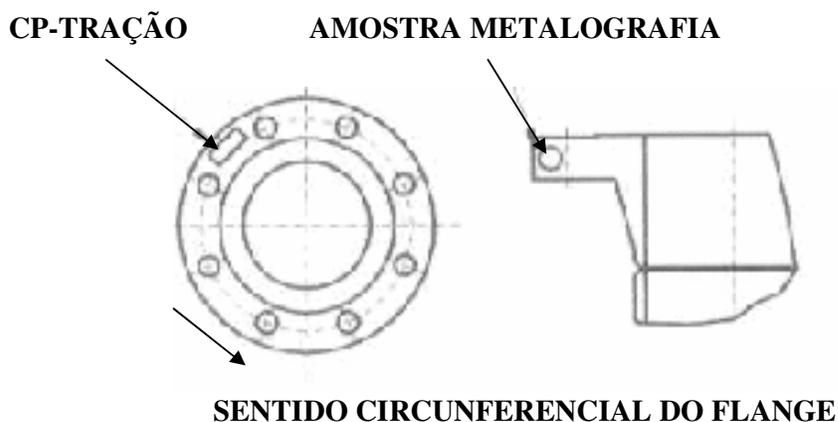
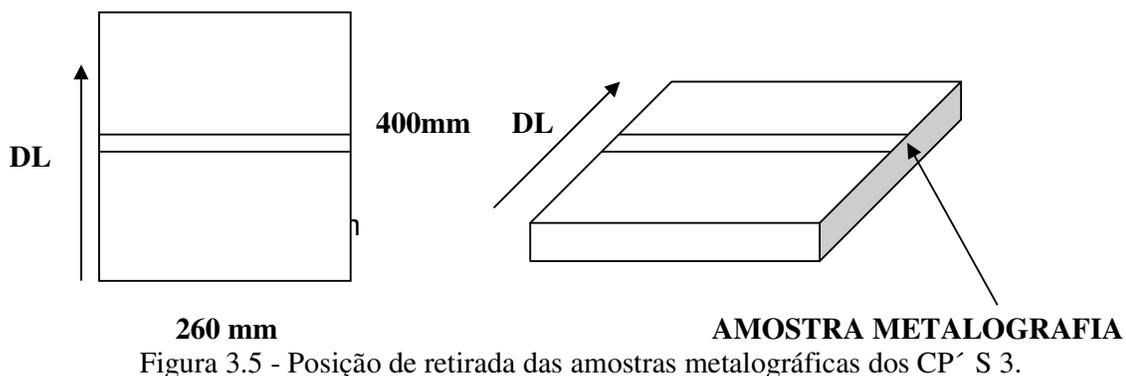
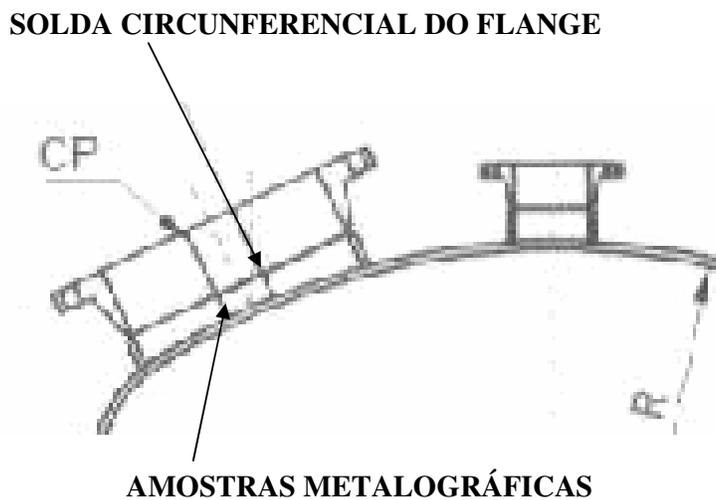


Figura 3.4 - Posição de retirada das amostras metalográficas dos CP' S 2.

As amostras metalográficas CP' S3; B3, N3, AN3, AN3R, R3, AL3 e AL3R foram retiradas paralelamente a direção de laminação das chapas e na direção perpendicular à solda (Figura 3.5).



As amostras metalográficas CP' S4; B, N4, AN4, AN4R, R4, AL4 e AL4R foram retiradas perpendicularmente ao sentido circunferencial da solda (Figura 3.6).



As amostras foram embutidas a quente em resina fenólica e lixadas utilizando-se lixas de SiC com as seguintes granulometrias: 220, 320, 400, 600 e 1200. Em seguida as amostras foram polidas utilizando-se álcool para refrigerar e pasta de diamante de 6μ , 3μ e 1μ . Na seqüência, as amostras foram atacadas com nital 3% para revelar a estrutura do material e polidas com alumina No. 2 ($0,05\mu$) e obtidas fotos metalográficas com aumentos de 50X, 100X e principalmente de 200X. (METALS ..., 1964, v.8; COLPAERT, 1974).

Como referência, destaca-se a Figura 3.7: Diagrama TRC para um aço ASTM A-516 70, com teor de carbono e manganês similares ao aço SA-516 60 usado neste trabalho, apesar de que as amostras utilizadas apresentam teores de carbono mais baixos (0,16 e 0,17 %) (CHIAVERINI, 1994).

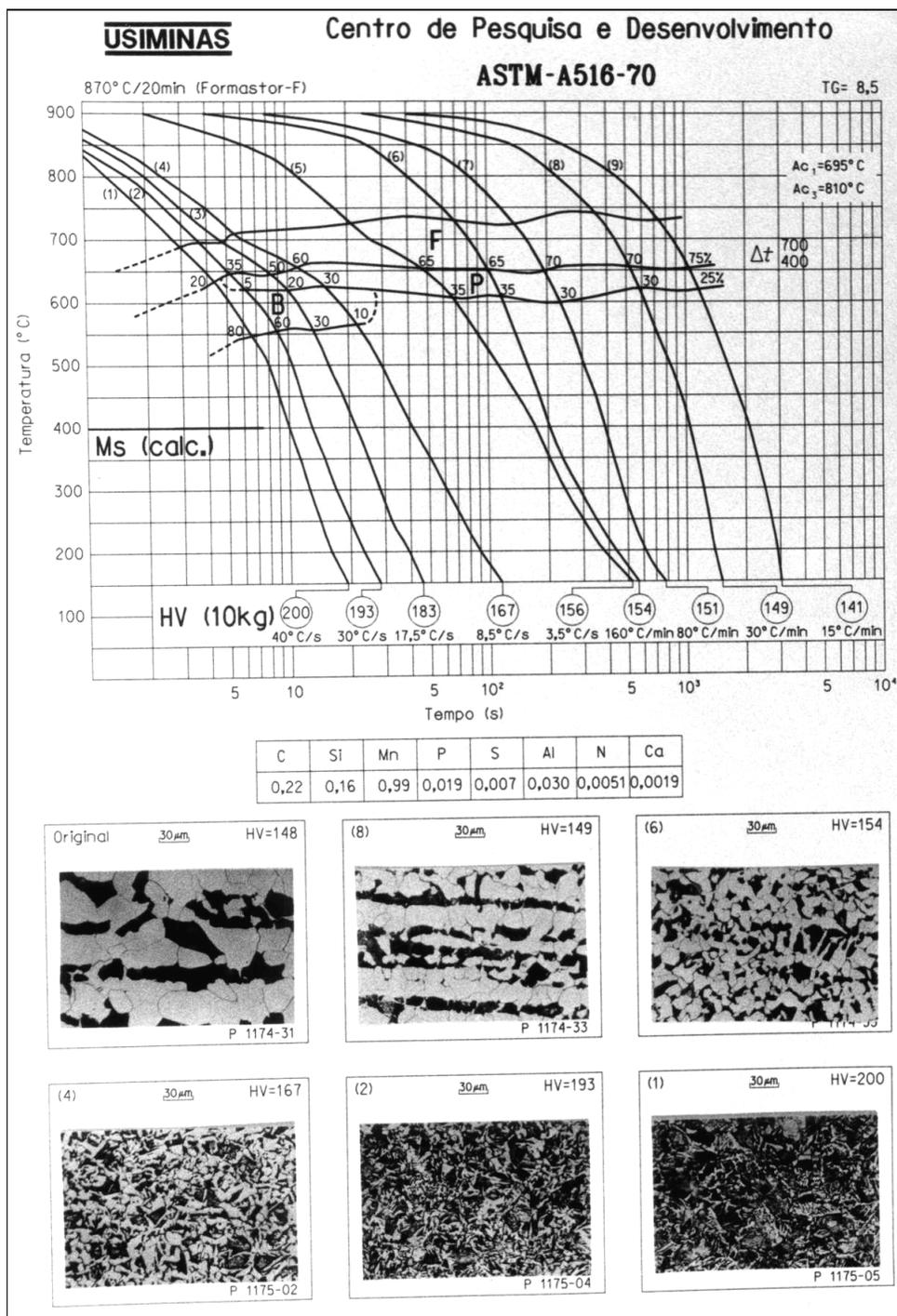


Figura 3.7 – Diagrama TRC (Transformação com Resfriamento Contínuo) para uma chapa ASTM A-516 70 (Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas).

3.2.2 DETERMINAÇÃO DA MICRODUREZA VICKERS

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas utilizando-se um microdurômetro Micromet 2004 da Buehler com uma carga de 100gf durante 30 s, instalado na EEL-USP. Foram realizadas 10 medidas por amostra.

3.2.3 DETERMINAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO

Pelas diretrizes da Norma ASTM E-112 (ASTM E-112, 2000), utilizando-se o método da interceptação linear onde, com a ajuda de gabaritos padrões de grade de testes transparentes nos formatos: Horizontal (planar), Vertical (Longitudinal) e Diagonal (transverso), sobrepostos sobre imagens metalográficas ampliadas 200X, escala de 100 μm e tela de 300 x 400 μm , conseguiu-se uma amostragem de 30 campos (n), de 50 pontos de interceptação para cada grade.

Planilhas para cada amostra analisada foram preparadas seguindo-se as diretrizes da norma ASTM E-112 para a estimativa do comprimento de interceptação linear médio - ℓ (mm), número de tamanho médio de grão ASTM (G) e finalmente definindo o número tamanho de grão ASTM corrigido para o aumento de 100X (G_o).

3.2.4 DETERMINAÇÃO DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE PERLITA E FERRITA.

Foram seguidas as diretrizes da Norma ASTM E-562 (ASTM E-562, 2000), para o procedimento estatístico, pela sistemática de contagem manual de pontos para estimativa da fração volumétrica do constituinte perlita e, conseqüentemente, ferrita das amostras nos diversos ciclos térmicos.

Imagens metalográficas com ampliação de 200X, escala de 100 μm e tela de 300 x 400 μm , obtidas das amostras preparadas e atacadas conforme descrito em 3.2.3 foram utilizadas para a análise.

Grades de testes transparentes no formato quadrado: horizontal, vertical e diagonal e no formato circular foram utilizadas sobrepondo-se as imagens, conseguindo-se uma amostragem total de 30 campos (n) com 50 pontos (PT) cada.

Planilhas para cada amostra analisada foram preparadas seguindo-se as diretrizes da norma ASTM E-562-99 para a estimativa da fração volumétrica média (P_p).

3.2.5 ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram executados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de Lorena (EEL) da Universidade de São Paulo (USP), utilizando-se uma máquina universal de ensaios (MTS). Foi efetuada uma grande quantidade de ensaios piloto, usando-se diversos CP'S retirados da amostra 2, para que se pudesse definir as velocidades de teste (V_1 e V_2) de acordo com as especificações da Norma ASME Seção IIA, SA-370 parágrafo 7 (7.4/7.4.1) (ASME, 2004, II-A) fixadas em termos de deslocamento do atuador e definidas conforme descritos a seguir:

a) CP'S 2 e 4 (Corpo-de-prova reduzido):

$V_1 = 2,0$ mm/min até 1,5% de deformação. Mantida até atingir a tensão de escoamento. A norma define que: $1/10A \leq V_1 \leq A$, sendo: $A = 1/16$ X comprimento da seção reduzida do CP/minuto (comprimento medido na seção reduzida do CP reduzido = 34,00mm, comprimento nominal $L_0 = 25,00$ mm).

$V_2 = 10$ mm/min após 1,5% de deformação (adotada para obtenção da resistência á tração) e mantida até o final do ensaio. A norma define que: $1/10 B \leq V_2 \leq B$, sendo: $B = 1/2$ X o comprimento da seção reduzida do CP/minuto.

b) CP'S 1 e 3:

$V_1 = 3,5$ mm/min até 1,5% de deformação. Mantida até atingir a tensão de escoamento. A Norma define que: $1/10 A \leq V_1 \leq A$, sendo: $A = 1/16$ X comprimento da seção reduzida do CP/minuto (Comprimento medido na seção reduzida de CP = 70,00mm, comprimento nominal $L_0 = 50$ mm).

$V_2 = 17,5$ mm/min após 1,5% de deformação (adotada para obtenção da resistência á tração) e mantida até o final do ensaio. A norma define que: $1/10 B \leq V_2 \leq B$, sendo: $B = 1/2$ X o comprimento da seção reduzida do CP/minuto.

3.2.6 DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (σ_r) E TENSÃO DE ESCOAMENTO (σ_e) TEÓRICAS.

Equações empíricas, encontradas na literatura (PICKERING, 1971; HEINEMANN, 2000), para aços carbono ferríticos-perlíticos com teores de carbono(C) menores do que 0,25%, apresentam a relação entre a tensão de escoamento (σ_e) e resistência à tração (σ_r) e os vários fatores composicionais e microestruturais, tais como: tamanho de grão de ferrita (d) em mm, % de perlita (P), manganês contido (Mn) em %, silício contido (Si) em %, nitrogênio livre (Nf) em % , que produzem efeitos nessas propriedades.

As equações (1) e (2), geralmente utilizadas para a previsão das propriedades em situações práticas, serviram para efetuar análises comparativas com relação aos valores obtidos nos ensaios experimentais e nas normas específicas:

$$\sigma_e = 53,9 + 32,34 (\text{Mn}) + 83,2 (\text{Si}) + 354,2 (\text{Nf}) + 17,4 (d^{-1/2}) \quad (\text{Eq. 1})$$

$$\sigma_r = 294,1 + 27,7 (\text{Mn}) + 83,2 (\text{Si}) + 3,9 (\text{P}) + 7,7 (d^{-1/2}) \quad (\text{Eq. 2})$$

3.2.7 ENSAIOS MECÂNICOS DE DOBRAMENTO LATERAL

Os ensaios mecânicos de dobramento lateral, específico para as amostras soldadas (CP'S 3 e 4), foram executados utilizando-se um dispositivo conforme especificado na figura QW-466.1 da norma ASME Seção IX (ASME, 2004, IX), utilizando-se para o ensaio uma prensa hidráulica de acionamento manual, existente nas dependências da Empresa Pfaudler Equipamentos Industriais Ltda. em Taubaté-SP, conforme a Figura 3.17.

3.3 Descritivo da metodologia para a obtenção das amostras e dos corpos de prova (CP'S) para os ensaios mecânicos.

3.3.1 AMOSTRAS -1: CHAPA LAMINADA

Amostras obtidas por corte com maçarico, na dimensão aproximada de 400 mm (na direção de laminação da chapa) x 235 mm (Figura 3.8), no material SA-516 60, espessura 22,4mm – Certificado de Usina Nº 111199 (12/06/03) – Identificações 04C022 / 04C023. Obteve-se um total de sete amostras (Normalizada -N1, Re cozida -R1, Bruta -B1, AN/RN - AN1, AN1R e AL/RL-AL1, AL1R).



Figura 3.8 - Amostras - 1 (Chapa laminada)

Cinco CP'S de cada tipo de amostra 1, denominados: B1.1/2/3/4/5, N1.1/2/3/4/5, AN1.1/2/3/4/5, AN1R.1/2/3/4/5, R1.1/2/3/4/5, AL1.1/2/3/4/5 e AL1R.1/2/3/4/5, para ensaios de tração, foram cortados no sentido transversal à direção de laminação (DL) da chapa, seguindo-se as diretrizes da norma ASME, II-A, SA-20, parágrafo 11.2 e SA 370 (ASME, 2004, II-A).

A preparação dos CP'S, no formatocilíndrico (Figura 3.9), através de usinagem, seguiu as dimensões especificadas na norma ASME, II-A, SA-370 (ASME, 2004, II-A). Houve necessidade do diâmetro fora da área útil ficar com 16,0 mm para possibilitar a fixação no dispositivo (*647 Hydraulic Wedge Grip*) do equipamento de ensaio de tração (MTS) no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP.

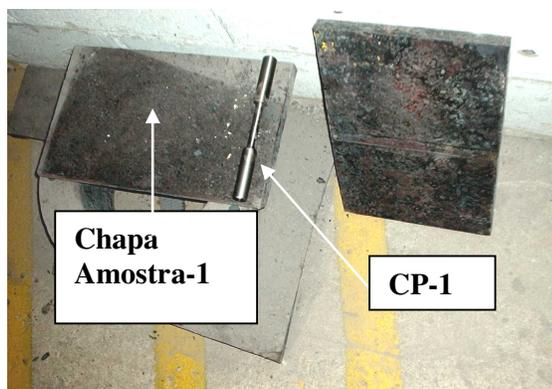


Figura 3.9 - Exemplo CP-1 usinado, posicionado na chapa.

Os ensaios de tração seguiram as especificações dos parágrafos 5 e 7 da norma ASME, IIA, SA-370 (ASME, 2004,II-A), tendo como critérios de aceitação os valores mínimos especificados na norma ASME, IIA, SA-516 60.

3.3.2 AMOSTRAS -2: FLANGE FORJADO

As amostras 2, “flanges Ø10”, tipo Welding Neck, no Material SA-105 (cinco flanges), são flanges forjados usados para bocais de reator (Figura 3.10), conforme certificado da Forjaria No. 98/03912, Corrida 61468. Obteve-se um total de sete amostras (Normalizada - N2, Recozida -R2, Bruta -B2, AN/RN -AN2, AL/RL -AL2, AN/RN-R –AN2R e AL/RL-R –AL2R).



Figura 3.10 - Amostras-2 (Flanges tipo Welding Neck)

Cinco CP'S de cada tipo de amostra 2, denominados: B2.1/2/3/4/5, N2.1/2/3/4/5, AN2.1/2/3/4/5, AN2R.1/2/3/4/5, R2.1/2/3/4/5, AL2.1/2/3/4/5 e AL2R.1/2/3/4/5, para ensaios de tração foram retirados por corte com serra/ lixadeira, no sentido tangencial ao eixo do flange, seguindo-se as diretrizes da FIG. 2(d) da norma ASME, II-A, SA 370 (ASME, 2004, II-A).

A preparação dos CP'S, através de usinagem, seguiu as dimensões especificadas na norma ASME, II-A, SA-370 FIG.4 (ASME, 2004, II-A), obtendo-se CP'S cilíndricos reduzidos (*Small Size Specimen*), no diâmetro nominal 6,25 mm (Figura 3.11).



Figura 3.11 - CP-2 reduzido, posicionado em amostra 2 (Flange forjado).

Os ensaios de tração seguiram as especificações da norma ASME, IIA, SA-370 parágrafos 5 e 7 (ASME, 2004, II-A), tendo como critérios de aceitação os valores mínimos especificados na norma ASME, IIA, SA-105 (ASME, 2004,II-A).

3.3.3 AMOSTRAS - 3: CHAPAS SOLDADAS PELO PROCESSO A ARCO SUBMERSO (SAW – SUBMERGED ARC WELDING)

Amostra obtida por soldagem de topo de duas chapas no material SA-516 60 certificado No. 111199 (12/06/03) – Identificações 04C022 / 04C023 pelo processo de soldagem por arco submerso, na dimensão de 200 X 1320 mm, tendo sido a dimensão de 200 mm cortada no sentido de laminação da chapa e, posteriormente, cortadas em um total de sete amostras (Normalizada - N3, Recozida - R3, Bruta-B3, AN/RN -AN3, AL/RL -AL3, AN/RN-R –AN3R e AL/RL-R – AL3R) com dimensões de 400 x 260mm (Figura 3.12).



Figura 3.12 - Amostras-3: chapas soldadas (SAW).

Três CP'S de cada tipo de amostra 3, denominados: B3.12/3, N3.1/2/3, AN3.1/2/3, AN3R.1/2/3, R3.1/2/3, AL3.1/2/3 e AL3R.1/2/3, para ensaios de tração foram obtidos perpendicularmente à solda, seguindo-se as diretrizes da norma ASME, IX, QW-463.1(b) (ASME, 2004, IX).

A preparação dos CP'S, no formato cilíndrico (Figura 3.B), através de usinagem, seguiu as dimensões especificadas na norma ASME, IX, QW-462.1(d) (ASME, 2004, IX). Houve necessidade do diâmetro fora da área útil ficar com 16,0 mm para possibilitar a fixação no dispositivo (*647 Hydraulic Wedge Grip*) do equipamento de ensaio de tração (MTS) no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP.

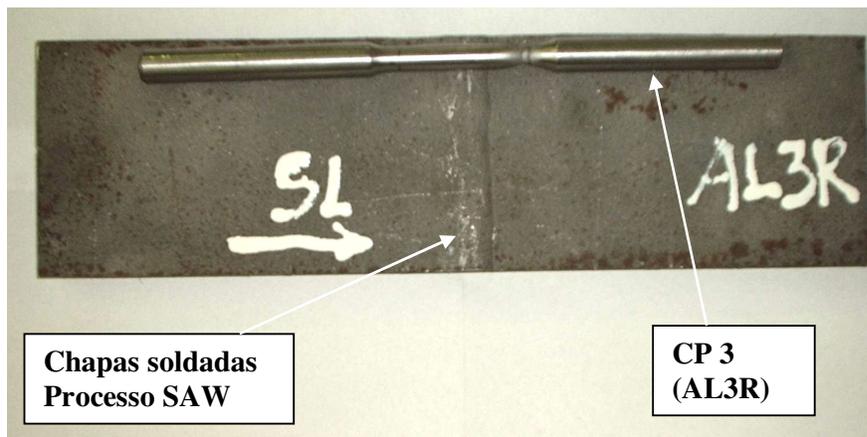


Figura 3.13 - CP 3, posicionado na amostra-3: chapas soldadas (SAW).

Os ensaios de tração seguiram as especificações da norma ASME, IX, QW-150 (ASME, 2004, IX), tendo como critérios de aceitação os valores mínimos especificados na norma ASME IX, QW-153 (ASME IX, 2004) / ASME, IIA, SA-516 60 (ASME, 2004, II-A).

Quatro CP'S de cada tipo de amostra 3, denominados: B3.1/2/3/4, N3.1/2/3/4, AN3.1/2/3/4, AN3R.1/2/3/4, R3.1/2/3/4, AL3.1/2/3/4 e AL3R.1/2/3/4, para ensaios de dobramento lateral da solda foram obtidos no sentido perpendicular à solda, seguindo-se as diretrizes da norma ASME, IX, QW-451.1 / QW-463.1(b) (ASME, 2004, IX).

A preparação dos CP'S usinados no formato conforme os exemplos das figuras 3.14, 3.15 e 3.16, seguiu as diretrizes da norma ASME IX, QW-462.2 (ASME, 2004, IX).

Os ensaios de dobramento lateral da solda seguiram as especificações da norma ASME, IX, QW-160 / QW-466.1 [ASME, 2004, IX], tendo como critérios de aceitação os especificados na norma ASME IX, QW-163 (ASME, 2004, IX).

O equipamento e dispositivos para os ensaios de dobramento realizados na Pfaudler – Taubaté, estão apresentados nas Figuras 3.17, 3.18, 3.19 e 3.20, onde se podem observar as diversas etapas do ensaio.

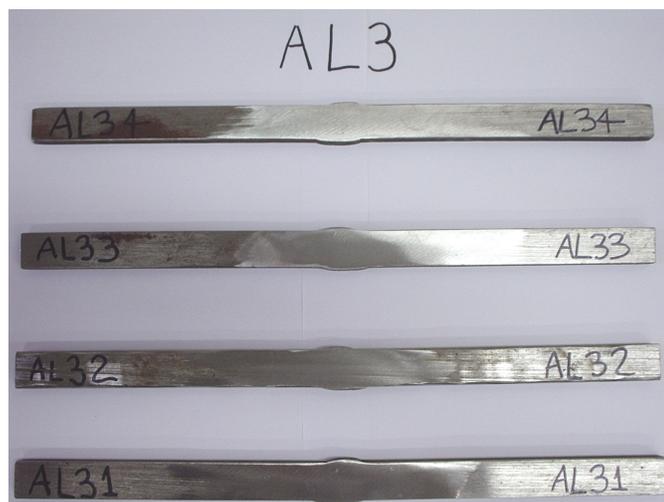


Figura 3.14 – Corpos-de-prova para dobramento – AL3. 1/ 2 / 3 / 4.

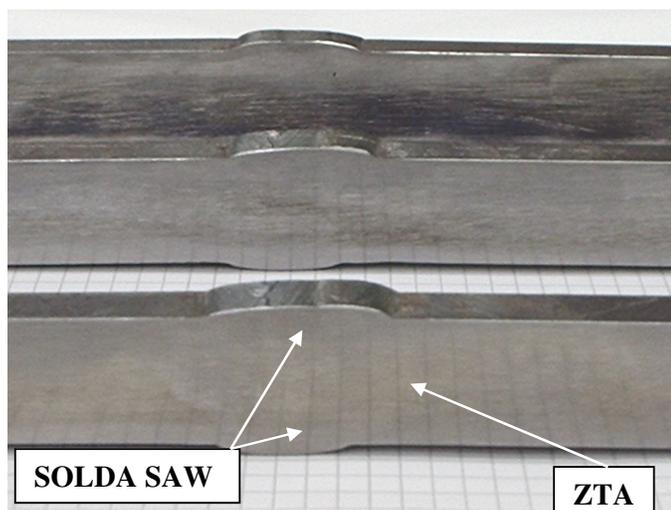


Figura 3.15 – Corpos-de-prova para dobramento – Bruto -3 (Vista lateral).

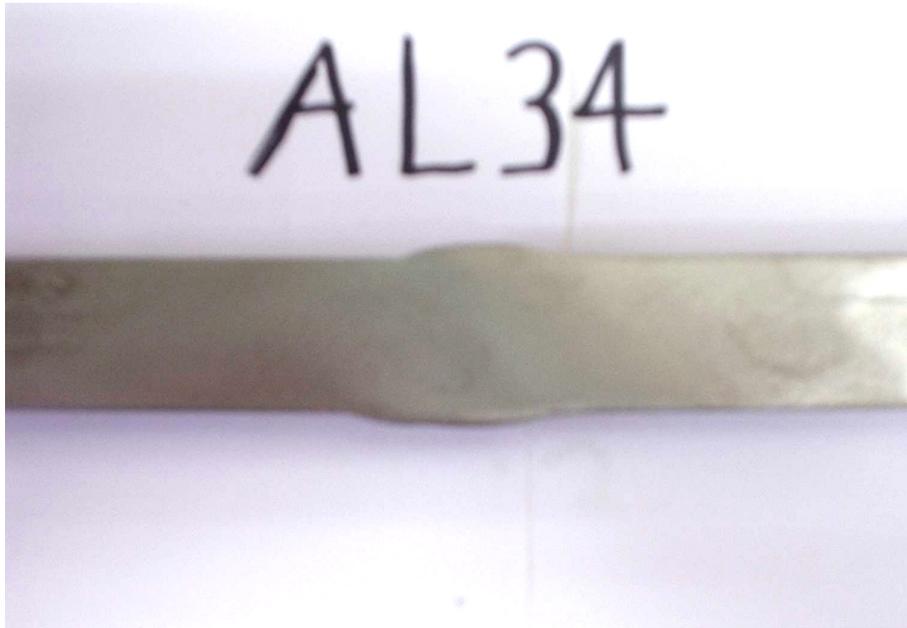


Figura 3.16 – Corpo-de-prova AL3.4, preparado para o ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 3.17 - Prensa e dispositivo para ensaios de dobramento.



Figura 3.18 - CP Dobramento AL3.4 no dispositivo de ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 3.19 - Corpo-de-prova AL3.4 no início do ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 3.20 – Corpo-de-prova AL3.4 ao término do ensaio de dobramento lateral da solda.

3.3.4 - AMOSTRAS - 4: CHAPA SOLDADA COM FLANGE PELO PROCESSO MAG (METAL ACTIVE GAS).

Cinco amostras (Normalizada –N4, recozida –R4, Bruta –B4, AN/RN –AN4, AN4R e AL/RL –AL4, AL4R) obtidas por soldagem de topo de um flange forjado $\varnothing 10''$ (Amostras 2) no material SA-105 (certificado No. 98/03912, corrida 61468), com a chapa no material SA-516 60 (Certificado No. 113024-01/09/03 - Identificação 04C014), conformada nas dimensões de uma calota torisférica no formato ASME 2:1 ($R = 1634,0 \text{ mm}$, $r = 305,0 \text{ mm}$, $e = 22,2 \text{ mm}$) usada em tampo de reator e posteriormente submetida a um processo de conformação visando eliminar cantos vivos para o posterior revestimento de vidro, obtendo-se os pescoços típicos abertos nos tampos dos vasos vitrificados, em preparação para a solda dos bocais do vaso através do processo de soldagem MAG (Figuras 3.21 e 3.22).

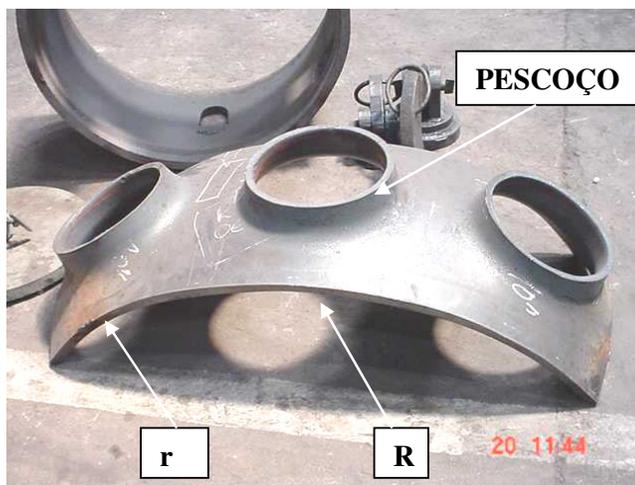


Figura 3.21 - Chapa conformada (Formato do tampo e pescoço).



Figura 3.22 - Flanges soldados no pescoço (Processo MAG) - Amostras 2 e 4.

Três CP'S de cada tipo de amostra 4, denominados: B4.1/2/3, N4.1/2/3, AN4.1/2/3, AN4R.1/2/3, R4.1/2/3, AL4.1/2/3 e AL4R.1/2/3, para ensaios de tração foram retirados perpendiculares à solda e longitudinalmente ao flange (Figura 3.23), seguindo-se as diretrizes da norma ASME, IX, QW-463.1(e) (ASME, 2004, IX).

A preparação dos CP'S, no formato cilíndrico (Figura 3.23), através de usinagem, seguiu as dimensões especificadas na norma ASME, IX, QW-462.1(d) (ASME, 2004, IX). Houve necessidade do diâmetro fora da área útil ficar com 16,0 mm para possibilitar a fixação no dispositivo (*647 Hydraulic Wedge Grip*) do equipamento de ensaio de tração (MTS) no laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP.

Os ensaios de tração seguiram as especificações da norma ASME, IX, QW-150 (ASME IX, 2004), tendo como critérios de aceitação os valores mínimos especificados na norma ASME IX, QW-153 (ASME, 2004, IX) / ASME, IIA, SA-516 60 (ASME, 2004, II-A).

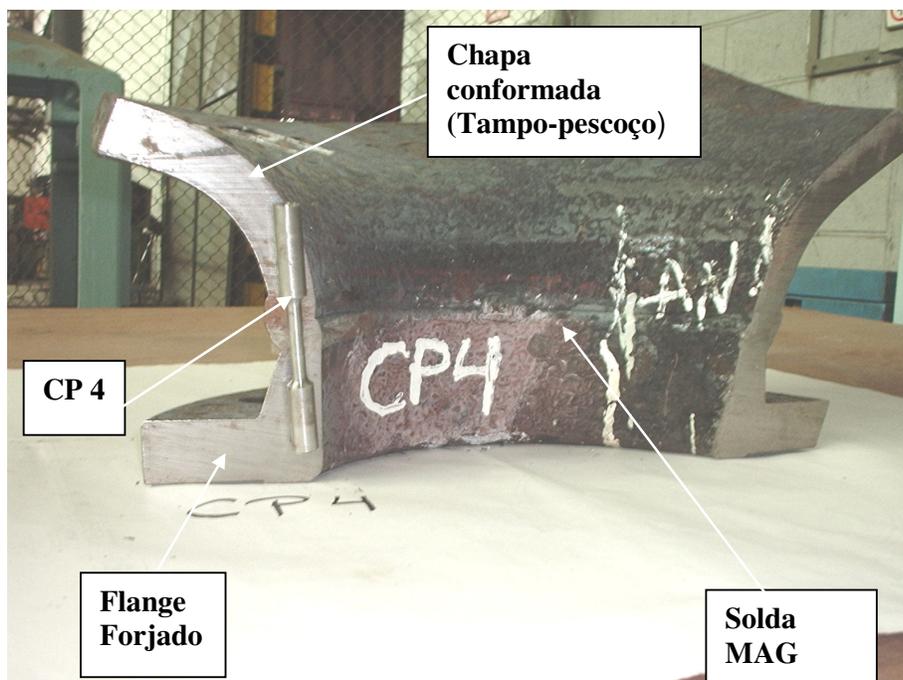


Figura 3.23 - CP 4 (Tração) posicionado na amostra 4

Quatro CP'S de cada tipo de amostra 4 denominados: B4.1/2/3/4, N4.1/2/3/4, AN4.1/2/3/4, AN4R.1/2/3/4, R4.1/2/3/4, AL4.1/2/3/4 e AL4R.1/2/3/4, para ensaios de dobramento lateral da solda, foram obtidos no sentido perpendicular à solda, seguindo-se as diretrizes da norma ASME, IX, QW-451.1 / QW-463.1(e) (ASME, 2004, IX).

A preparação dos CP'S, obtidos no formato conforme exemplo da Figura 3.24, seguiu as diretrizes da norma ASME IX, QW-462.2 (ASME, 2004, IX).

Os ensaios de dobramento lateral da solda seguiram as especificações da norma ASME, IX, QW-160 / QW-466.1 (ASME, 2004, IX), tendo como critérios de aceitação os especificados na norma ASME IX, QW-163 (ASME, 2004, IX).

Nas Figuras 3.25, 3.26, 3.27 e 3.28, podem-se observar exemplos das diversas fases do ensaio no dispositivo de dobramento.

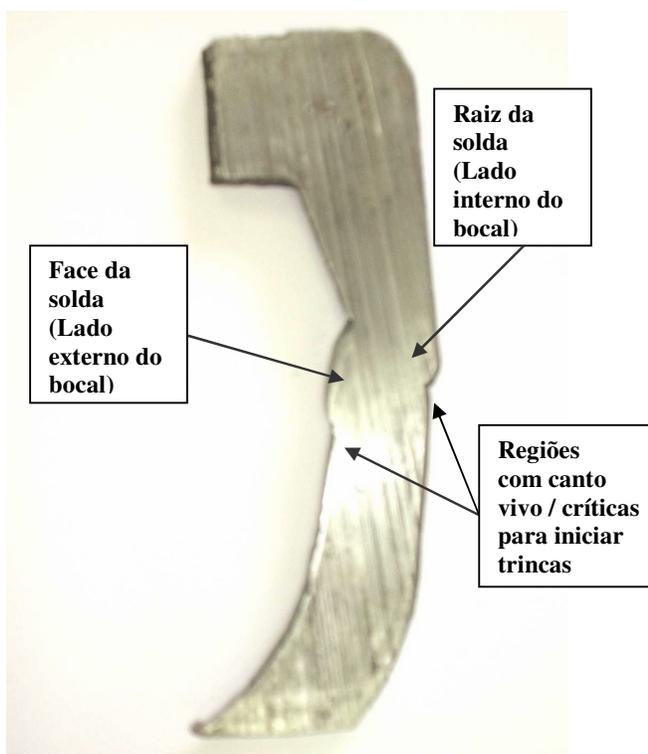


Figura 3.24 - CP 4 cortado para preparo para o ensaio de dobramento.



Figura 3.25 – Corpo-de-prova 4 posicionado no dispositivo de ensaio de dobramento lateral.



Figura 3.26 – Corpo-de-prova B4.2 (3) iniciando ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 3.27 – Corpo-de-prova B4.2 (3) no final do ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 3.28 - CP'S AN4R .1/2/3/4 após ensaio de dobramento lateral da solda.

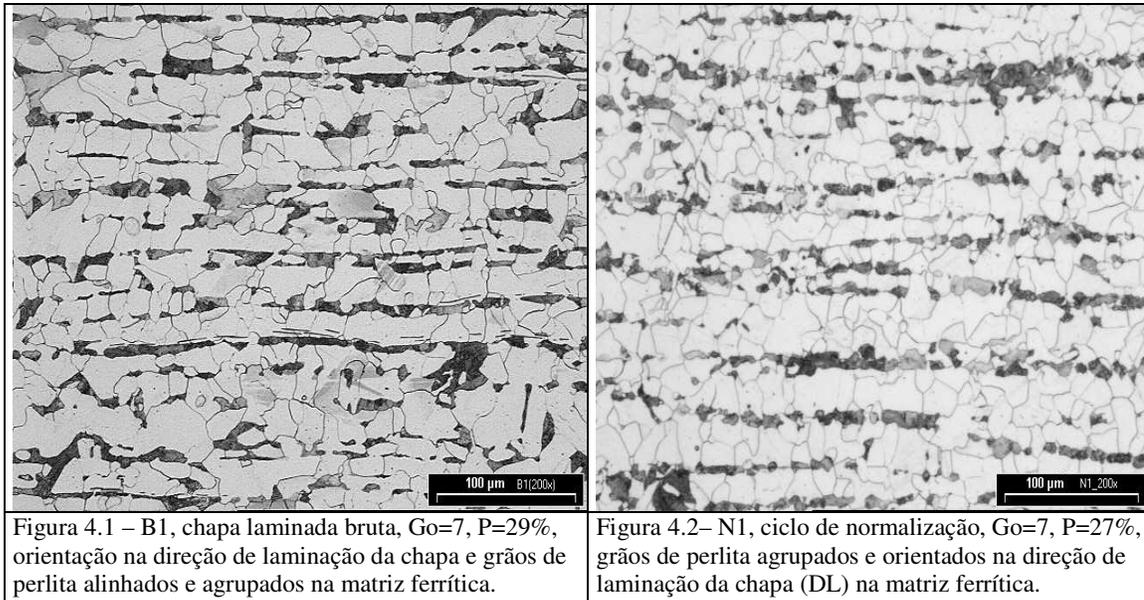
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Resultados das análises para os CP'S 1

4.1.1 ANÁLISE METALOGRAFICA PARA OS CP'S 1

Os resultados das análises metalográficas efetuados para os CP'S 1 (Chapa laminada - Material SA-516 60 - corrida 04C022, contendo teor de carbono de 0,16% C), com micrografias - 200X (Nital 3%), para os diversos ciclos térmicos (CP'S: B1, N1, AN1, AN1R, R1, AL1 e AL1R), estão representadas nas Figuras 4.1 a 4.7, indicando o tamanho médio de grão ASTM corrigido para aumento de 100X (Go), a porcentagem de perlita (P) e a microestrutura encontrada.

As microestruturas das amostras 1 apresentam perlita na faixa de 27 a 37%, com valor mais elevado (46%) para a amostra recozida. Matriz ferrítica possui grãos alongados devido ao processo de laminação, com tamanho médio de grão 7 ASTM.



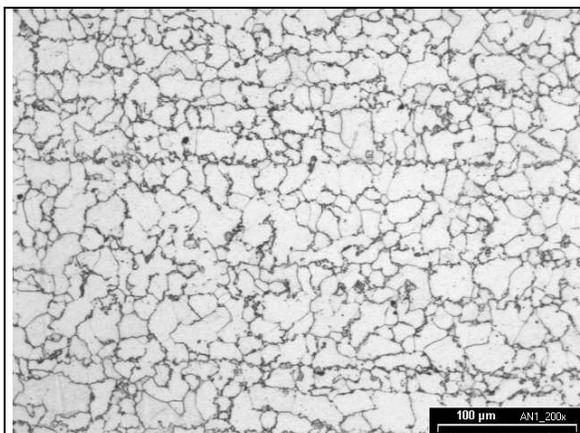


Figura 4.3 –AN1, ciclo AN, $G_o=7$, $P=37\%$, grãos de perlita agrupados no contorno de grão (CG) de ferrita, ainda com pequeno alinhamento na DL.

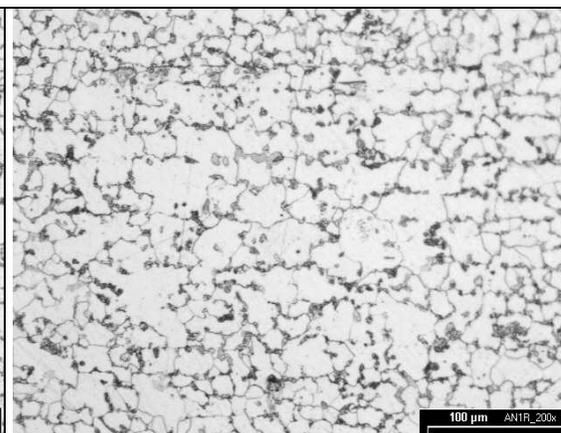


Figura 4.4 –AN1R, ciclo ANR, $G_o=6$, $P=36\%$, grãos de perlita agrupados no CG de ferrita. Traços leves de alinhamento na DL.

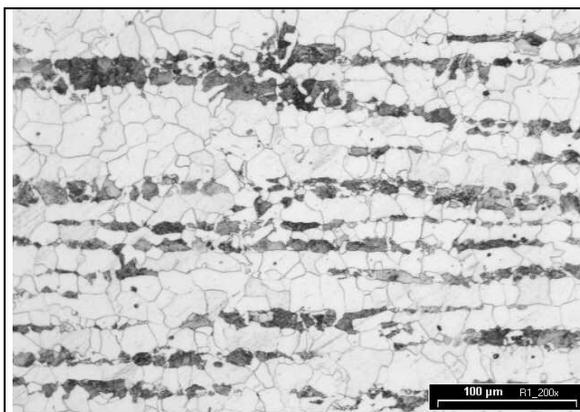


Figura 4.5 – R1, ciclo de Recozimento $G_o=7$, $P=46\%$, a ferrita e a perlita se dispõem de forma contínua e alinhadas na DL da chapa. Grãos grosseiros.

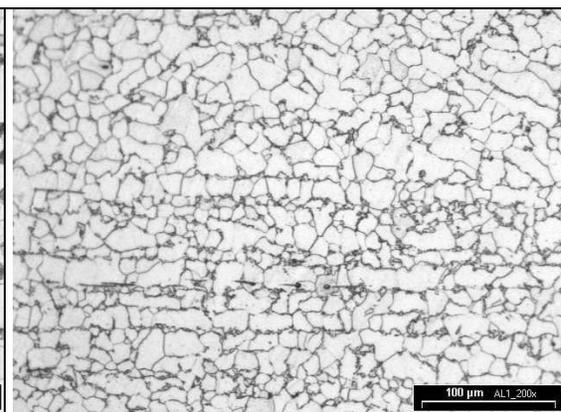


Figura 4.6 – AL1, ciclo AL, $G_o=7$, $P=36\%$, constituinte perlita com traços de alinhamento (DL) e agrupados no CG da ferrita.

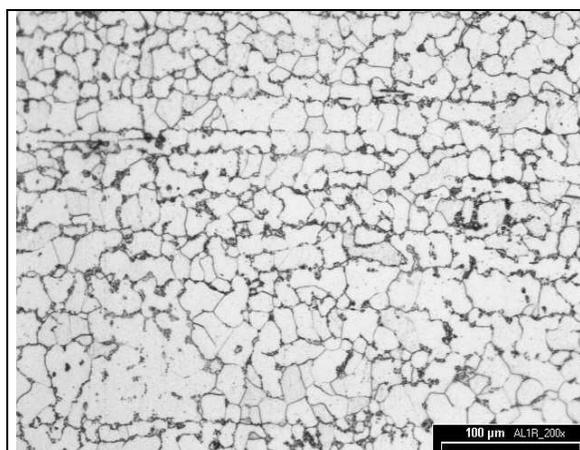


Figura 4.7 – AL1R, ciclo ALR, $G_o=7$, $P=37\%$, Constituinte perlita com leve traço de alinhamento (DL) e agrupados no CG da ferrita.

4.1.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 1

Os resultados dos ensaios de microdureza para os CP'S 1 estão compilados na Tabela 4.1 e na Figura 4.8.

Tabela 4.1 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP'S 1

CP'S / CICLOS	MICRODUREZA VICKERS (HV)										MÉDIA	Desvio Padrão
B1	174,50	194,20	158,10	156,30	144,70	156,70	154,00	157,60	151,40	141,10	158,86	15,28
N1	145,90	139,20	112,80	134,40	132,90	128,40	154,50	138,40	132,90	134,70	135,41	10,92
AN1	126,70	126,40	126,10	139,20	134,70	131,20	129,10	121,90	123,50	131,20	129,00	5,24
ANIR	128,10	120,10	123,50	120,70	129,10	123,50	128,40	126,70	131,50	132,90	126,45	4,37
R1	128,40	93,20	133,60	117,70	118,30	113,30	138,10	116,20	143,90	106,10	120,88	15,37
AL1	124,50	122,50	119,80	117,70	122,90	119,50	124,10	122,90	138,40	131,90	124,42	6,24
ALIR	129,10	123,80	130,10	107,20	138,10	135,50	130,80	128,80	126,40	134,70	128,45	8,62

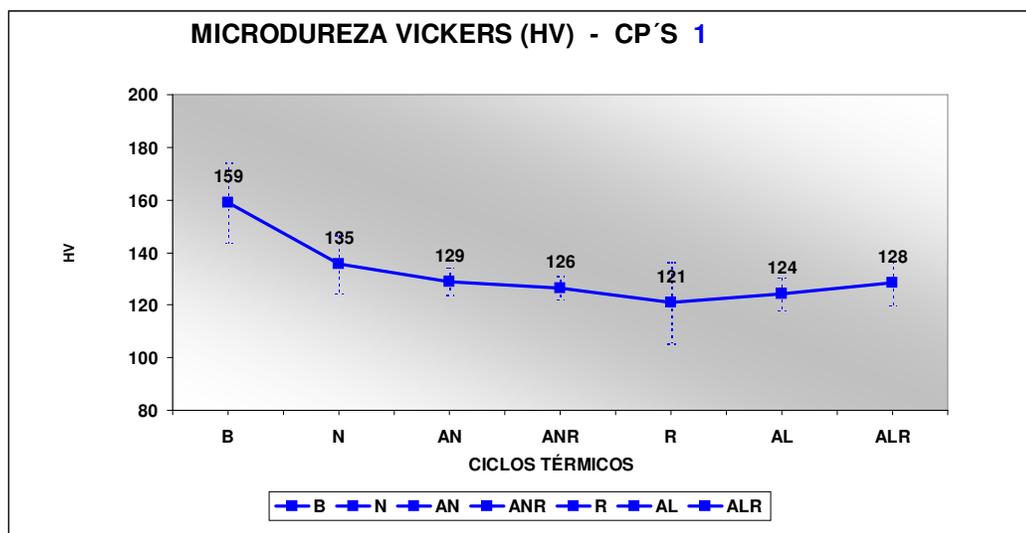


Figura 4.8 - Microdureza Vickers dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

Verificou-se uma queda na microdureza Vickers para os CP'S 1 com os ciclos térmicos em relação ao material bruto da ordem de 20%, tendência similar ao ocorrido com o limite de resistência à tração para os mesmos CP'S.

4.1.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 1

Os resultados dos ensaios de tração efetuados para os CP'S 1 estão compilados na Tabela 4.2 e nas Figuras 4.9 a 4.14, correspondentes respectivamente ao AL, RA, E, σ_r , σ_e , n e K.

Os valores médios encontrados para o alongamento, AL, estão acima do valor mínimo especificado (25%), ocorrendo a tendência de aumento da ductilidade com os ciclos térmicos. Os valores médios encontrados para o módulo de elasticidade, E, estão dentro de uma faixa próxima do valor típico para aço carbono (207 GPa) (CALLISTER, 2002).

O valor médio encontrado para o limite de resistência à tração, σ_r , para os corpos-de-prova B1 está compatível com o valor do certificado de usina, sendo que ocorre a tendência a uma queda desse valor em torno de 13% com os ciclos térmicos, estando o valor encontrado do CP ALR1, próximo, porém abaixo do mínimo especificado (415 MPa). Entretanto, o valor médio encontrado para a tensão limite de escoamento, σ_e , para todos os CP'S encontra-se bem acima do limite mínimo especificado pela norma (220 MPa), apesar da tendência de queda em relação ao valor original de usina, com os ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para o coeficiente de encruamento, n, também na faixa do valor típico para o aço carbono recozido (0,26) (CALLISTER, 2002), enquanto que, os valores médios encontrados para o coeficiente de resistência, K, estão acima do valor típico para o aço baixo carbono recozido (530 MPa) (CALLISTER, 2002).

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração - CP' S 1

CP 1	RA (%)	AL (%)	E (GPa)	σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	N	K (MPa)
B1.1	58,88	33,98	211,00	475,80	282,00	0,26	929,00
B1.2	57,96	36,00	200,00	471,16	289,00	0,25	888,00
B1.3	57,46	28,14	204,00	478,32	289,00	0,26	935,00
B1.4	58,97	35,30	202,00	468,65	285,00	0,25	1097,00
B1.5	59,63	37,68	209,00	483,94	299,00	0,24	1094,00
Média	58,58	34,22	205,20	475,57	288,80	0,25	988,60
Desvio Padrão	0,86	3,65	4,66	6,02	6,42	0,01	99,25
N1.1	62,50	41,38	206,00	462,46	291,00	0,27	929,00
N1.2	60,14	37,38	209,00	460,99	291,00	0,24	841,00
N1.3	63,27	38,60	211,00	459,17	296,00	0,24	847,00
N1.4	63,36	37,84	204,00	461,98	288,00	0,26	892,00
N1.5	61,59	34,24	205,50	459,59	294,00	0,24	847,00
Média	62,17	37,89	207,10	460,84	292,00	0,25	871,20
Desvio Padrão	1,34	2,56	2,84	1,44	3,08	0,02	38,26
AN1.1	65,40	40,80	205,00	422,28	261,00	0,24	775,00
AN1.2	64,82	41,58	206,00	417,44	258,00	0,27	808,00
AN1.3	64,95	39,02	207,00	416,56	263,00	0,25	783,00
AN1.4	63,32	33,58	204,00	415,56	260,00	0,24	681,00
AN1.5	63,91	34,50	206,00	417,36	255,00	0,27	809,00
Média	64,48	37,90	205,60	417,84	259,40	0,25	771,20
Desvio Padrão	0,84	3,65	1,14	2,59	3,05	0,01	52,61
AN1R.1	65,75	37,00	209,00	448,08	266,00	0,25	844,00
AN1R.2	66,10	34,16	205,00	440,92	272,00	0,25	829,00
AN1R.3	64,99	35,28	207,00	439,27	267,00	0,23	783,00
AN1R.4	66,68	35,96	208,00	448,16	272,00	0,23	814,00
AN1R.5	66,60	36,82	207,00	445,96	268,00	0,25	831,00
Média	66,02	35,84	207,20	444,48	269,00	0,24	820,20
Desvio Padrão	0,69	1,17	1,48	4,14	2,83	0,01	23,36
R1.1	59,87	37,16	208,00	447,47	278,00	0,25	834,00
R1.2	58,70	39,08	214,00	446,50	270,00	0,26	864,00
R1.3	59,90	39,32	205,00	444,95	284,00	0,24	811,00
R1.4	59,11	42,24	209,00	452,74	280,00	0,27	893,00
R1.5	61,94	37,48	206,00	442,61	269,00	0,27	869,00
Média	59,90	39,06	208,40	446,86	276,20	0,26	854,20
Desvio Padrão	1,25	2,02	3,51	3,77	6,50	0,01	32,00
AL1.1	62,77	37,48	207,00	418,38	261,00	0,24	775,00
AL1.2	64,84	38,02	211,00	418,46	260,00	0,24	768,00
AL1.3	63,08	38,84	211,00	420,51	273,00	0,25	789,50
AL1.4	65,47	35,16	203,00	417,88	263,70	0,24	767,00
AL1.5	65,80	37,88	210,00	419,25	271,70	0,26	808,00
Média	64,39	37,48	208,40	418,90	265,88	0,25	781,50
Desvio Padrão	1,39	1,39	3,44	1,03	6,08	0,01	17,33
AL1R.1	69,00	42,40	208,00	413,96	259,00	0,25	770,00
AL1R.2	69,61	37,96	208,00	410,95	260,00	0,26	793,50
AL1R.3	68,63	42,12	206,00	412,10	258,00	0,26	782,00
AL1R.4	68,50	40,70	204,00	407,66	254,00	0,27	796,00
AL1R.5	67,28	38,70	208,00	410,97	264,00	0,26	788,00
Média	68,61	40,38	206,80	411,13	259,00	0,26	785,90
Desvio Padrão	0,85	1,99	1,79	2,29	3,61	0,01	10,39
Norma ASME SA-516 60 Min.		25,00 Usual	207,00 Min.	415,00 Min.	220,00 Usual	0,26 Usual	530,00
USINA 04C022		31,00		476,00	299,00		

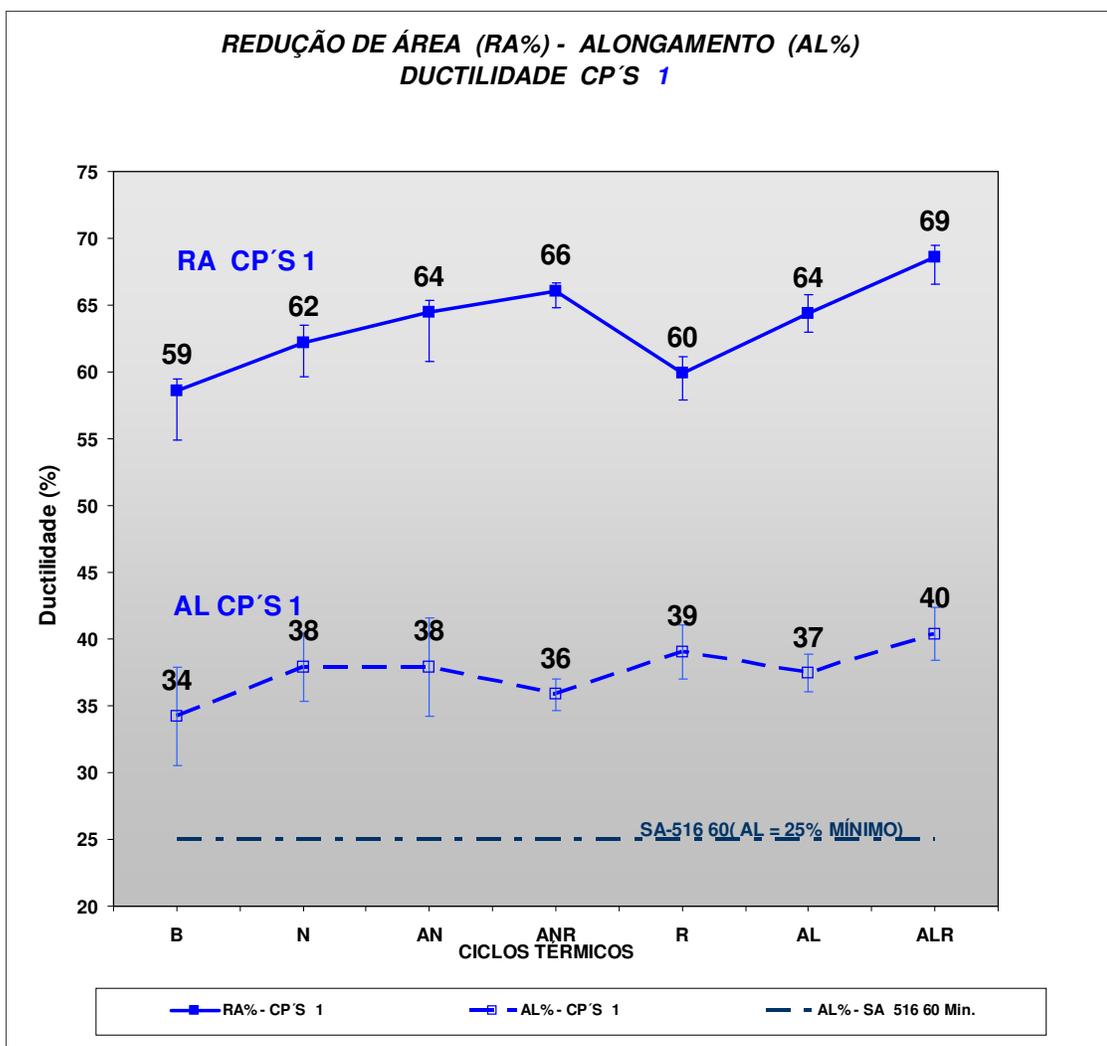


Figura 4.9 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

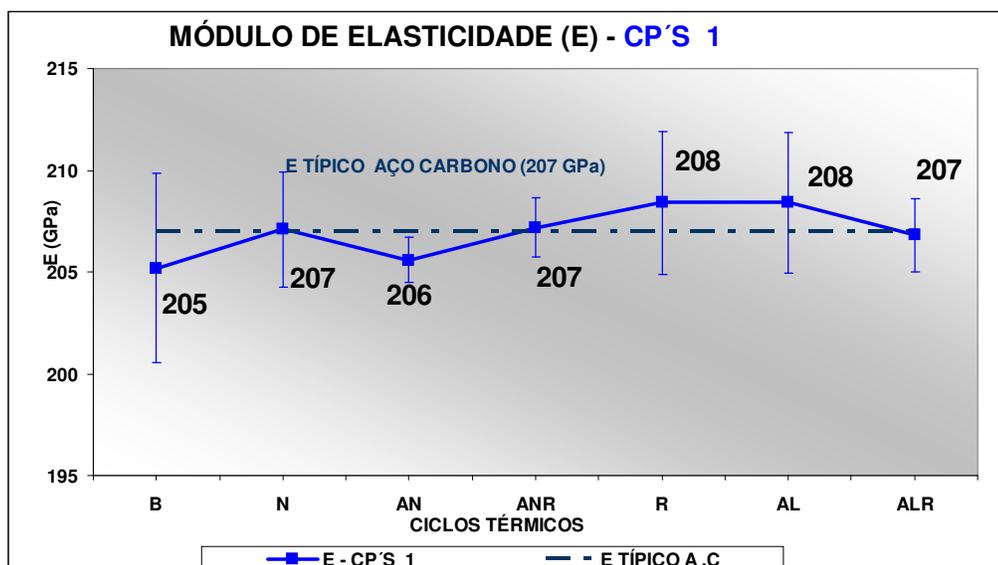


Figura 4.10 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

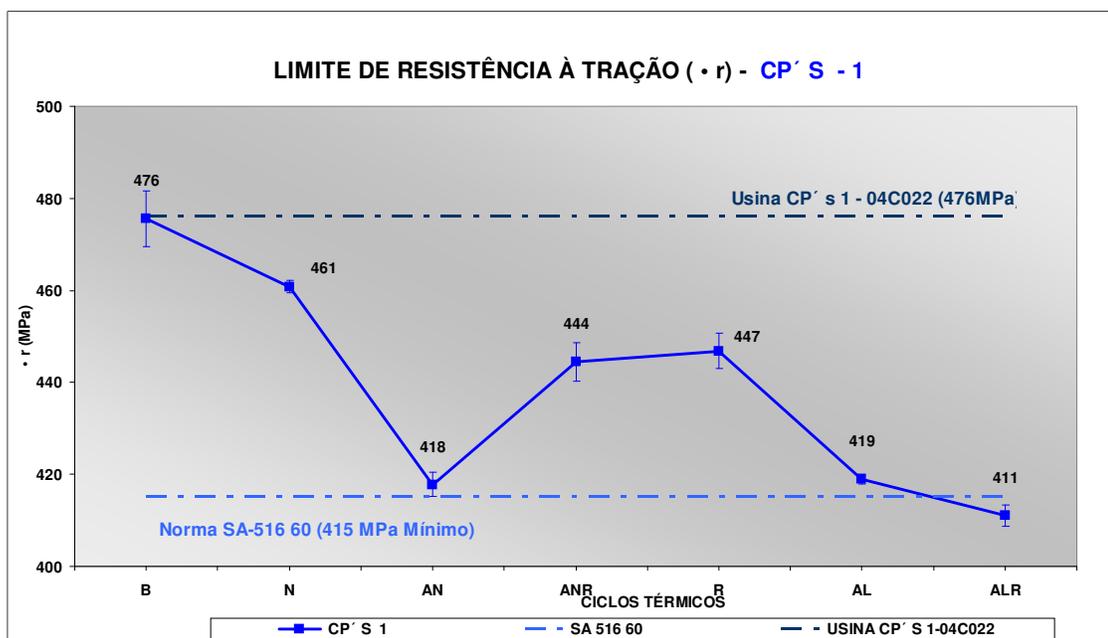


Figura 4.11 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

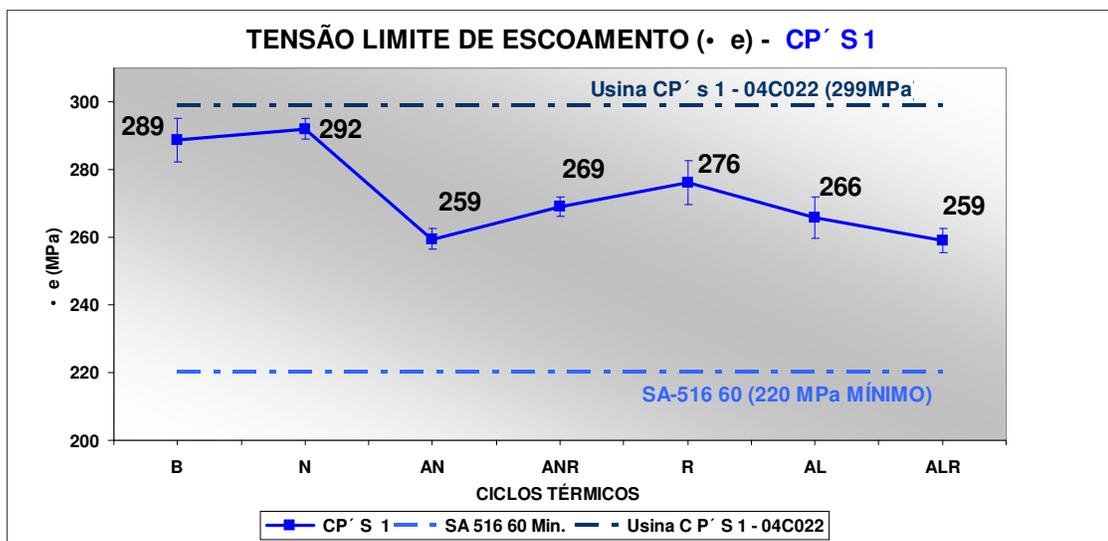


Figura 4.12 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

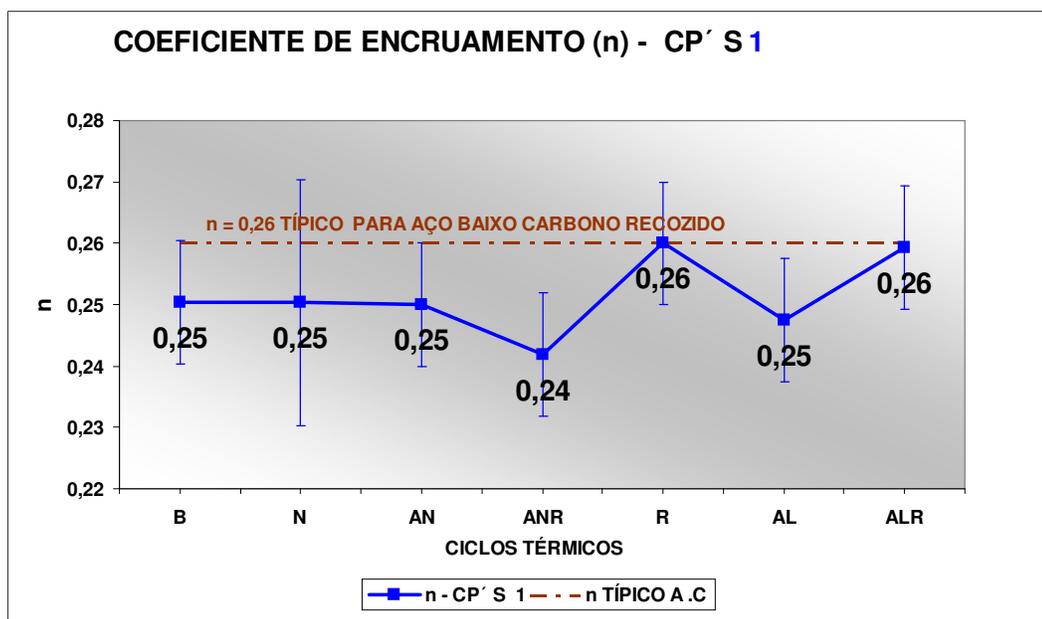


Figura 4.13 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

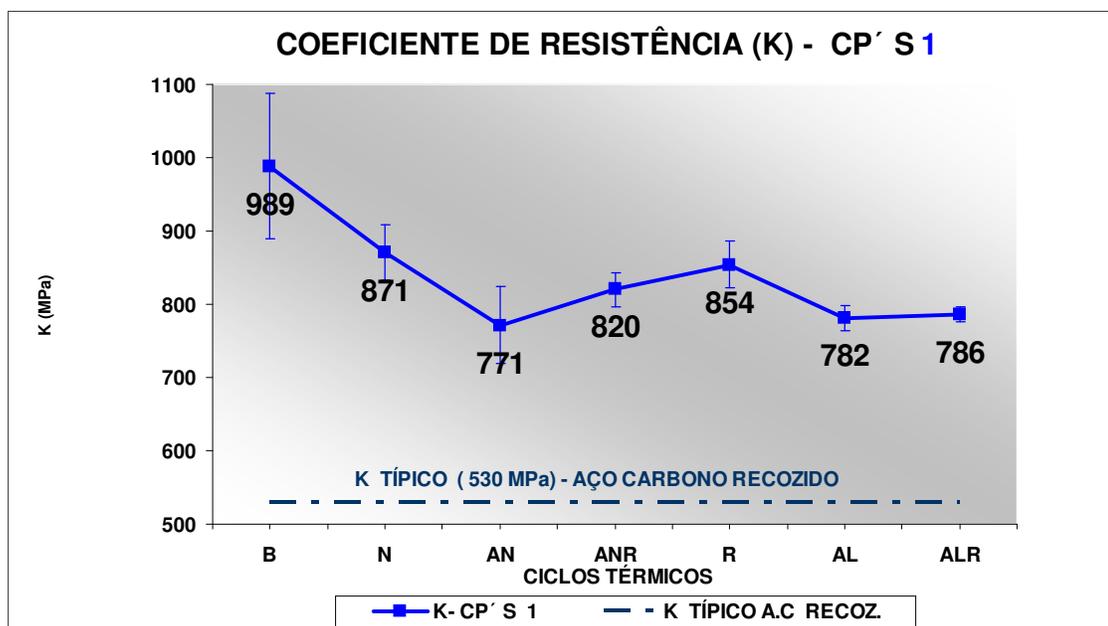


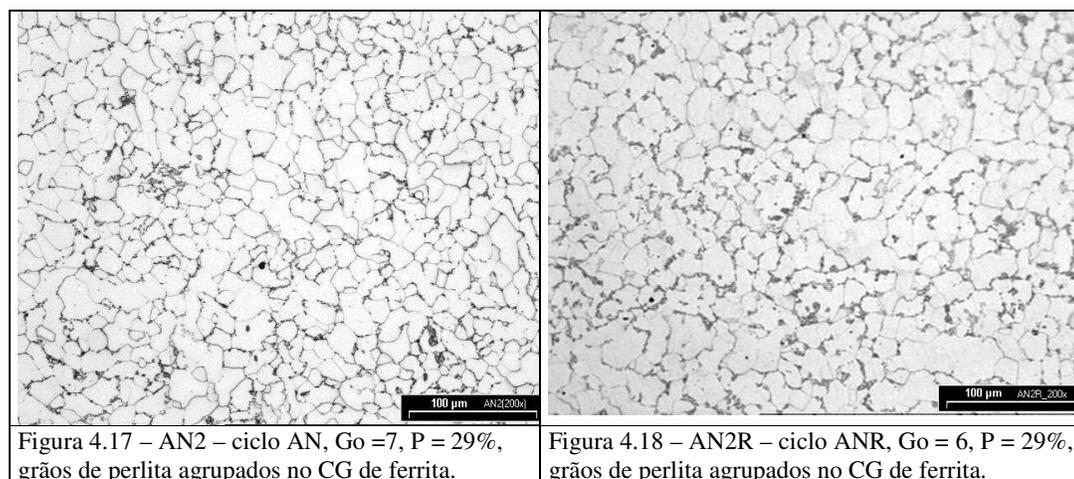
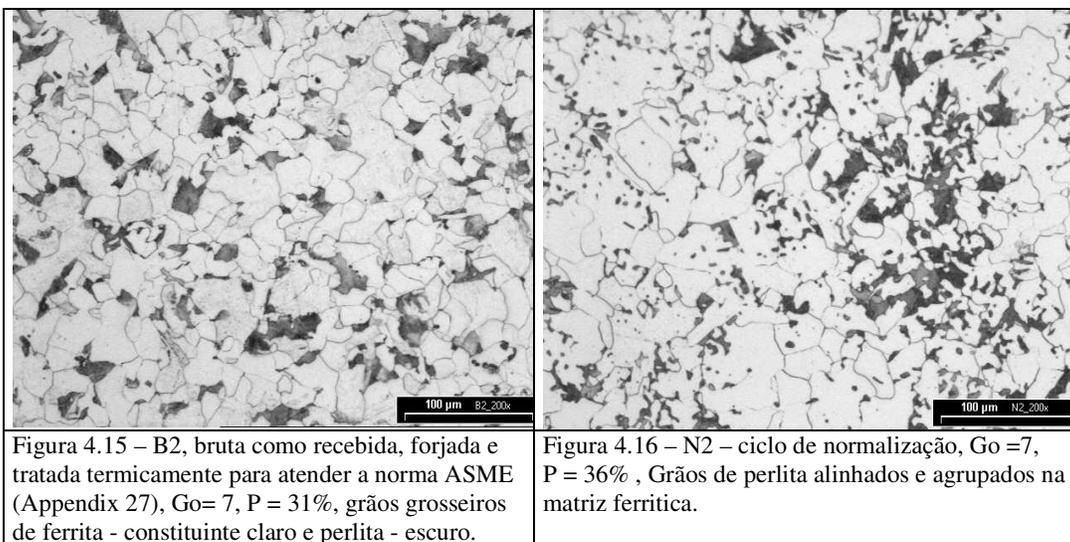
Figura 4.14 – Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 1 em função dos ciclos térmicos.

4.2 Resultados das análises para os CP'S 2

4.2.1 ANÁLISE METALOGRAFICA PARA OS CP'S 2

Os resultados das análises metalográficas efetuados para os CP' S 2 (flanges forjados no material SA-105, corrida 61468, contendo teor de carbono de 0,12% C), com micrografias - 200X (Nital 3%), para os diversos ciclos térmicos (CP' S: B2, N2, AN2, AN2R, R2, AL2 e AL2R), estão representadas nas Figuras 4.15 a 4.21, indicando o tamanho médio de grão ASTM corrigido para aumento de 100X (Go), a % de perlita (P) e a microestrutura encontrada.

As microestruturas das amostras 2, apresentam perlita na faixa de 29 a 36%, com valor de 48% para a amostra R2, agrupados no CG e dispersos na formato globular, em uma matriz ferrítica, com tamanho médio de grão de 6 a 7 ASTM.



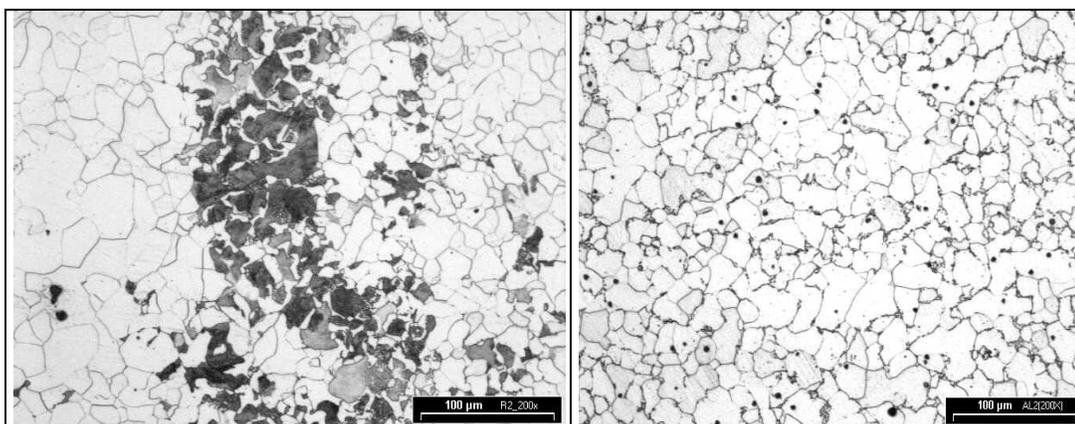


Figura 4.19 – R2 – ciclo de recozimento, $G_o = 7$, $P = 48\%$. Grãos de perlita grosseiros, agrupados e alinhados em região específica da matriz ferrítica de granulação grosseira.

Figura 4.20 – AL2 – ciclo AL, $G_o = 7$, $P = 32\%$. Perlita no formato globular, dispersos no interior dos grãos de ferrita.

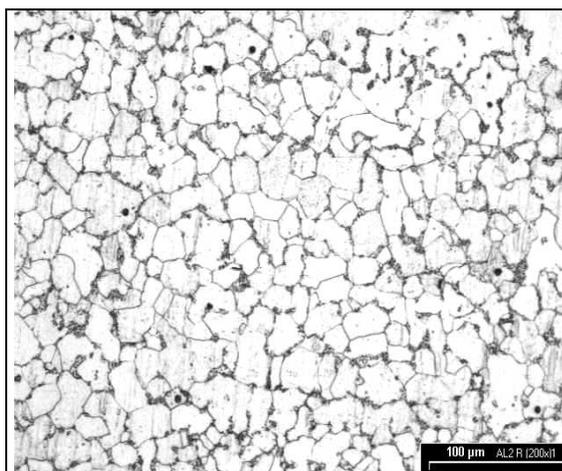


Figura 4.21 – AL2R – ciclo ALR, $G_o = 6$, $P = 36\%$. Perlita no formato globular, dispersos no interior dos grãos de ferrita.

4.2.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 2

Os resultados dos ensaios de microdureza para os CP'S 2 estão compilados na Tabela 4.3 e Figura 4.22.

Tabela 4.3 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP'S 2

CP'S/ CICLOS	MICRODUREZA VICKERS (HV)										MÉDIA	Desvio Padrão
B2	148,40	136,60	154,50	139,20	141,90	152,20	149,70	142,70	140,30	138,10	144,36	6,33
N2	132,20	147,60	130,80	125,40	133,60	129,40	124,10	114,20	110,60	133,60	128,15	10,48
AN2	132,60	135,80	146,30	148,00	149,20	134,70	130,10	132,20	128,20	128,40	136,55	8,18
AN2R	123,20	124,50	115,90	116,50	123,80	116,80	112,50	119,50	111,40	111,40	117,55	5,04
R2	121,90	119,20	90,20	106,40	103,90	107,40	178,30	131,20	107,40	97,80	116,37	24,81
AL2	134,20	136,90	144,70	132,90	134,00	143,50	132,90	135,10	135,50	129,80	135,95	4,70
AL2R	160,40	172,90	183,40	169,30	161,80	166,20	171,80	171,80	155,80	179,40	169,28	8,52

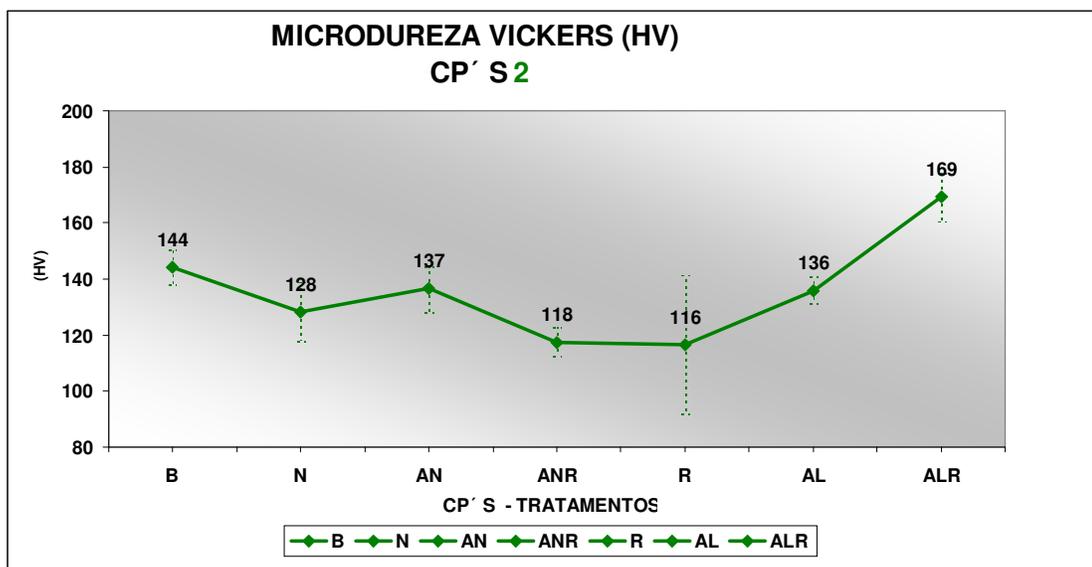


Figura 4.22 - Microdureza Vickers dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

Verificou-se que, em relação ao CP bruto B2, ocorreu uma queda da ordem de 20%, com os ciclos térmicos, principalmente no caso do ciclo com recozimento. Porém, com os tratamentos térmicos com ciclos de aquecimento e resfriamento lento, principalmente no ciclo AL2R, ocorreu o inverso a essa tendência, possivelmente devido à microestrutura de perlita no formato globular, dispersos no interior dos grãos de ferrita.

4.2.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 2

Os resultados dos ensaios de tração efetuados para os CP'S 2 estão compilados nas Tabelas 4.4 e 4.5 e nas Figuras 4.23 a 4.28.

Os valores médios encontrados para a ductilidade em todos os ciclos térmicos, estão acima dos valores mínimos especificados, inclusive para o caso do forjado bruto - B2. O valor da redução de área está acima e o valor do alongamento está bem próximo dos valores informados no certificado da forjaria tanto para a condição sem ciclo de tratamento térmico (s/ Ciclo T.T. ASME) como para a condição com tratamento térmico (c/ Ciclo T.T. ASME), conforme a norma ASME, Section VIII, Div.1-Appendix 27 (ASME, 2004,VIII).

Os valores médios encontrados para o módulo de elasticidade estão dentro de uma faixa do valor típico para aço carbono (207 GPa).

Como citado anteriormente, para as amostras 2, na condição bruta (B2), foram executados vários ensaios de tração para definir quais seriam as velocidades de ensaio. Os diversos ensaios utilizando corpos de provas retirados de vários flanges forjados da mesma

corrida, também foram importantes para demonstrar que o material não está atendendo aos valores referenciados no certificado de qualidade original e aos valores mínimos especificados para a resistência a tração da Norma ASME SA-105.

Investigou-se a documentação original desses flanges antigos obtidos do estoque obsoleto para uso no trabalho, verificando-se que os ensaios mecânicos efetuados na época foram efetuados usando-se um corpo de prova prismático retirado de um “blank” (amostra) de mesmo material e não diretamente do mesmo corpo do flange forjado. Apesar de essa amostra ter sido submetida ao mesmo processo de forjamento e tratamento térmico, é bem possível que sejam essas as razões para que os resultados referentes ao certificado original dos flanges estejam diferentes dos obtidos nos ensaios deste trabalho.

Complementando a investigação descrita, verificou-se que os flanges forjados teriam passado por um tratamento térmico simulando o ciclo do processo de vitrificação em atendimento dos requisitos da Norma ASME, Section VIII, Div. 1 – Appendix 27 (ASME, 2004, VIII). Sendo assim, é possível que este fato também tenha contribuído para a obtenção de propriedades mecânicas diferentes do que a amostra (*blank*) ensaiada para a certificação do material.

Independentemente do descrito acima, os valores médios obtidos em ensaios deste trabalho, para a amostra B2, serão os utilizados como referência para elaborar o trabalho comparativo referente às propriedades mecânicas entre os diversos ciclos térmicos efetuados.

O valor médio encontrado para o limite de resistência à tração apresentou tendência a uma queda em torno de 10% em relação ao valor médio da amostra bruta com os ciclos térmicos.

O valor médio encontrado para a tensão limite de escoamento apresenta valores abaixo do informado no certificado original, porém acima do mínimo especificado na norma, apesar de ter ocorrido uma queda em torno de 9% com os ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para o coeficiente de encruamento, exceto a amostra recozida (R2), estão abaixo, enquanto que os valores médios encontrados para o coeficiente de resistência, estão acima do valor típico para o aço baixo carbono recozido, similar aos resultados encontrados nos CP' S 1

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tração - CP' S 2B, N, AN, ANR e R)

CP 2	RA (%)	AL (%)	E (GPa)	σ_r (Mpa)	σ_e (MPa)	n	K (MPa)
B2.3R	70,33	41,52	204,00	437,50	275,00	0,26	835,00
B2.4R	71,20	42,60	-----	437,40	268,00	0,27	845,00
B2.5R	70,86	39,64	190,00	443,18	278,00	0,22	777,00
B2.8	71,61	42,04	210,00	446,20	281,00	0,27	879,00
B2.9	71,01	37,92	207,00	442,96	286,00	0,24	823,00
B2.10	68,58	38,00	195,00	450,64	280,00	0,26	879,00
B2.11	69,23	36,04	195,00	450,64	278,00	0,26	876,00
B2.13	66,95	31,92	211,00	453,95	286,00	0,27	-----
B2.23	70,39	46,40	200,00	440,09	279,00	0,22	769,00
B2.24	68,63	45,00	195,00	436,69	274,00	0,22	764,00
Média	69,88	40,11	200,78	443,93	278,50	0,25	827,44
Desvio Padrão	1,48	4,33	7,55	6,22	5,42	0,02	47,49
N2.1	64,93	30,24	205,00	430,32	263,70	0,26	819,00
N2.2	67,01	34,88	203,00	434,30	257,47	0,23	773,00
N2.3	64,72	36,96	209,50	426,89	269,00	0,24	776,00
N2.4	64,43	40,64	201,00	425,05	266,00	0,25	792,00
N2.5	64,89	42,96	-----	428,85	261,00	0,24	778,50
Média	65,20	37,14	204,63	429,08	263,43	0,25	787,70
Desvio Padrão	1,03	4,97	3,64	3,53	4,45	0,02	18,95
AN2.1	72,74	46,96	190,00	410,64	267,00	0,23	730,00
AN2.2	73,55	46,72	-----	410,21	242,00	0,23	729,00
AN2.3	71,97	52,56	172,00	416,13	247,00	0,24	745,00
AN2.4	68,72	45,48	212,00	409,75	267,00	0,24	745,00
AN2.5	71,75	45,64	180,00	408,87	252,00	0,23	731,00
Média	71,75	47,47	188,50	411,12	255,00	0,24	736,00
Desvio Padrão	1,83	2,92	17,31	2,88	11,51	0,00	8,25
AN2R.1	75,96	26,84	198,00	413,00	266,00	0,22	723,50
AN2R.2	75,32	45,40	189,00	418,21	246,00	0,24	758,00
AN2R.3	71,42	40,20	197,00	415,84	255,00	0,24	756,00
AN2R.4	74,59	40,12	202,00	414,31	277,00	0,25	752,00
AN2R.5	70,38	40,92	207,00	409,61	253,00	0,24	752,00
Média	73,53	38,70	198,60	414,19	259,40	0,24	748,30
Desvio Padrão	2,48	6,98	6,66	3,21	12,18	0,01	14,10
R2.1	63,95	28,00	209,00	412,00	247,00	0,27	812,00
R2.2	62,37	41,64	211,00	418,00	252,00	0,28	837,00
R2.3	63,76	40,84	208,00	413,00	252,00	0,24	758,00
R2.4	62,92	36,88	203,00	417,00	250,00	0,26	790,00
R2.5	65,13	34,24	-----	415,00	242,00	0,26	-----
Média	63,63	36,32	207,75	415,00	248,60	0,26	799,25
Desvio Padrão	1,05	5,54	3,40	2,55	4,22	0,01	33,54
NORMA ASME	30,00	22,00	207,00	485,00	250,00	0,26	530,00
SA-105	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	USUAL
Forjaria -61468	63,00	33,00	-----	505,00	300,00	-----	-----

Tabela 4.5 – Resultados dos ensaios de tração - CP' S 2 (AL e ALR)

CP 2	RA (%)	AL (%)	E (GPa)	σ_r (Mpa)	σ_e (MPa)	n	K (MPa)
AL2.1	72,81	48,92	217,00	401,52	257,00	0,22	688,00
AL2.2	71,81	40,84	175,00	407,90	250,00	0,21	706,00
AL2.3	72,89	46,56	208,00	402,29	245,00	0,23	713,00
AL2.4	72,87	44,76	208,00	402,57	255,00	0,23	706,00
AL2.5	69,39	44,44	201,00	402,99	252,00	0,23	712,00
Média	71,96	45,10	201,80	403,46	251,80	0,22	705,00
Desvio Padrão	1,50	2,98	16,02	2,54	4,66	0,01	10,05
AL2R.1	73,72	44,40	199,00	391,99	245,00	0,24	712,00
AL2R.2	74,68	40,80	185,00	399,60	257,00	0,23	711,00
AL2R.3	70,25	36,36	225,00	405,33	262,00	0,26	-----
AL2R.4	72,98	28,20	218,00	398,37	254,00	0,22	701,00
AL2R.5	72,31	42,08	209,00	401,33	249,00	0,23	714,00
Média	72,79	38,37	207,20	399,32	253,40	0,24	709,50
Desvio Padrão	1,67	6,39	15,79	4,87	6,66	0,01	5,80
NORMA ASME	30,00	22,00	207,00	485,00	250,00	0,2600	530,00
SA-105	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	USUAL
Forjaria -61468	63,00	33,00	---	505,00	300,00	---	---

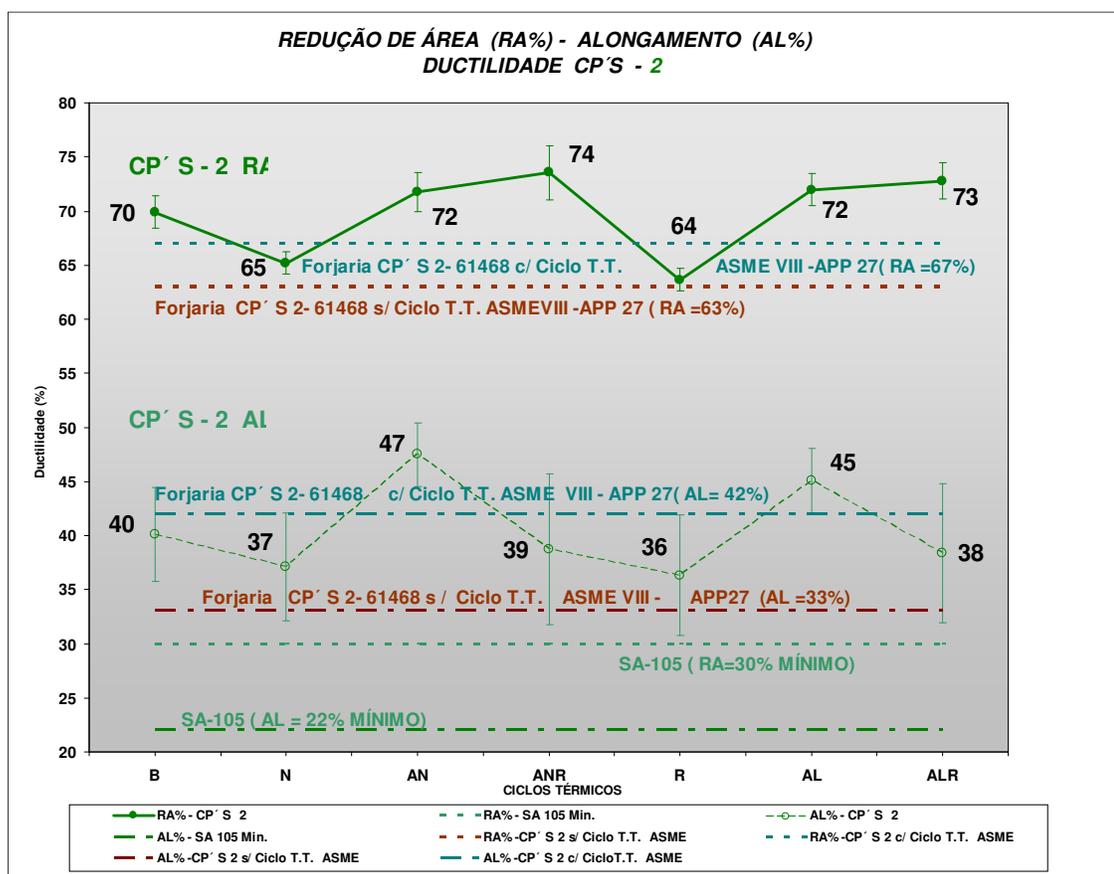


Figura 4.23 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

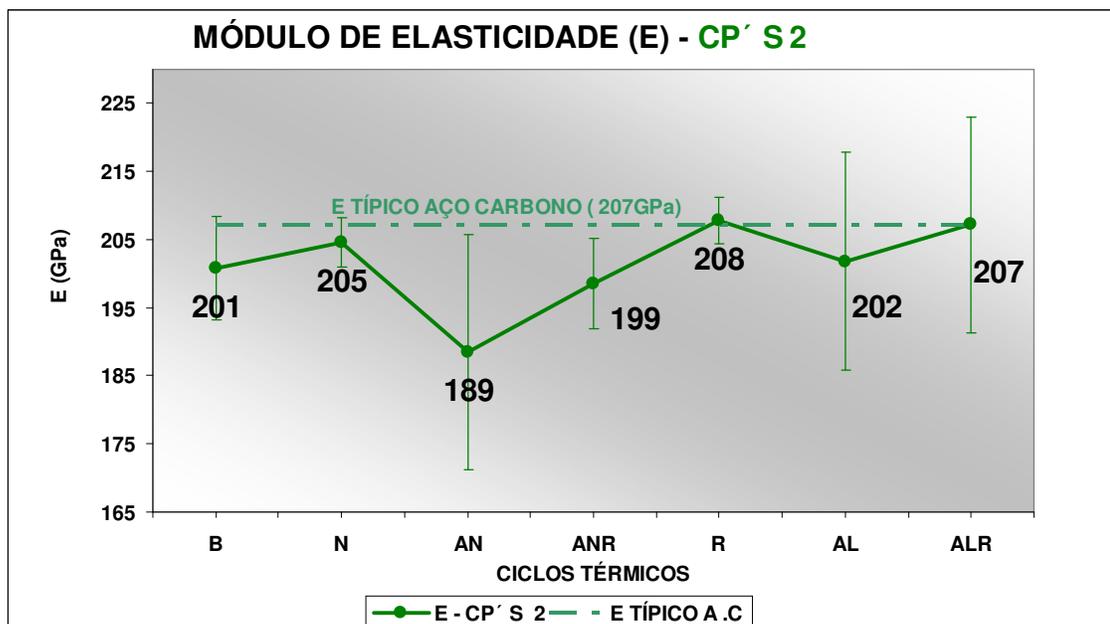


Figura 4.24 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

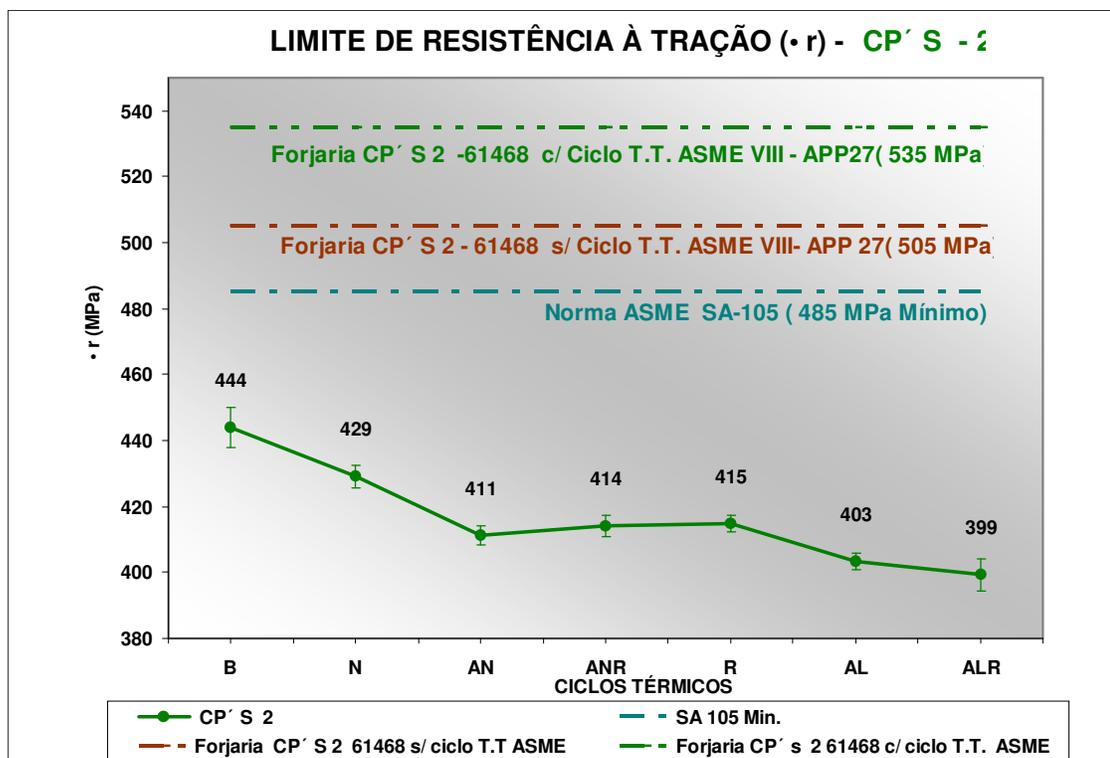


Figura 4.25 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

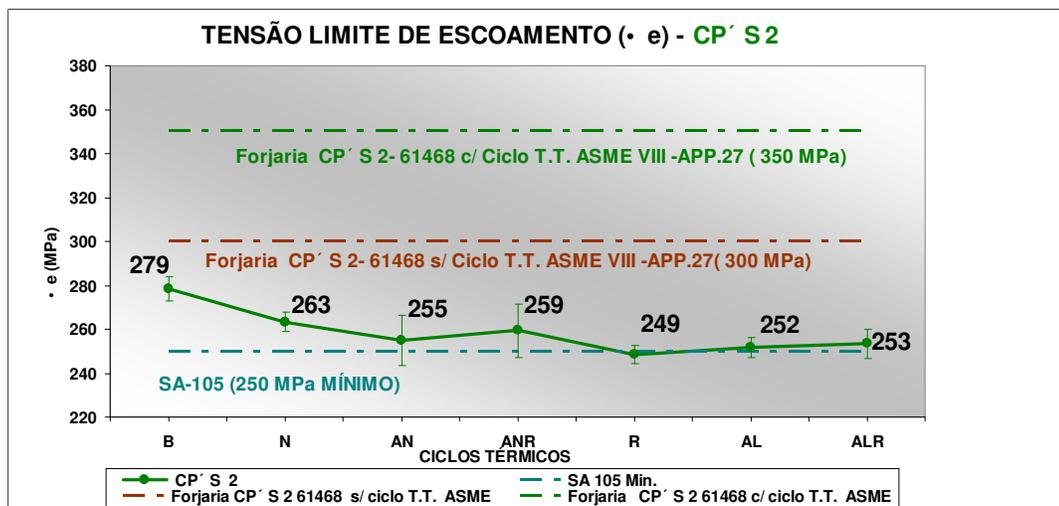


Figura 4.26 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

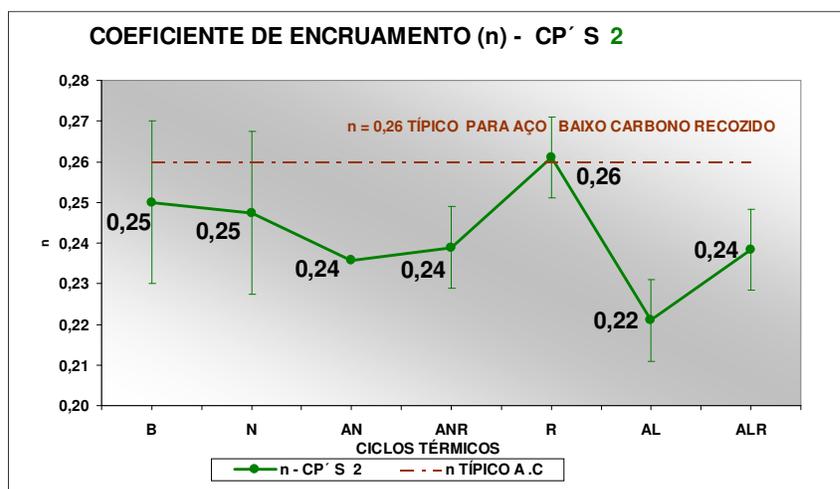


Figura 4.27 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

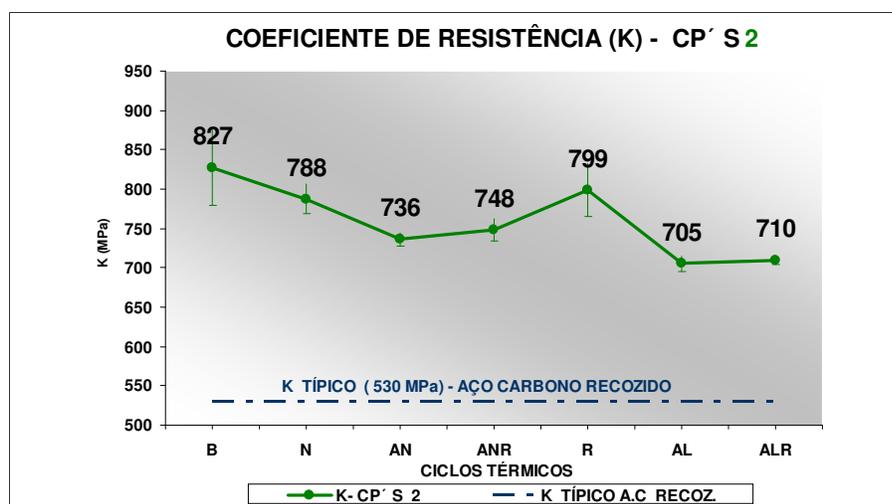


Figura 4.28 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 2 em função dos ciclos térmicos.

4.3 Resultados das análises para os CP'S 3

4.3.1 ANÁLISE METALOGRAFICA PARA OS CP'S 3

Os resultados das análises metalográficas efetuados para os CP' S 3 (Chapa laminada-Material SA-516 60-corrída 04C022, teor de carbono de 0,16%, soldadas no processo de arco submerso (SAW)), com micrografias - 200X (Nital 3%), exceto o CP B3 – região do metal base, 50X (Nital 3%), para os diversos ciclos térmicos (CP' S: B3, N3, AN3, AN3R, R3, AL3 e AL3R), estão representadas nas Figuras 4.29 a 4.36, indicando o tamanho de grão médio ASTM corrigido para aumento de 100X (Go), a porcentagem de perlita (P) e a microestrutura encontrada.

As microestruturas das amostras 3 apresentam perlita na faixa de 26 a 49%, agrupados no CG e alinhados na direção de laminação da chapa (CP' S B3 e AL3R) e também no formato globular (CP' S R3) em uma matriz ferrítica grosseira equiaxial e com textura acicular bruta de fusão na região da solda (CP B3), com tamanho médio de grão de 6 a 8 ASTM.

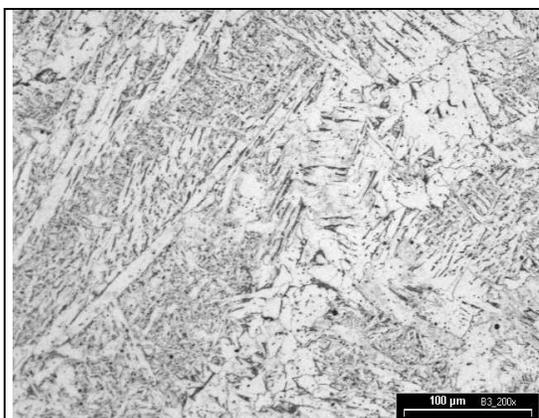


Figura 4.29 – B3, chapa laminada, bruta, soldada (Processo SAW), região da solda e ZTA, grãos de perlita formados entre as agulhas de ferrita, textura acicular na região da solda, bruta de fusão.

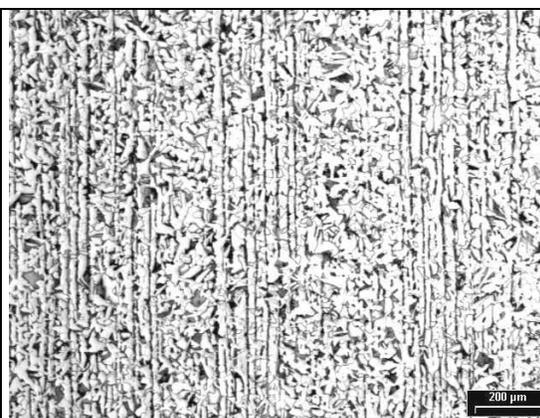


Figura 4.30 – B3, (50X)-a (Nital 3%), chapa bruta laminada, soldada (Processo SAW), região do metal base, Go = 8, P = 49%, traços de alinhamento (DL) e constituinte perlita agrupados no CG de ferrita.

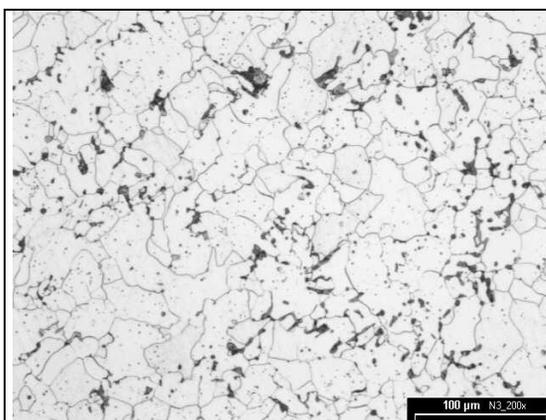


Figura 4.31 – N3, ciclo de normalização, $G_o = 6$, $P = 26\%$, constituinte perlita disperso e na matriz ferrítica.

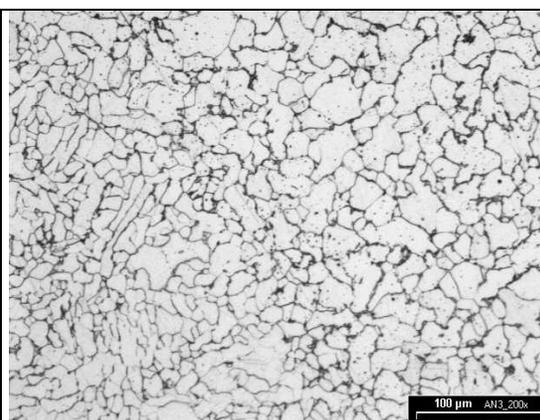


Figura 4.32 – AN3, ciclo AN, $G_o = 7$, $P = 33\%$, perlita dispersa nos grãos de ferrita e agrupada no CG de ferrita.

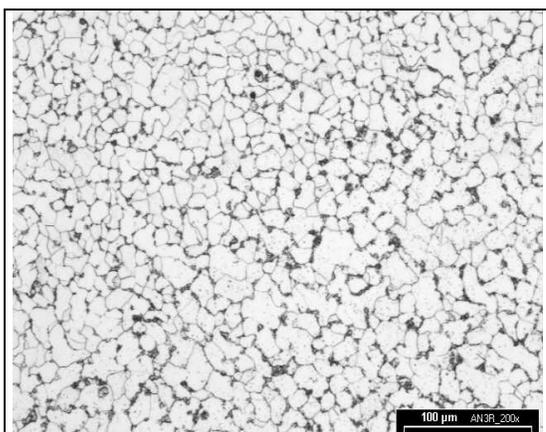


Figura 4.33 – AN3R, ciclo ANR, $G_o = 7$, $P = 34\%$, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.

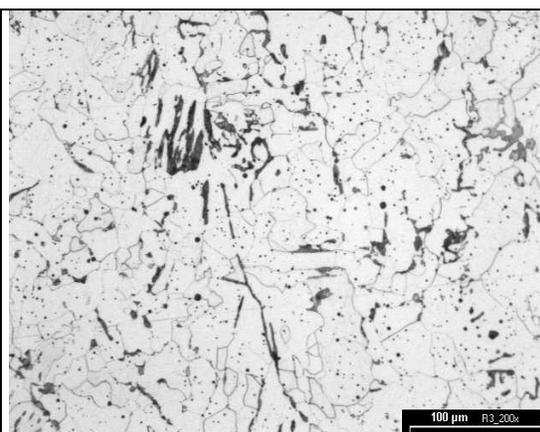


Figura 4.34 – R3, ciclo de recozimento, $G_o = 6$, $P = 32\%$, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita no formato de glóbulos dispersos no interior dos grãos de ferrita.

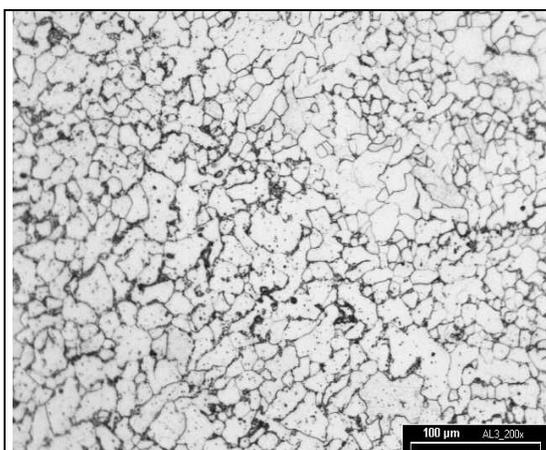


Figura 4.35 – AL3, ciclo AL, $G_o = 7$, $P = 33\%$, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita no formato de glóbulos dispersos no interior dos grãos e agrupados no CG de ferrita.

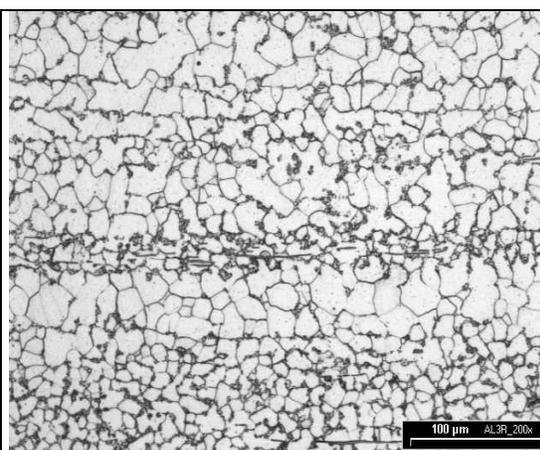


Figura 4.36 – AL3R, ciclo ALR, $G_o = 7$, $P = 42\%$, grãos de ferrita grosseiros equiaxiais, perlita alinhada na direção de laminação da chapa e agrupados no CG de ferrita.

4.3.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 3

Os resultados dos ensaios de microdureza para os CP'S 3 estão compilados na Tabela 4.6 e na Figura 4.37.

Tabela 4.6 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP'S 3

CP'S / CICLOS	MICRODUREZA VICKERS (HV)										MÉDIA	Desvio Padrão
B3(Solda)	170,30	182,20	177,70	171,80	181,10	177,70	181,10	177,20	183,40	199,30	180,18	7,96
B3(ZTA)	185,70	161,80	160,90	169,30	159,50	163,30	184,00	165,70	171,80	159,50	168,15	9,69
B3(Chapa)	185,10	153,60	198,00	176,10	189,90	165,70	128,80	189,30	178,90	167,20	173,26	20,50
N3(Solda)	124,50	123,50	131,90	143,50	146,70	149,20	167,20	162,80	155,80	173,40	147,85	17,41
N3(ZTA)	123,80	142,30	147,10	140,00	128,40	144,70	139,60	129,80	142,70	133,60	137,20	7,81
N3(Chapa)	139,20	128,40	131,20	123,20	135,10	142,30	150,10	148,00	130,10	130,80	135,84	8,82
AN3(Solda)	138,10	129,10	136,60	138,10	142,70	140,30	145,90	143,10	142,30	136,90	139,31	4,71
AN3(ZTA)	140,70	142,70	136,20	149,70	141,90	141,10	147,60	150,90	152,20	137,30	144,03	5,69
AN3(Chapa)	150,90	147,10	150,10	134,00	137,30	141,50	150,50	130,80	135,80	130,80	140,88	8,21
AN3R(Solda)	150,90	142,70	136,20	143,10	143,10	143,10	149,20	151,40	150,10	145,90	145,57	4,84
AN3R(ZTA)	170,80	143,90	134,00	139,20	148,80	150,90	146,70	140,30	126,40	141,50	144,25	11,78
AN3R(Chapa)	90,40	130,10	133,60	130,80	138,10	126,70	138,80	127,40	127,10	130,80	127,38	13,67
R3(Solda)	124,50	136,60	122,20	132,60	130,10	127,40	124,50	140,30	121,00	132,90	129,21	6,39
R3(ZTA)	80,70	118,30	109,00	116,80	105,90	127,40	132,60	156,30	125,40	133,30	120,57	20,03
R3(Chapa)	101,20	93,60	107,40	106,10	117,10	101,70	101,90	116,20	115,90	108,20	106,93	7,71
AL3(Solda)	135,10	125,40	135,80	118,90	131,20	134,70	123,50	121,90	144,30	134,70	130,55	7,88
AL3(ZTA)	110,90	121,00	126,40	117,10	131,50	121,00	111,10	93,40	103,20	115,90	115,15	11,14
AL3(Chapa)	119,80	117,40	116,50	111,10	128,80	128,10	129,10	115,00	122,20	108,50	119,65	7,34
AL3R(Solda)	115,90	110,30	112,20	127,70	109,00	104,90	102,20	108,20	123,50	117,10	113,10	8,03
AL3R(ZTA)	120,10	120,40	118,30	105,90	100,50	106,10	106,60	115,60	126,40	134,70	115,46	10,67
AL3R(Chapa)	121,00	115,00	118,30	110,90	106,90	112,50	127,70	119,50	101,70	111,40	114,49	7,49

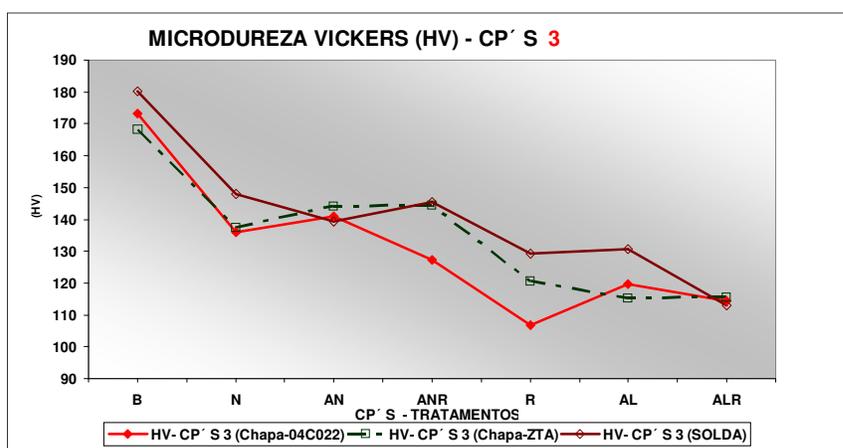


Figura 4.37 - Microdureza Vickers dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

Para os CP'S 3(Figura 4.37), verificou-se uma forte queda em relação ao CP bruto B3, em praticamente todos os ciclos térmicos, tanto para as regiões do metal base, como na ZTA e na região de solda, em torno de 60%.

4.3.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 3

Os resultados dos ensaios de tração efetuados para os CP'S 3 estão compilados na Tabela 4.7 e nas Figuras 4.38 a 4.43.

Os valores médios encontrados para o alongamento estão dentro dos valores mínimos especificados, ocorrendo uma tendência para aumento da ductilidade com os ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para o módulo de elasticidade estão dentro de uma faixa do valor típico para aço carbono.

O valor médio encontrado para o limite de resistência à tração, para os corpos de prova B3 está compatível com o valor do certificado de usina, sendo que ocorre a tendência a uma queda desse valor em torno de até 15% com os ciclos térmicos. No entanto, esses valores estão acima do mínimo especificado pela norma SA-516 60 e acima do mínimo especificado na norma referente aos componentes soldados conforme a norma ASME IX - QW-153.1(d) (ASME, 2004, IX) para o material SA-516 60 (ASME, 2004, II-A). Entretanto, o valor médio encontrado para a tensão limite de escoamento, para todos os CP'S 3 encontram-se acima do limite mínimo especificado pela norma, apesar de ocorrer a tendência a uma queda em relação ao valor original do componente bruto da ordem de até 18% com os ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para o coeficiente de encruamento estão na faixa de 0,26, enquanto que os valores médios encontrados para o coeficiente de resistência, estão acima do valor típico para o aço baixo carbono recozido. Entretanto, é importante citar que grande parte dos testes com as amostras rompeu fora da região da solda, porém todos os valores encontrados ainda atendem à especificação da norma ASME IX, QW-153.1(d) (ASME 2004, IX), pois não estão abaixo do valor de 394,25 MPa, que corresponde a 5% abaixo do mínimo valor limite de resistência mecânica especificado para o metal base.

Tabela 4.7 – Resultados dos ensaios de tração - CP' S 3

CP 3	RA (%)	AL (%)	E (GPa)	σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	n	K (MPa)	Ruptura
B3.1(R)	66,75	27,26	204,00	494,68	339,00	0,20	887,00	FS
B3.2(R1)	65,63	24,80	203,50	493,50	-----	0,20	913,00	FS
B3.3	63,72	21,80	203,00	493,79	-----	0,18	863,00	FS
B3.4	67,67	31,32	211,00	483,51	310,00	0,21	868,00	F.S
B3.5	66,41	29,30	211,00	485,25	305,00	0,22	890,00	F.S
B3.6(R)	66,56	26,28	206,00	485,95	312,00	0,22	904,00	F.S
Média	66,12	26,79	206,42	489,45	316,50	0,21	887,50	
Desvio Padrão	1,35	3,35	3,69	5,05	13,24	0,02	19,54	
N3.1(R)	60,42	38,16	204,00	458,96	289,00	0,25	879,00	FS
N3.2(R)	67,91	36,08	204,00	455,84	285,00	0,24	844,00	FS
N3.3	64,63	36,24	200,00	455,52	283,00	0,26	875,00	S
Média	64,32	36,83	202,67	456,77	285,67	0,25	866,00	
Desvio Padrão	3,76	1,16	2,31	1,90	3,06	0,01	19,16	
AN3.1	71,10	39,16	202,00	432,37	275,00	0,25	807,00	FS
AN3.2	69,01	43,06	204,00	430,81	275,00	0,24	782,00	FS
AN3.3	69,56	39,62	206,00	431,01	278,00	0,24	786,00	FS
Média	69,89	40,61	204,00	431,40	276,00	0,24	791,67	
Desvio Padrão	1,08	2,13	2,00	0,85	1,73	0,01	13,43	
AN3R.1	70,05	38,02	206,00	446,02	273,00	0,24	822,00	FS
AN3R.2	71,75	39,80	204,00	439,25	260,00	0,26	851,00	FS
AN3R.3	74,09	38,82	198,00	441,67	260,00	0,24	817,00	FS
Média	71,96	38,88	202,67	442,31	264,33	0,25	830,00	
Desvio Padrão	2,03	0,89	4,16	3,43	7,51	0,01	18,36	
R3.1	59,43	38,12	209,00	447,70	283,00	0,24	828,00	S
R3.2	68,75	34,88	200,00	445,49	275,00	0,26	860,00	S
R3.3	70,10	33,98	213,00	443,29	279,00	0,25	833,00	S
Média	66,10	35,66	207,33	445,49	279,00	0,25	840,33	
Desvio Padrão	5,81	2,18	6,66	2,21	4,00	0,01	17,21	
AL3.1	68,60	42,46	209,00	424,84	273,00	0,24	788,00	FS
AL3.2	69,25	43,62	203,00	426,86	265,00	0,24	778,00	FS
AL3.3	70,73	38,40	203,00	426,33	278,00	0,23	760,00	FS
Média	69,53	41,49	205,00	426,01	272,00	0,24	775,33	
Desvio Padrão	1,09	2,74	3,46	1,05	6,56	0,01	14,19	
AL3R.1	74,92	40,90	204,00	413,06	261,00	0,24	762,00	FS
AL3R.2	72,76	42,12	205,00	411,45	260,00	0,24	743,00	FS
AL3R.3	74,80	40,74	189,00	414,56	260,00	0,24	749,00	FS
Média	74,16	41,25	199,33	413,02	260,33	0,24	751,33	
Desvio Padrão	1,21	0,75	8,96	1,56	0,58	0,00	9,71	
NORMA ASME		25,00	207,00	415,00	220,00	0,26	530,00	
SA-516 60		MÍNIMO	USUAL	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	USUAL	
SA-516 60				394,25				FS
QW-153.1(d) -ASME - IX				MÍNIMO				
USINA 04C022		31,00		476,00	299,00			

Nota:

FS - RUPTURA FORA DA SOLDA

S - RUPTURA NA SOLDA

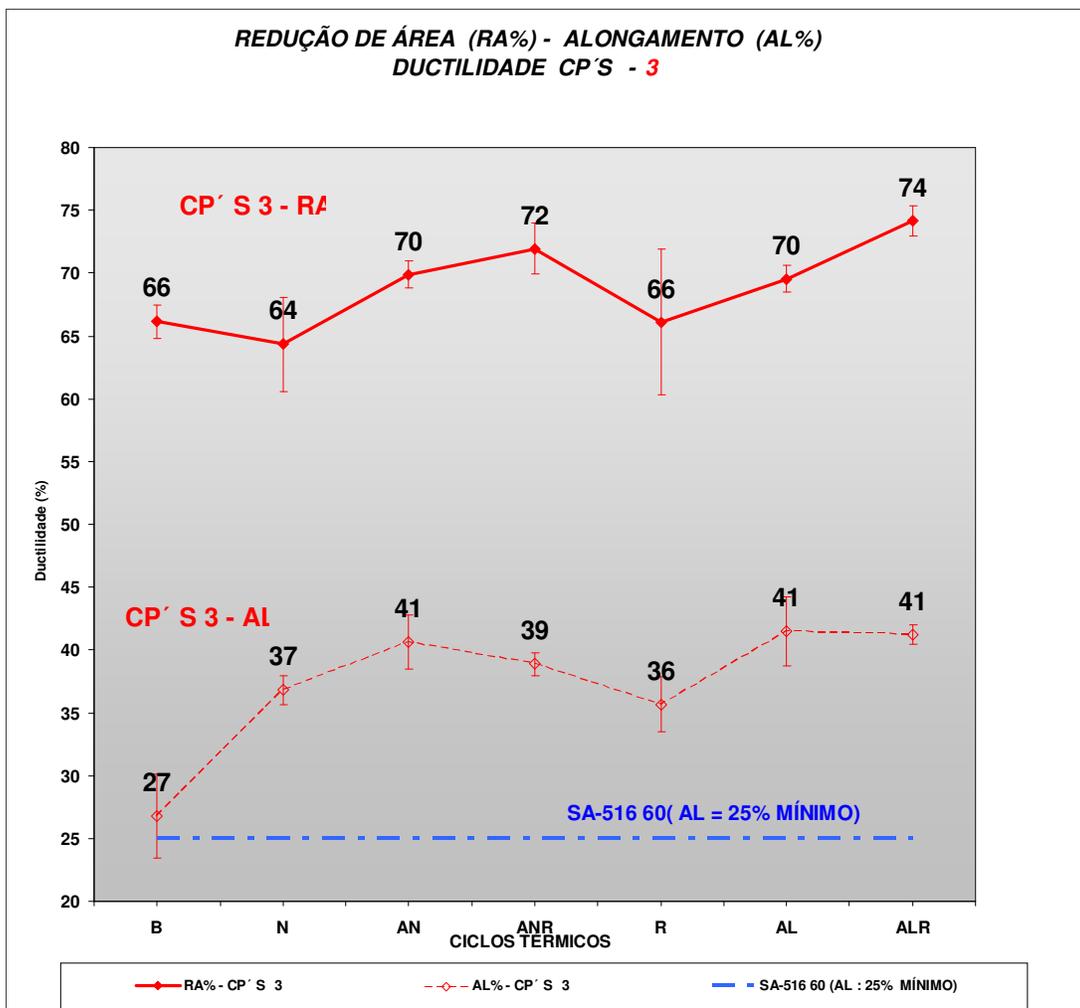


Figura 4.38 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

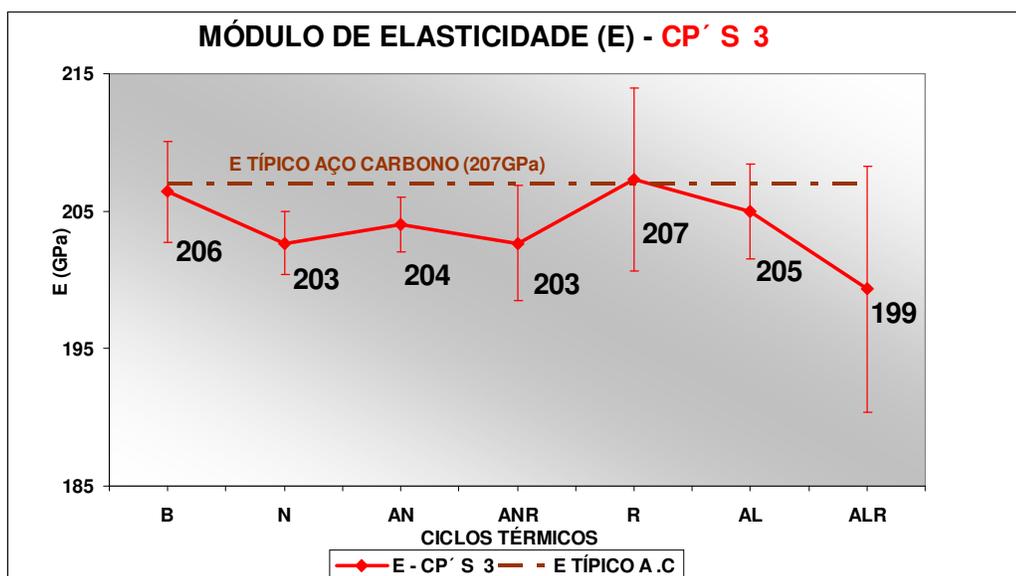


Figura 4.39 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

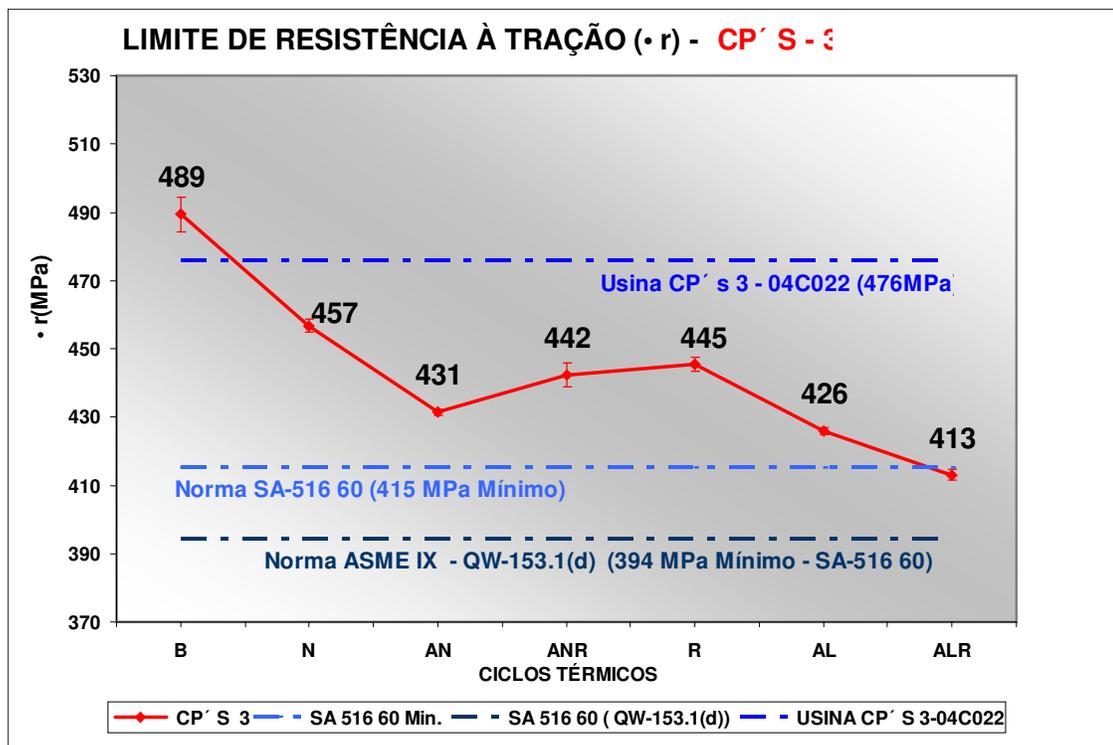


Figura 4.40 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

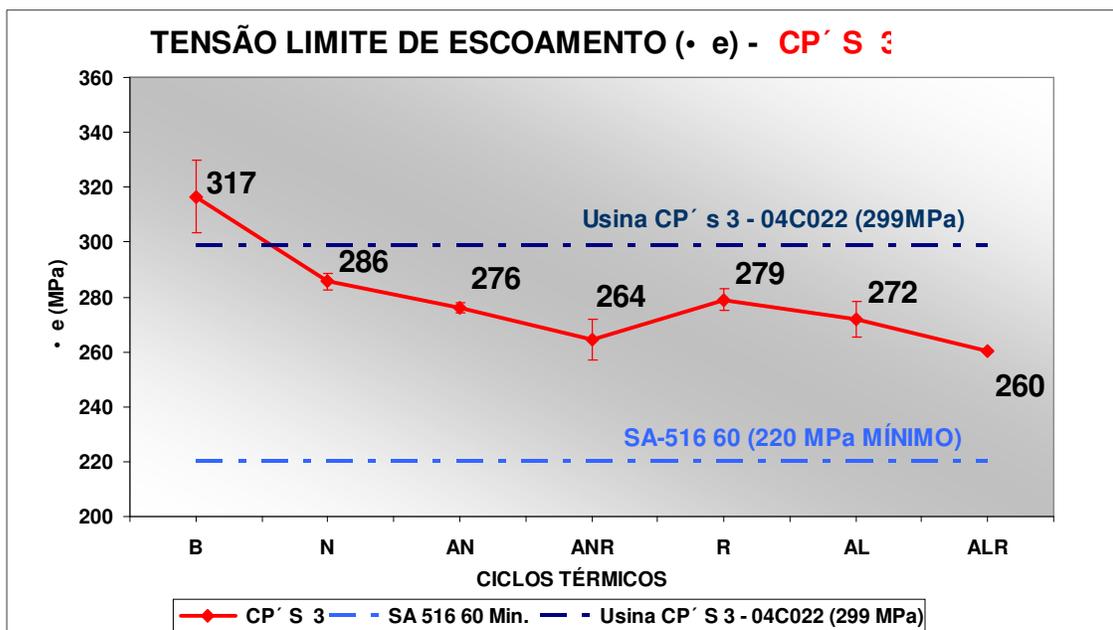


Figura 4.41 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

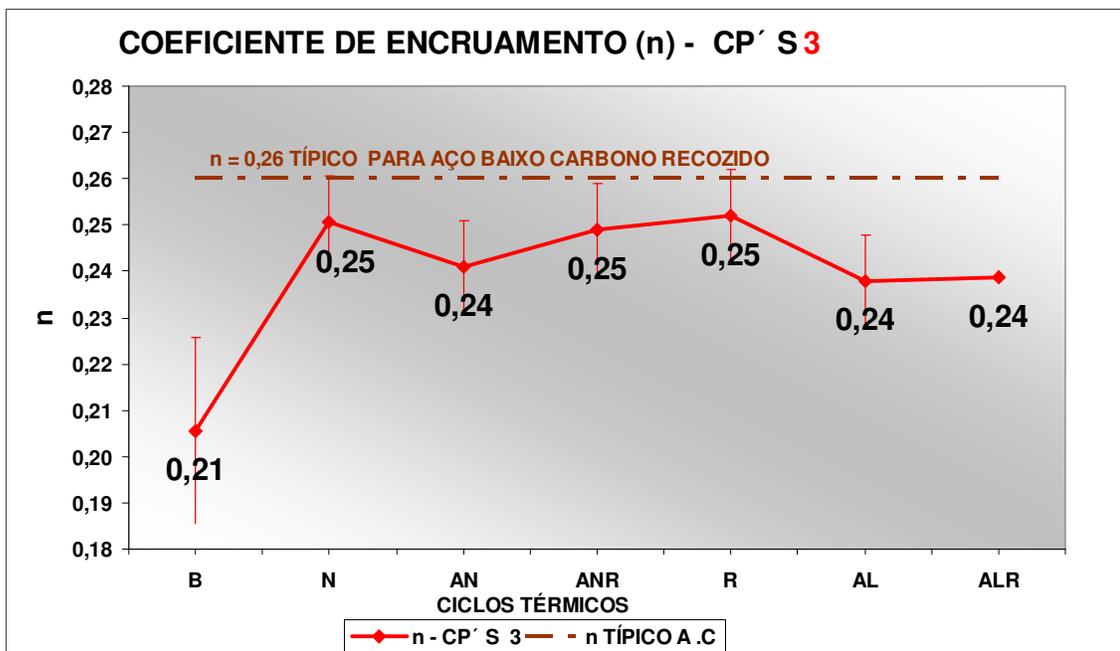


Figura 4.42 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

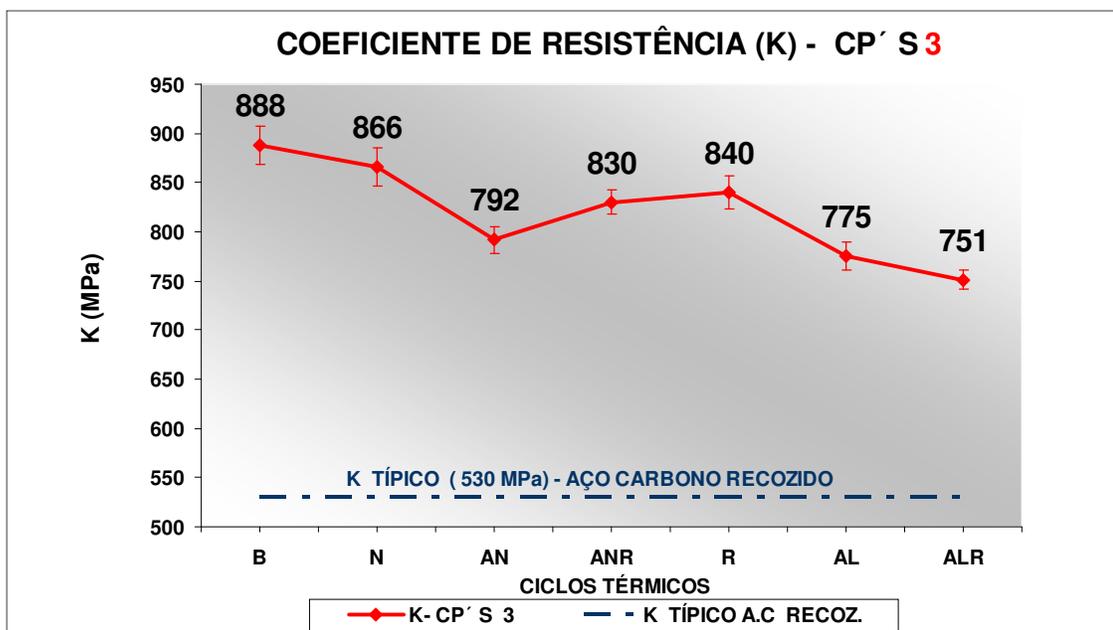


Figura 4.43 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 3 em função dos ciclos térmicos.

4.3.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE DOBRAMENTO LATERAL PARA OS CP'S 3

Os resultados dos ensaios de dobramento lateral efetuados para os CP' S 3, estão compilados na Tabela 4.8 e nas Figuras 4.44 a 4.51.

Tabela 4.8 – Resultados dos ensaios de dobramento lateral da solda - CP' S3

CP'S	INSPEÇÃO VISUAL	RESULTADOS
B3.1, B3.2, B3.3, B3.4, B3.5, B3.6, B3.7 e B3.8	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
N3.1, N3.2, N3.3 e N3.4	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
AN3.1, AN3.2 e An3.4	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
AN3. 3 -(Figura 4.44)	Apresentou pequena trinca < 3,0 mm na região da área de raiz da solda no início da ZTA.	APROVADO
AN3R.1,AN3R.2, An3R.3 e AN3R.4	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
R3.1, R3.2, R3.3 e R3.4	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
AL3.1 e AL3.2	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS
AL3.3	Apresentou pequena trinca < 3,0 mm na região da face da solda.	APROVADO
AL3. 4 -(Figura 4.45)	Apresentou pequena trinca < 3,0 mm na região da área de raiz da solda no início da ZTA, no meio da chapa.	APROVADO
AL3R.1, AI3R.2, AL3R.3 e AL3R.4	Não apresentaram nenhuma descontinuidade.	APROVADOS

Conforme os resultados da inspeção visual efetuada nos corpos-de-prova de ensaios de dobramento para as amostras 3 (Tabela 4.8), verificou-se que não ocorreram rejeições conforme os critérios de aceitação estabelecidos no parágrafo QW-163 da Norma ASME IX (ASME, 2004, IX) e, aparentemente, não houve influência dos ciclos térmicos nos resultados. A norma estabelece que trincas de tamanho menores do que 3,0 mm são aceitas.



Figura 4.44 – Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AN3.3, apresentando trinca de aproximadamente 1,0 mm.



Figura 4.45 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AL3.4, apresentando trinca de aproximadamente 1,0 mm.



Figura 4.46 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostra AL3.4, apresentando detalhe da trinca de aproximadamente 1,0 mm.



Figura 4.47 - Característica da superfície, após ensaio de dobramento lateral, em amostras B3, sem a presença de trincas.



Figura 4.48 - Característica das superfícies, amostras AN3 após ensaio de dobramento.



Figura 4.49 – Característica das superfícies, amostras AN3R após ensaio de dobramento.



Figura 4.50 - Característica das superfícies, amostras AL3 após ensaio de dobramento.



Figura 4.51 – Característica das superfícies, amostras AL3R após ensaio de dobramento.

4.4 Resultados das análises para os CP'S 4

4.4.1 ANÁLISE METALOGRAFICA PARA OS CP'S 4

Os resultados das análises metalográficas efetuados para os CP' S 4 (Chapa laminada - Material SA-516 60, corrida 04C014, teor de carbono de 0,17%, soldada pelo processo MAG no flange forjado - Material SA-105, corrida 61468, contendo teor de carbono de 0,12%), com micrografias - 200X (Nital 3%), para os diversos ciclos térmicos (CP' S: B4, N4, AN4, AN4R, R4, AL4 e AL4R), estão representadas nas Figuras 4.52 a 4.65, onde são descritas as áreas de obtenção das micrografias nos CP' S, o tamanho de grão médio ASTM corrigido para aumento de 100X (Go), a porcentagem de perlita (P) e a microestrutura encontrada. A denominação – C, refere-se à retirada da amostra do lado da chapa enquanto que a denominação – F, refere-se à retirada da amostra do lado do flange.

As microestruturas das amostras 4 apresentam perlita na faixa de 31 a 43%, agrupados no CG e dispersas em uma matriz ferrítica com grãos alongados e aciculares na região da solda (CP B4F) e grãos grosseiros (CP' S R), com tamanho médio de grão de 7 a 8 ASTM

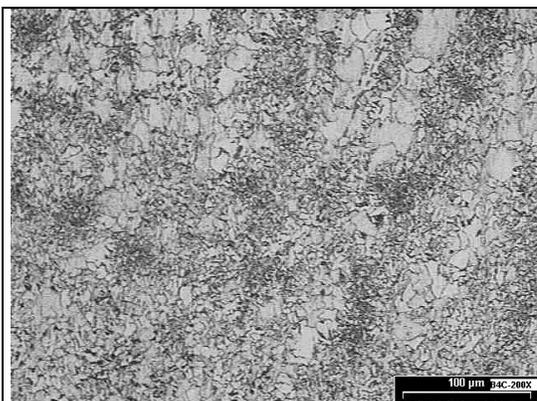


Figura 4.52 – B4C, chapa laminada bruta, soldada no flange forjado como recebido (Processo MAG), região do metal base do corpo / ZTA / solda, Go = 8, P = 33%, perlita agrupada no CG de ferrita.

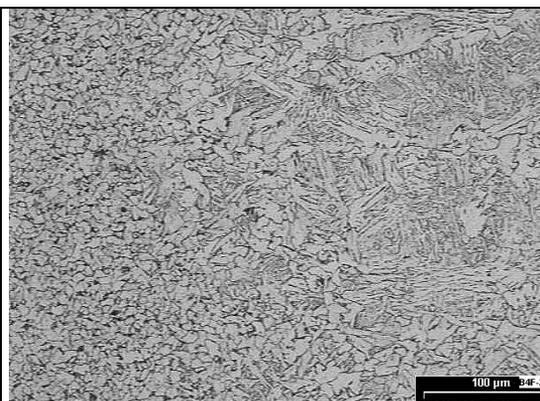


Figura 4.53 – B4F, chapa laminada bruta, soldada no flange forjado como recebido (Processo MAG), região do metal base do flange / ZTA / solda, Go = 8, P = 43%, perlita agrupada no CG de ferrita, grãos alongados e aciculares (região da solda).

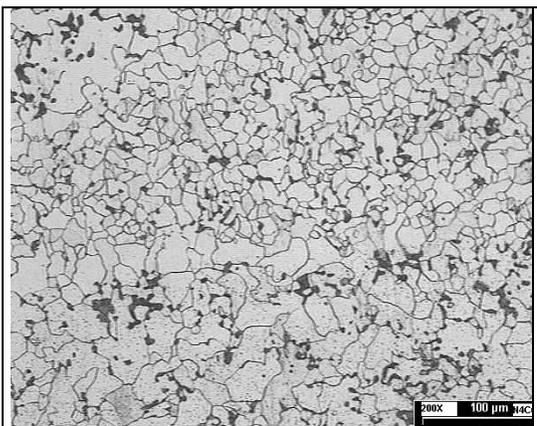


Figura 4.54 – N4C, ciclo de normalização, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 8, P = 40%, perlita agrupada na matriz ferrítica.

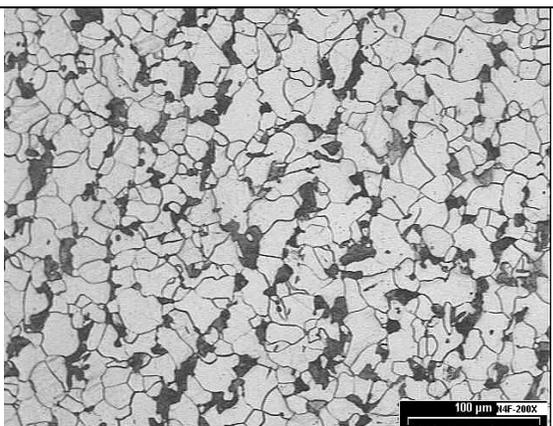


Figura 4.55 – N4F, ciclo de normalização, região do metal base do flange / ZTA / solda. Go = 7, P = 39%, perlita agrupada na matriz ferrítica.

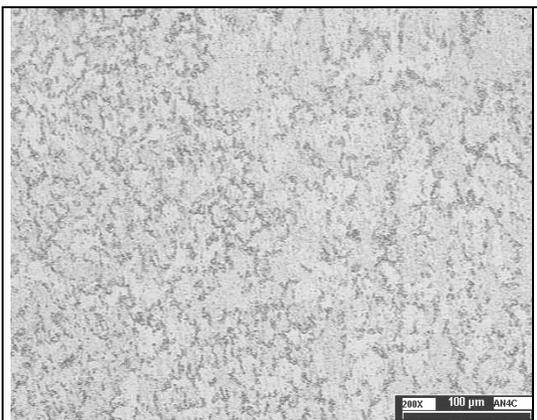


Figura 4.56 – AN4C, ciclo AN, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 34%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.

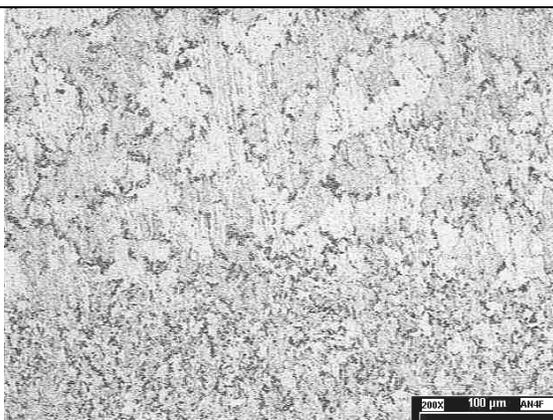


Figura 4.57 – AN4F, ciclo AN, região do metal base do flange / ZTA / solda. Go = 7, P = 39%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.

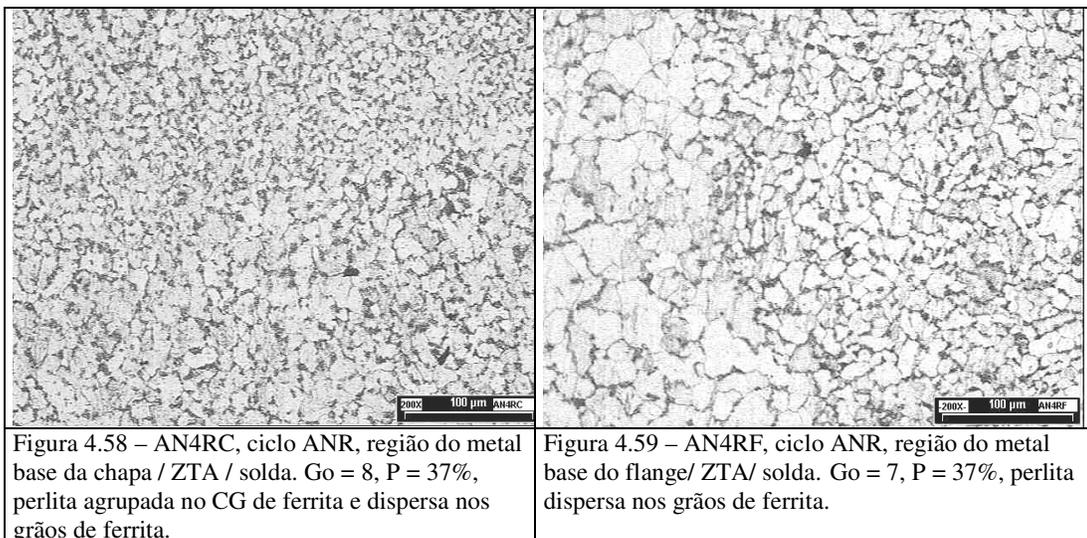


Figura 4.58 – AN4RC, ciclo ANR, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 8, P = 37%, perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.

Figura 4.59 – AN4RF, ciclo ANR, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 37%, perlita dispersa nos grãos de ferrita.

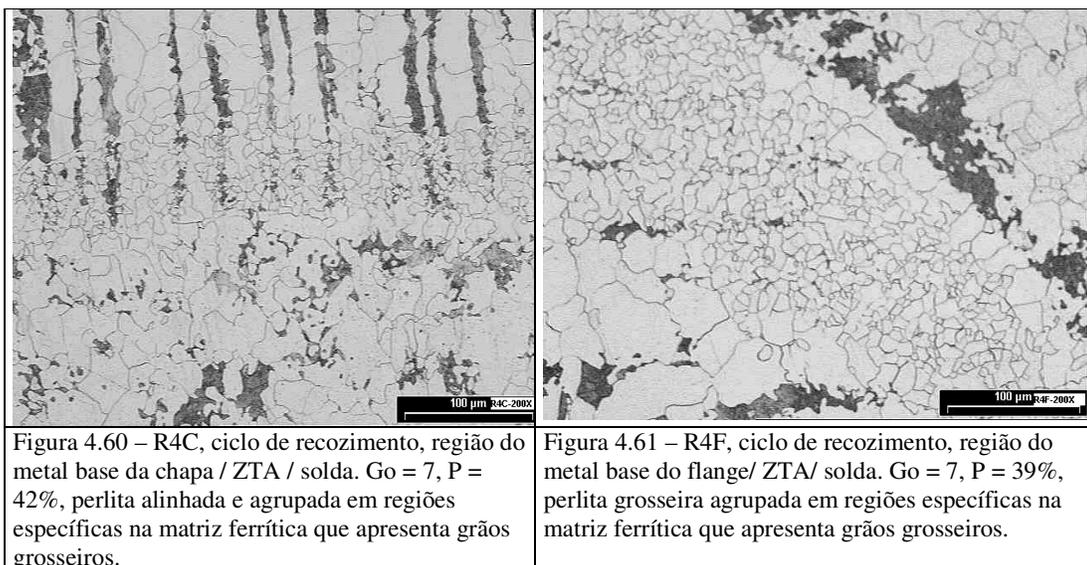


Figura 4.60 – R4C, ciclo de recozimento, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 42%, perlita alinhada e agrupada em regiões específicas na matriz ferrítica que apresenta grãos grosseiros.

Figura 4.61 – R4F, ciclo de recozimento, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 39%, perlita grosseira agrupada em regiões específicas na matriz ferrítica que apresenta grãos grosseiros.

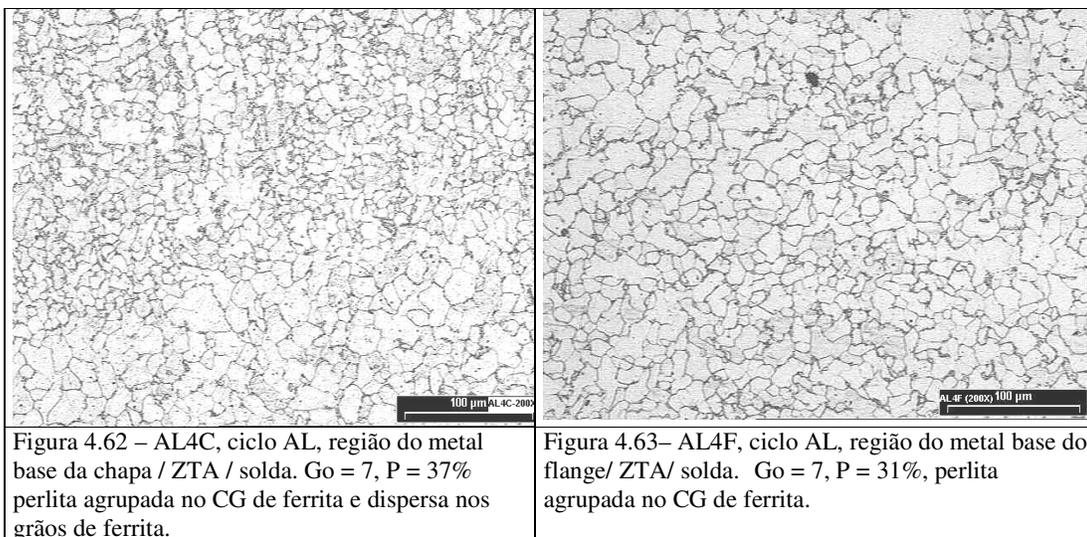
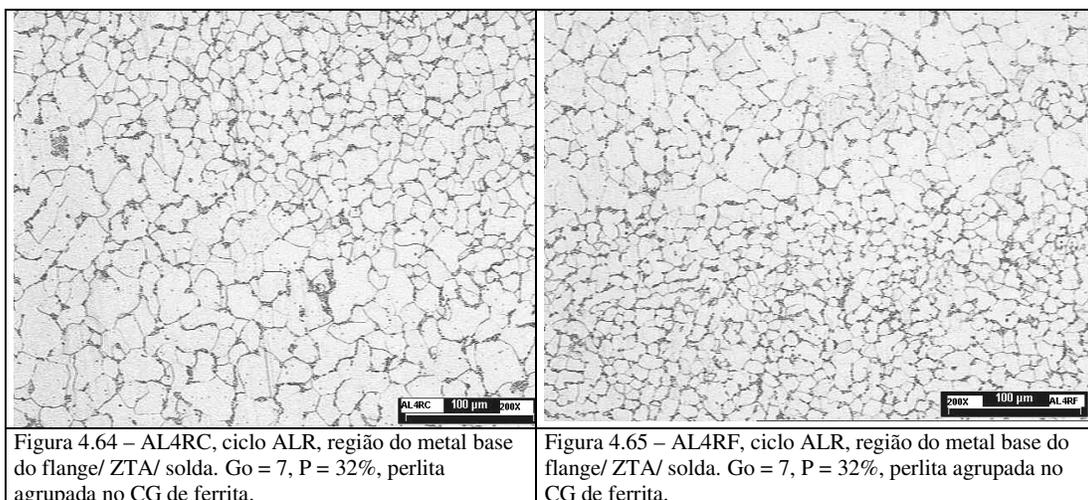


Figura 4.62 – AL4C, ciclo AL, região do metal base da chapa / ZTA / solda. Go = 7, P = 37% perlita agrupada no CG de ferrita e dispersa nos grãos de ferrita.

Figura 4.63 – AL4F, ciclo AL, região do metal base do flange/ ZTA/ solda. Go = 7, P = 31%, perlita agrupada no CG de ferrita.



4.4.2 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA OS CP'S 4

Os resultados dos ensaios de microdureza para os CP'S 4 estão compilados na Tabela 4.9 e na Figura 4.66.

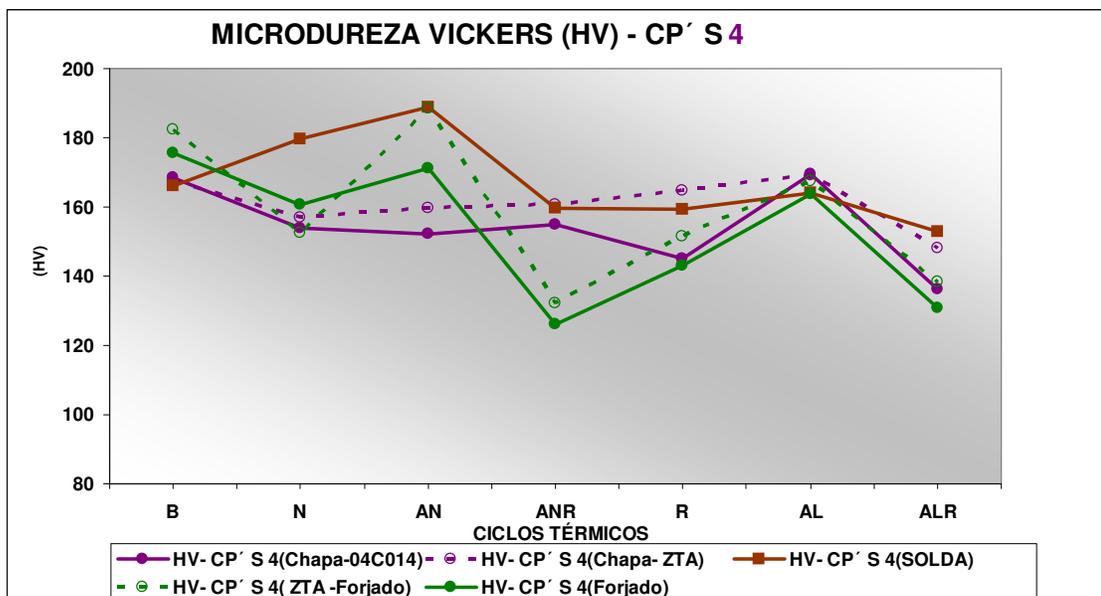


Figura 4.66 - Microdureza Vickers dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

Pode-se observar para os CP'S 4, que os valores para a microdureza Vickers entre a estrutura típica da chapa e a região termicamente afetada pela solda (ZTA) estão na faixa de 130 a 188 HV, apresentando valores maiores na região da solda em função da estrutura bruta de fusão. Ocorrem tendências para a diminuição da microdureza Vickers com os ciclos térmicos.

Tabela 4.9 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers (HV) - CP´ S 4.

CP'S/ CICLOS	MICRODUREZA VICKERS										Média	Desvio Padrão
	(HV)											
B4(chapa)	150,50	155,30	186,90	167,20	164,30	154,00	165,20	158,10	179,40	204,70	168,56	17,04
B4(ZTA-C)	173,40	171,80	197,40	194,80	144,30	177,70	170,30	171,80	105,90	168,20	167,56	26,15
B4(Solda)	191,10	184,00	106,80	164,70	136,90	125,40	168,20	200,80	213,80	169,30	166,10	34,10
B4(ZTA-F)	162,80	173,40	189,30	198,70	185,70	182,20	168,70	181,10	207,40	172,90	182,22	13,72
B4(Forjado)	150,50	155,30	186,90	167,20	164,30	154,00	165,20	158,10	179,40	204,70	168,56	17,04
N4(chapa)	180,50	161,80	177,20	175,60	175,00	173,40	178,90	171,80	184,50	177,20	175,59	6,05
N4(ZTA-C)	141,10	142,70	140,70	164,70	160,40	126,10	175,60	163,80	175,00	148,40	153,85	16,46
N4(Solda)	181,10	159,00	154,90	156,30	169,80	141,90	151,40	154,50	153,10	147,60	156,96	11,17
N4(ZTA-F)	175,60	166,70	211,70	177,20	172,90	184,00	148,00	193,60	189,90	177,20	179,68	16,96
N4(Forjado)	180,00	138,10	135,50	138,40	118,60	183,40	148,80	151,40	162,80	167,20	152,42	20,80
AN4(chapa)	134,40	141,90	151,40	154,50	154,90	159,90	159,00	153,10	152,70	160,40	152,22	8,23
AN4(ZTA-C)	176,10	164,30	159,50	163,80	137,30	156,70	165,70	155,80	158,50	157,60	159,53	9,86
AN4(Solda)	182,20	173,40	190,50	180,00	203,30	198,00	178,90	212,40	188,10	180,50	188,73	12,38
AN4(ZTA-F)	208,10	172,90	189,90	179,40	189,90	202,70	205,40	179,40	174,00	184,50	188,62	12,95
AN4(Forjado)	184,50	179,40	172,90	159,50	163,30	166,70	167,70	178,90	173,40	165,20	171,15	8,02
AN4R(chapa)	121,60	141,10	144,70	150,90	154,90	159,90	160,40	177,70	175,00	161,80	154,80	16,49
AN4R(ZTA-c)	157,60	155,80	167,70	157,60	156,70	167,20	171,80	148,80	162,80	161,80	160,78	6,84
AN4R(Solda)	181,70	154,90	157,60	175,60	159,00	152,20	150,50	153,10	154,00	157,20	159,58	10,48
AN4R(ZTA-F)	132,20	131,20	120,10	132,60	135,10	140,00	164,30	123,80	123,80	118,30	132,14	13,26
AN4R(Forjado)	118,60	120,10	136,20	134,70	125,80	122,50	123,80	127,40	121,00	130,10	126,02	6,06
R4(chapa)	143,90	145,90	185,10	148,00	137,30	177,20	135,50	116,80	127,10	134,40	145,12	21,17
R4(ZTA-C)	188,70	138,10	175,60	196,10	200,00	144,70	170,30	141,10	140,30	152,20	164,71	24,44
R4(Solda)	159,50	159,90	147,10	155,80	164,30	159,00	154,90	174,00	154,50	164,30	159,33	7,23
R4(ZTA-F)	123,20	169,30	161,80	149,70	146,70	168,70	143,90	170,30	125,40	154,90	151,39	17,16
R4(Forjado)	124,50	145,90	185,40	132,20	168,70	153,60	123,20	127,10	123,20	145,90	142,97	21,30
AL4(chapa)	168,20	159,50	167,70	159,50	161,80	178,90	184,50	167,70	182,20	166,20	169,62	9,15
AL4(ZTA-C)	163,30	169,30	164,30	175,60	174,50	171,80	170,30	155,80	170,80	176,10	169,18	6,37
AL4(Solda)	164,30	182,20	170,80	130,10	155,80	165,20	168,70	175,00	159,90	168,20	164,02	14,04
AL4(ZTA-F)	184,00	160,90	169,70	156,30	156,70	177,70	185,10	160,40	171,80	153,10	167,57	11,80
AL4(Forjado)	173,40	145,50	164,30	168,20	165,20	160,90	159,50	178,90	161,80	160,40	163,81	8,94
AL4R(chapa)	131,90	130,50	136,60	141,50	137,30	140,70	117,10	138,80	143,10	144,70	136,22	8,11
AL4R(ZTA-c)	162,30	141,50	140,30	140,00	149,70	151,80	142,70	152,40	148,60	150,50	147,98	7,00
AL4R(Solda)	144,70	144,30	150,90	154,50	151,80	159,90	159,00	154,50	135,80	171,80	152,72	9,93
AL4R(ZTA-F)	148,80	124,80	135,80	159,50	137,30	135,80	135,50	141,10	131,20	133,30	138,31	9,70
AL4R(Forjado)	131,90	135,10	118,60	152,70	138,40	121,60	118,30	123,50	136,60	131,90	130,86	10,72

4.4.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO PARA OS CP'S 4

Os resultados dos ensaios de tração efetuados para os CP´ S 4 estão compilados na Tabela 4.10 e nas Figuras 4.67 a 4.72.

Os valores médios encontrados para o alongamento, referentes aos ciclos térmicos de vitrificação: AN4, AN4R, AL4 e AL4R, estão bem próximos dos valores mínimos especificados tanto pela norma SA-516 60 (25%), como SA-105 (22%), enquanto que os valores para os CP´ S N4,R4 e B4 estão abaixo, principalmente o CP B4. Verifica-se uma tendência de aumento do alongamento em relação ao CP B4, com os ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para a redução de área estão acima do valor mínimo (30%), especificado pela norma SA-105 (ASME, 2004, II-A), apresentando uma tendência de

aumento para os CP' S com os ciclos térmicos. Os valores médios encontrados para o módulo de elasticidade, exceto para o CP recozido R4, estão acima do valor típico para aço carbono (207 GPa).

O valor médio encontrado para o limite de resistência à tração, para os corpos-de-prova B4, está compatível com o valor do certificado de usina, sendo que ocorre a tendência a uma queda desse valor em torno de 13% com os ciclos térmicos, estando esses valores próximos do mínimo (415 MPa), especificado pela norma SA-516 60 (ASME, 2004, II-A), porém ainda acima do mínimo (394,25 MPa), especificado na norma referente aos componentes soldados ASME IX, QW-153.1(d) (ASME, 2004, IX), tendo como base o material de menor resistência mecânica, SA-516 60, dos componentes soldados.

Vários testes com as amostras, romperam fora da região da solda, porém todos os valores encontrados ainda atendem à especificação da norma ASME IX, QW-153.1(d) (ASME 2004, IX), pois não estão abaixo do valor de 394,25 MPa, que corresponde a 5% abaixo do mínimo valor limite de resistência mecânica especificado para o metal base; SA-516 60, que é o mais fraco com relação ao SA-105.

O valor médio encontrado para a tensão limite de escoamento, para todos os CP' S 4 encontram-se ainda dentro do limite mínimo (250 MPa), especificado pela norma SA-105, porém acima do limite mínimo (220 MPa), especificado pela norma SA-516 60, apesar de ocorrer a tendência a uma queda de 30% em relação ao valor original do componente bruto.

Os valores médios encontrados para o coeficiente de encruamento, exceto para o CP B4, estão acima do valor típico para o aço baixo carbono recozido (0,26) e os valores médios encontrados para o coeficiente de resistência, estão acima do valor típico para o aço baixo carbono recozido (530 MPa).

Tabela 4.10 – Resultados dos ensaios de tração - CP' S 4

CP 4	RA (%)	AL (%)	E (GPa)	σ_r (MPa)	σ_e (Mpa)	n	K (MPa)	Ruptura
B4.6	70,42	-----	213,00	449,86	338,00	0,19	840,00	FS
B4.7	67,31	5,76	219,00	450,71	360,90	0,16	-----	FS
B4.8	64,75	6,04	208,00	470,46	369,00	0,19	883,00	FS
B4.9	66,74	9,40	208,00	477,10	358,00	0,19	848,00	
Média	67,31	7,07	212,00	462,03	356,47	0,18	823,00	
Desvio Padrão	2,35	2,03	5,23	13,84	13,17	0,02	36,59	
N4.1	61,12	12,36	200,00	431,09	262,00	0,28	925,00	FS
N4.2	63,65	18,28	205,00	434,33	265,00	0,27	905,00	FS
N4.3	66,88	25,60	209,70	437,71	261,00	0,27	902,00	FS
N4.4	65,77	10,68	205,00	431,53	265,68	0,27	906,00	FS
Média	64,35	16,73	204,93	433,67	263,42	0,27	909,50	
Desvio Padrão	2,54	6,75	3,96	3,05	2,27	0,00	10,47	
AN4.1	74,92	24,33	223,00	412,57	264,00	0,26	820,00	FS
AN4.2	74,51	22,67	210,50	420,33	270,00	0,28	874,00	FS
AN4.3	74,35	22,24	227,00	419,69	271,00	0,27	886,00	FS
Média	74,59	23,08	220,17	417,53	268,33	0,27	860,00	
Desvio Padrão	0,29	1,10	8,61	4,31	3,79	0,01	35,16	
AN4R.1	76,71	26,82	220,00	413,28	265,00	0,27	824,00	S
AN4R.2	75,16	23,38	223,00	416,34	262,00	0,29	886,00	FS
AN4R.3 A	73,45	24,53	233,00	407,76	242,00	0,27	841,00	FS
Média	75,11	24,91	225,33	412,46	256,33	0,28	850,33	
Desvio Padrão	1,63	1,75	6,81	4,35	12,50	0,01	32,04	
R4.1	66,46	13,16	198,00	416,58	241,00	0,28	882,00	FS – TS
R4.2	62,62	23,08	197,00	421,14	251,00	0,28	870,00	FS – TS
R4.3	66,98	12,92	202,00	412,99	239,00	0,27	839,00	FS
Média	65,35	16,39	199,00	416,90	243,67	0,28	863,67	
Desvio Padrão	2,38	5,80	2,65	4,08	6,43	0,01	22,19	
AL4.1	74,12	23,27	216,50	417,54	264,00	0,27	840,00	FS
AL4.2	70,31	26,02	212,50	409,86	275,00	0,27	831,00	FS
AL4.3 A	72,00	21,91	224,00	404,98	248,00	0,27	811,00	FS
Média	72,14	23,73	217,67	410,79	262,33	0,27	827,33	
Desvio Padrão	1,91	2,09	5,84	6,33	13,58	0,00	14,84	
AL4R.1	77,14	27,11	216,00	398,82	246,00	0,26	803,00	FS
AL4R.2 B	77,23	26,84	237,00	394,29	238,00	0,28	824,00	FS
AL4R.3	77,07	23,96	204,00	411,00	260,00	0,25	805,00	FS
Média	77,15	25,97	219,00	401,27	248,00	0,26	810,67	
Desvio Padrão	0,08	1,75	16,70	7,15	11,14	0,01	11,59	
NORMA ASME		25,00	207,00	415,00	220,00	0,26	530,00	
AS-516 60		MÍNIMO	USUAL	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	USUAL	
SA-516 60				394,25				FS
QW-153.1(d)	ASME IX			MÍNIMO				
USINA 04C014		29,00		477,00	321,00			
NORMA ASME		30,00	22,00	207,00	485,00	250,00	0,26	530,00
SA-105		MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	MÍNIMO	MÍNIMO	USUAL	USUAL
Forjaria – 61468		63,00	33,00		505,00	300,00		

Nota:

FS - RUPTURA FORA DA SOLDA, TS – TRANSIÇÃO DA SOLDA, S – NA SOLDA

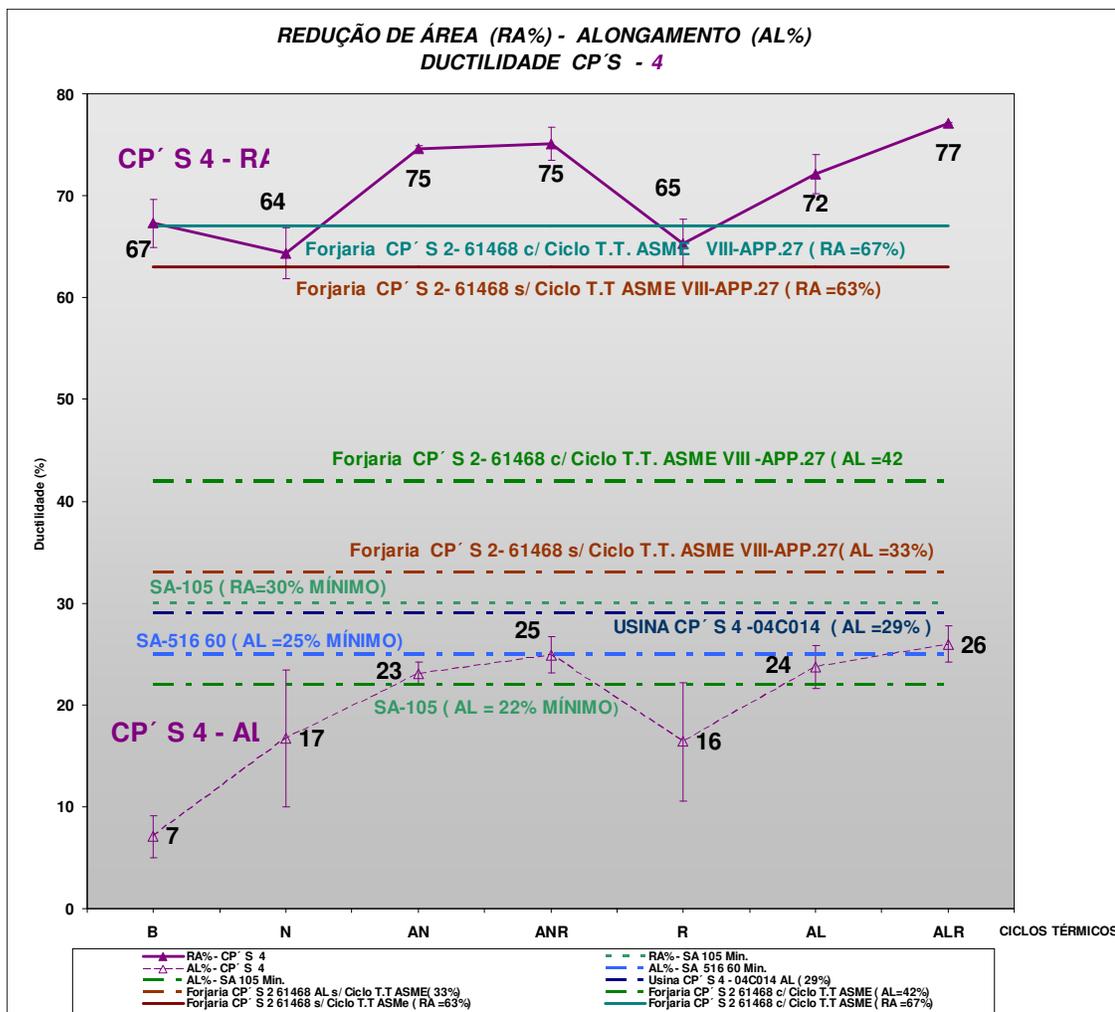


Figura 4.67 - Ductilidade (RA, AL) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

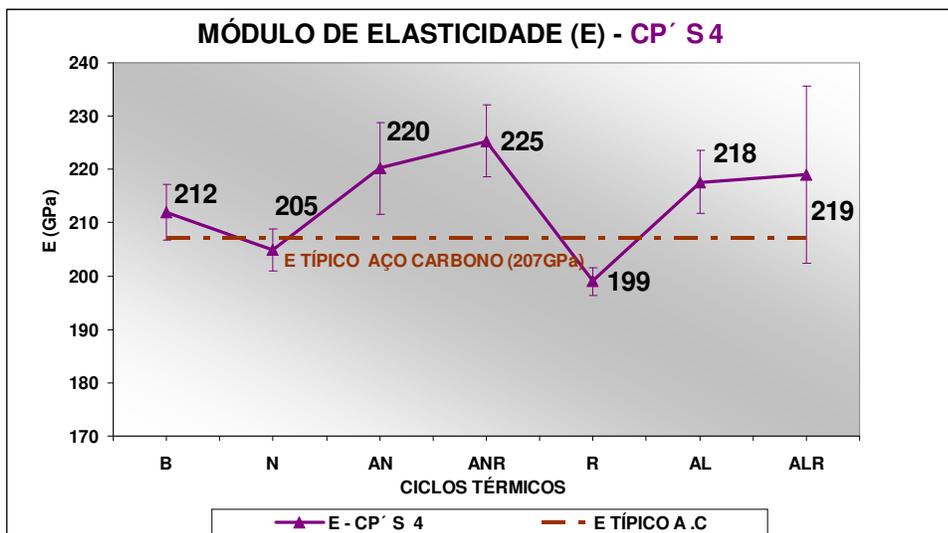


Figura 4.68 - Módulo de elasticidade (E) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

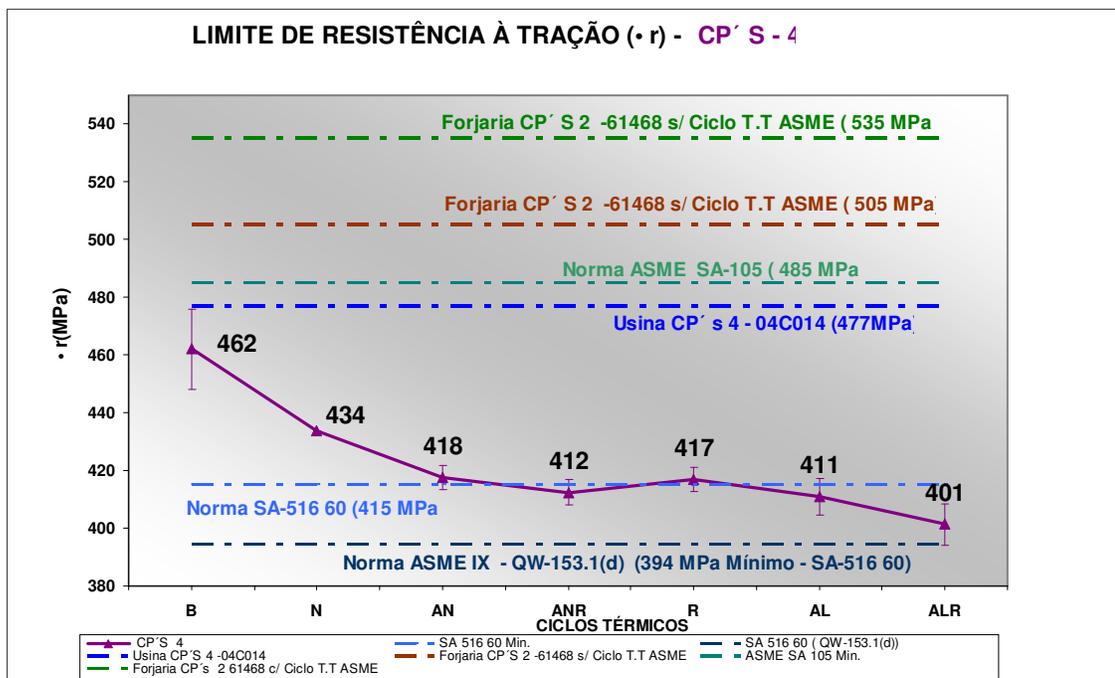


Figura 4.69 - Limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

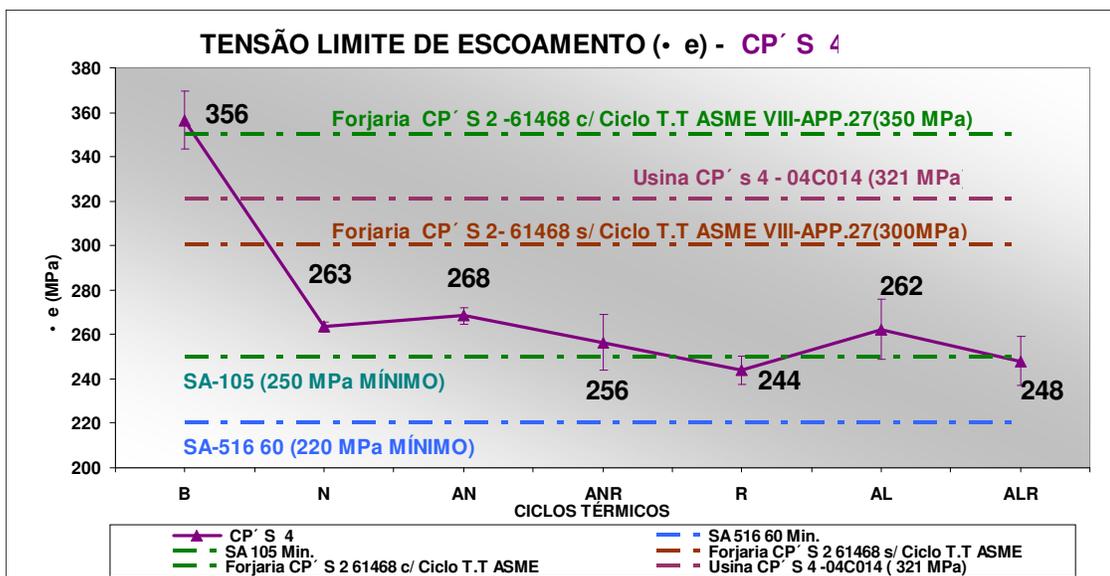


Figura 4.70 - Tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

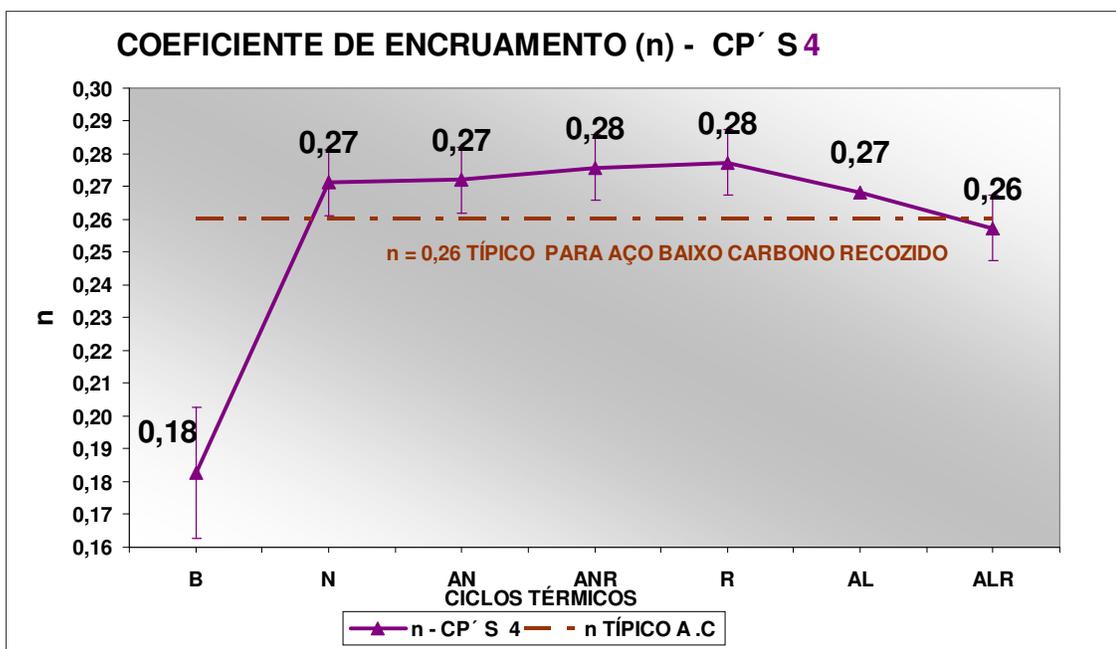


Figura 4.71 - Coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

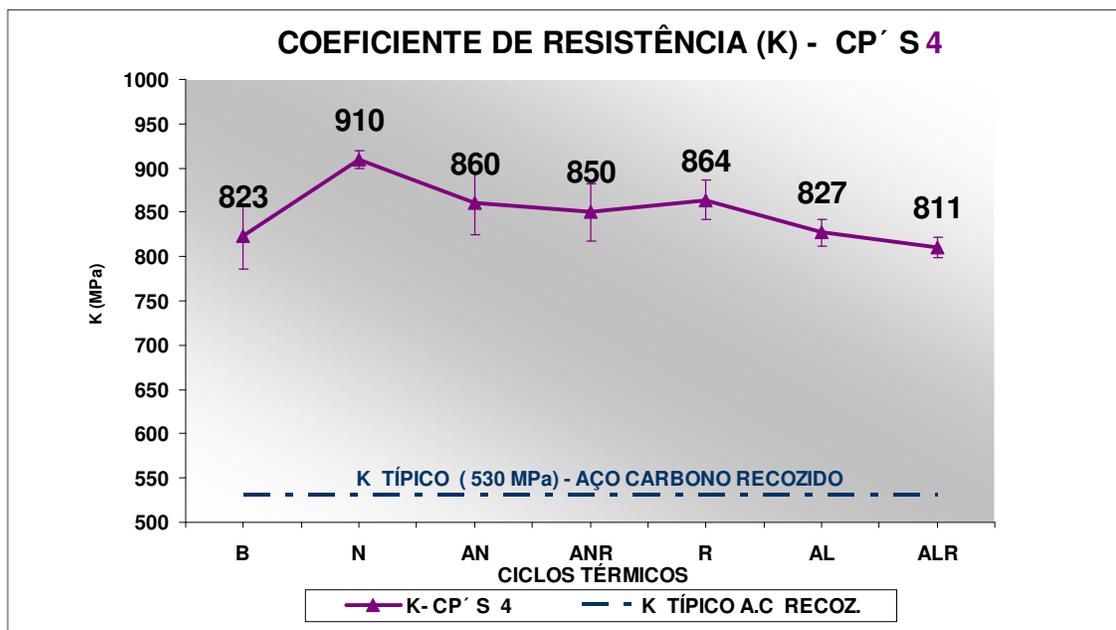


Figura 4.72 - Coeficiente de resistência (K) dos CP'S 4 em função dos ciclos térmicos.

4.4.4 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE DOBRAMENTO LATERAL PARA OS CP'S 4

Os resultados dos ensaios de dobramento lateral efetuados para os CP'S 4, estão compilados na tabela 4.11 e nas Figuras 4.73 a 4.77.

Tabela 4.11 – Resultados dos ensaios de dobramento lateral da solda – CP´ S4

CP'S	INSPEÇÃO VISUAL	RESULTADOS
B4.1	Não apresentou trincas, apenas uma pequena indicação na região da raiz da solda (posição que seria do lado interno do bocal).	APROVADO
B4.2 (Figura 4.73)	Apresentou uma trinca acentuada na solda, visualizando-se a região de interface metal / solda e o início da trinca na região da raiz da solda.	REPROVADO
B4.2(1)	Apresentou trinca > 3,0 mm na região de interface solda /metal da raiz.	REPROVADO
B4.2(2)	Apresentou trinca < 3,0 mm na região de interface na raiz e pequena trinca na interface metal/solda da face da solda (Lado externo do bocal).	APROVADO
B4.2(3)	Apresentou trinca > 3,0 mm na região de interface solda /metal da raiz e também na região central da solda.	REPROVADO
B4.2(4)	Apresentou trincas < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
B4.3	Apresentou trinca < 3,0 mm na região de interface na face da solda.	APROVADO
B4.4	Apresentou início de trinca em uma das bordas da amostra decorrente de preparação do CP, porém nenhuma descontinuidade na face dobrada.	APROVADO
B4.5	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
B4.6	Apresentou início de trinca em uma das bordas da amostra decorrente de preparação do CP, porém nenhuma descontinuidade na face dobrada.	APROVADO
B4.7	Apresentou trincas < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
B4.8	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
N4.1	Apresentou trincas < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
N4.2	Apresentou trincas < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
N4.3	Apresentou trinca < 3,0 mm na região de interface na face da solda.	APROVADO
N4.4	Apresentou início de trinca em uma das bordas da amostra decorrente de preparação do CP, porém nenhuma descontinuidade na face dobrada.	APROVADO
AN4.1	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AN4.2	Apresentou somente pequeno ponto na região da interface na face da solda.	APROVADO
AN4.3	Apresentou pequena trinca < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
AN4.4	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AN4R.1	Apresentou pequeno ponto na interface, no meio da espessura da solda, porém no lado oposto (internamente) a face dobrada no ensaio.	APROVADO
AN4R.2	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AN4R.3	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AN4R.4	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
R4.1	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
R4.2	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
R4.3	Apresentou somente pequeno ponto na região da interface na face da solda	APROVADO
R4.4	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AL4.1	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AL4.2	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AL4.3	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO
AL4.4	Apresentou início de trinca em uma das bordas da amostra decorrente de preparação do CP, porém nenhuma descontinuidade na face dobrada.	APROVADO
AL4R.1	Apresentou 3 trincas superficiais < 3,0 na região da raiz da solda / ZTA	APROVADO
AL4R.2	Apresentou início de trinca em uma das bordas da amostra decorrente de preparação do CP, porém nenhuma descontinuidade na face dobrada.	APROVADO
AL4R.3	Apresentou pequena trinca < 3,0 mm na região de interface na raiz.	APROVADO
AL4R.4	Não apresentou nenhuma descontinuidade.	APROVADO

Conforme os resultados da inspeção visual efetuada nos corpos-de-prova de ensaios de dobramento para as amostras 4 (Tabela 4.11), verificou-se que ocorreu uma falha acentuada no CP B4.2, a qual aparentemente foi decorrente de cantos vivos existentes no próprio formato do CP que permaneceram na amostra. Uma melhor preparação das amostras foi efetuada, procurando-se eliminar os cantos vivos (conforme indicado nas Figuras 3.24 e 4.74) e novos ensaios foram efetuados. Observaram-se algumas trincas na região de interface do metal / solda nos CP'S B4.2(1) e B4.2(3) que apresentavam dimensões maiores do que 3mm. Além desses ensaios foram efetuados vários outros ensaios nas amostras B4; B4.1, B4.2(2), B4.2(4), B4.2(5), B4.2(6), B4.2(7) e B4.2(8), os quais apresentaram resultados satisfatórios conforme os critérios de aceitação estabelecidos no parágrafo QW-163 da Norma ASME IX (ASME, 2004). Entretanto, observou-se que o formato do corpo-de-prova para os CP'S 4 conduz a uma tendência a ocorrência de trincas, principalmente na região de raiz da solda. A análise dos resultados dos ensaios de tração e dureza para os CP'S 4, no estado bruto, conduz ao fato de que, decorrente das conformações ocorridas na amostra (processo de conformação do tampo, processo de conformação do pescoço dos bocais) e também o processo de soldagem do flange, as amostras apresentam níveis de tensão e encruamento acentuados que acabam gerando falhas quando submetidas ao ensaio de dobramento, o que não ocorre nas amostras submetidas aos diferentes ciclos térmicos, onde certamente ocorreu um alívio dessas tensões.

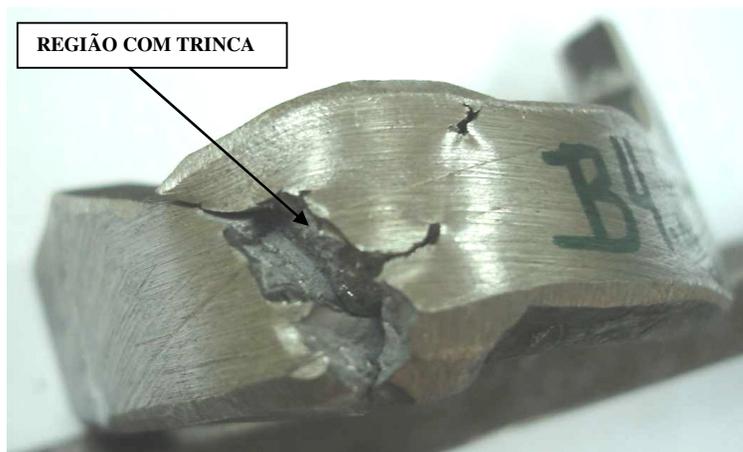


Figura 4.73 – Características superficiais após ensaio de dobramento lateral do CP B4.2.



Figura 4.74 – Amostras preparadas para ensaio de dobramento lateral da solda.



Figura 4.75 – Características superficiais após ensaio de dobramento lateral da solda para os CP'S B4.2 (3) e B4.2(4).



Figura 4.76 – Características superficiais após ensaio de dobramento lateral da solda para os CP'S B4.2.

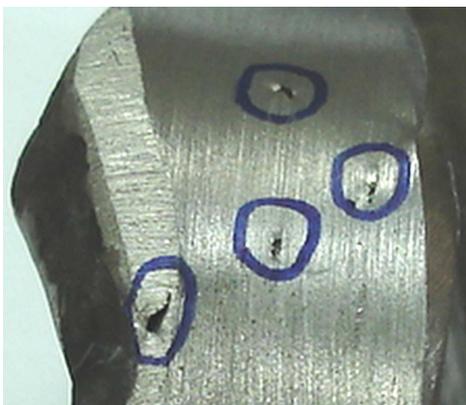


Figura 4.77 – Características superficiais do CP AL4R.1 após ensaio de dobramento mostrando a presença de trincas.

4.5 Resultados das análises comparativas para os CP'S 1, 2, 3 e 4

4.5.1 RESULTADOS DAS ANÁLISES METALOGRAFICAS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4

Os resultados das análises metalográficas para os CP'S 1, 2, 3, e 4, compilados nas Figuras 4.1 a 4.7 (CP'S 1), Figuras 4.15 a 4.21 (CP'S 2) Figuras 4.29 a 4.36 (CP'S 3) e Figuras 4.52 a 4.65 (CP'S 4), são analisados a seguir.

Para o ciclo utilizando AN / RN (aquecimento normal e resfriamento normal), tendo como base o tratamento inicial do processo de vitrificação, a queima corresponde a um tratamento térmico de normalização, cuja microestrutura esperada é de ferrita + perlita fina.

Neste caso, como o tempo de cura necessário e usual para o esmalte e vidro é curto e não suficiente para a austenitização completa ao longo de toda a espessura do metal e estimando que para a espessura utilizada nas amostras e temperatura ambiente de 25 ° C, o gradiente de resfriamento ao ar está na faixa de 2,5 °C / min, de modo que necessitaria de aproximadamente 1,5 h para resfriar até 650 ° C, término da transformação da microestrutura.

Essa microestrutura, obtida no primeiro tratamento de normalização, com agrupamentos ou colônias de perlita dispersos na matriz ferrítica, como se pode observar nas amostras N1, N2, N3, N4C e N4F, apesar de ainda predominante, não é tão acentuada após o ciclo completo do processo AN e/ou ANR e considerando que as temperaturas finais desses processos estão dentro da zona crítica de transformação, a microestrutura básica, similar para todas as amostras com ciclo AN e ANR, apresenta a tendência da ocorrência de perlita agrupada nos contornos de grão de ferrita e em alguns casos, na forma globular dispersas no

grão de ferrita e uma textura em que a perlita toma um aspecto característico com aparência de esboroamento (COLPAERT, 1974).

Para os ciclos onde é utilizado o AL / RL, tem-se um gradiente de resfriamento mais lento, da ordem de $0,6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{min}$ (4,0 a 5,0 h para resfriar dentro do forno até $650 \text{ } ^\circ\text{C}$), sendo assim, a microestrutura de ferrita + perlita fina obtida na fase inicial de queima (normalização) não é mais encontrada depois de completado o ciclo AL ou ALR.

A microestrutura encontrada para todas as amostras submetidas a esses ciclos consiste principalmente para as amostras dos forjados, de perlita globular, dispersa no interior dos grãos de ferrita grosseiros e equiaxiais, sendo que, para as amostras das chapas laminadas, têm-se grãos de perlita alinhados na direção de laminação da chapa (AL3R, AL4C), agrupados no CG de ferrita, dispersos nos grãos de ferrita e também perlita com aparência de esboroamento. Portanto, microestruturas mais próximas de uma microestrutura de ferrita + perlita grosseira, observadas nas amostras R1, R2, R3, R4C e R4F, típica de um tratamento térmico de recozimento.

4.5.2 RESULTADOS DAS ANÁLISES DOS ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4

Os resultados da determinação da microdureza Vickers efetuados para os CP' S1, 2, 3, e 4, compilados nas Tabelas 4.1, 4.3, 4.6 e 4.9, estão analisados individualmente nas Figuras 4.8, 4.22, 4.37 e 4.66 e são analisados comparativamente na Figura 4.78.

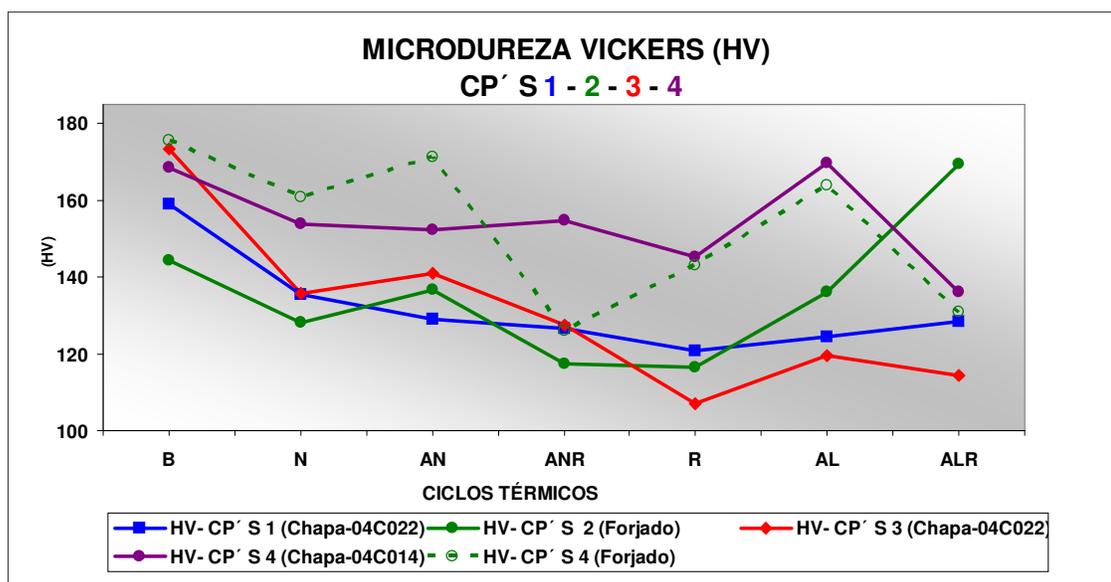


Figura 4.78 - Microdureza Vickers dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos .

Observa-se uma tendência de diminuição dos valores da microdureza Vickers com relação aos CP'S Bruto com os ciclos térmicos para todas as amostras, exceção dos CP'S AL2 e AL2R, como já comentado na análise individual da Figura 4.22.

Para todos os CP'S verifica-se que ocorre uma queda da microdureza Vickers para os ciclos de revitrificação ANR, ALR, com relação aos ciclos de vitrificação AN, AL, tanto com resfriamento e aquecimento normal como lento.

4.5.3 RESULTADOS DA DETERMINAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4

Os resultados da determinação do tamanho médio de grão, efetuados para os CP'S e compilados nas Tabelas 4.12 e 4.13, são analisados comparativamente nas Figuras 4.79 e 4.80.

O tamanho médio de grão ASTM encontrado está dentro de uma faixa de 6 a 8 para todos os ciclos térmicos e amostras, próximos, porém um pouco abaixo dos valores típicos para os materiais utilizados (ASME, 2004, II-A).

Os valores encontrados para os CP'S brutos B3 e B4, foram as amostras que apresentaram a granulação mais fina, possivelmente devido à influência da região próxima das soldas - ZTA, que dificultaram a adequada avaliação no método utilizado.

Para os CP'S AN2R e AL2R, com ciclos simulando a revitrificação tanto com aquecimento lento como normal verificou-se os valores de maior tamanho médio de grão, grande similaridade com os CP'S N3 (normalizados) e R3 (recozidos) que também apresentaram tamanho de grão maior com os ciclos térmicos.

Tabela 4.12 – Tamanho médio de grão (Go) ASTM - CP'S 1, 2, 3, e 4.

CICLOS TÉRMICOS	B	N	AN	ANR	R	AL	ALR
CP' S1	6,66	6,90	6,90	6,49	7,04	7,24	6,65
Desvio Padrão	0,67	0,39	0,42	0,57	0,57	0,44	0,44
CP' S2	6,94	6,59	7,02	6,10	6,80	6,64	6,15
Desvio Padrão	0,51	0,79	0,38	0,46	0,55	0,46	0,47
CP' S3	7,58	5,99	7,20	7,41	6,08	7,15	7,36
Desvio Padrão	0,55	0,57	0,46	0,48	0,68	0,46	0,46
CP' S4 – CHAPA	7,95	7,55	7,11	7,20	7,16	7,37	6,84
Desvio Padrão	0,62	0,53	0,48	0,48	0,50	0,40	0,47
CP' S4 – FLANGE	7,97	7,22	7,08	6,85	7,14	7,00	7,14
Desvio Padrão	0,55	0,36	0,50	0,41	0,57	0,37	0,49

Tabela 4.13 – Comprimento de interceptação linear médio - ℓ (mm) - CP' S 1, 2, 3 e 4.

CICLOS TÉRMICOS	B	N	AN	ANR	R	AL	ALR
CP' S1	0,016	0,015	0,015	0,017	0,014	0,013	0,016
Desvio Padrão	0,0039	0,0020	0,0022	0,0034	0,0029	0,0022	0,0025
CP' S2	0,015	0,016	0,014	0,019	0,015	0,016	0,019
Desvio Padrão	0,0026	0,0048	0,0019	0,0031	0,0030	0,0027	0,0031
CP' S3	0,012	0,020	0,013	0,012	0,020	0,013	0,013
Desvio Padrão	0,0024	0,0027	0,0022	0,0021	0,0047	0,0022	0,0021
CP' S4 – CHAPA	0,010	0,012	0,014	0,013	0,013	0,012	0,015
Desvio Padrão	0,0024	0,0023	0,0024	0,0023	0,0022	0,0019	0,0024
CP' S4 – FLANGE	0,010	0,013	0,014	0,015	0,014	0,014	0,014
Desvio Padrão	0,0022	0,0018	0,0024	0,0023	0,0027	0,0018	0,0024

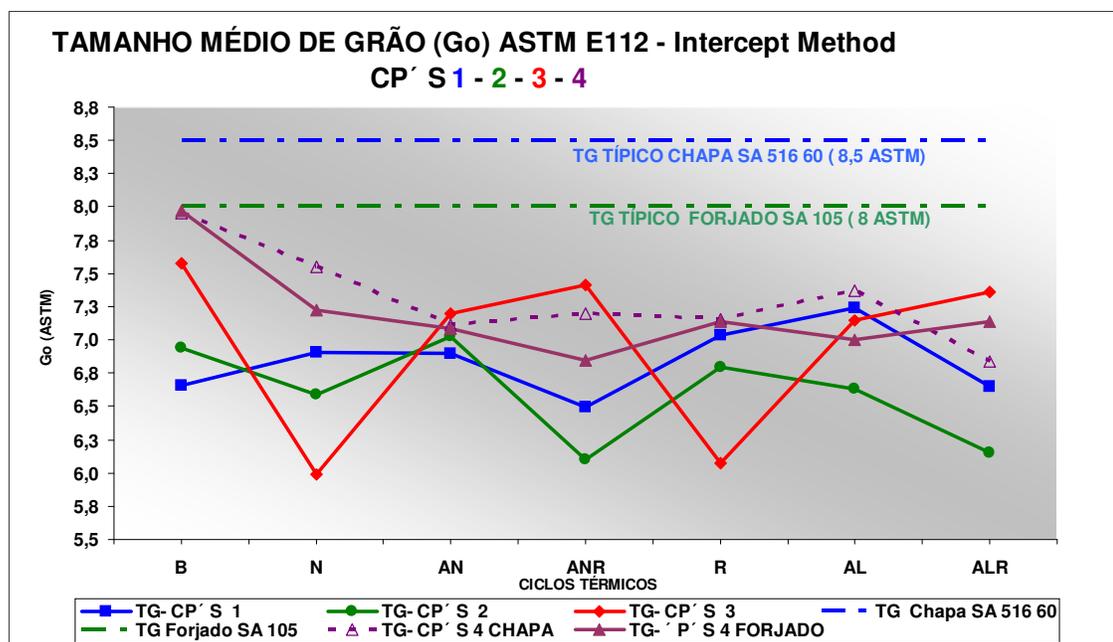


Figura 4.79 – Tamanho médio de grão ASTM E112 dos CP'S1, 2, 3 e 4.

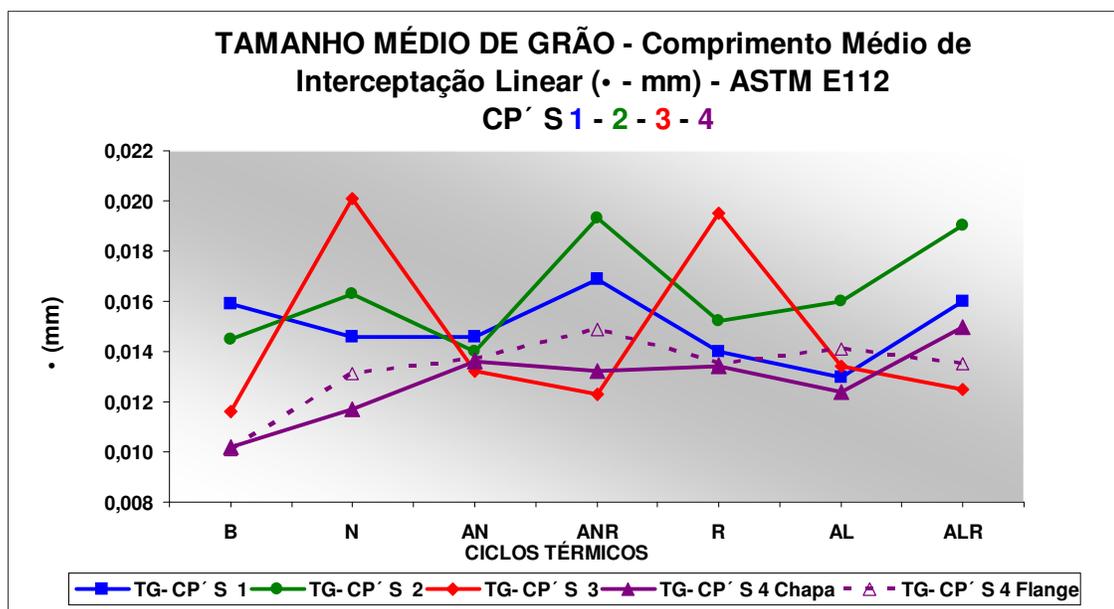


Figura 4.80 - Comprimento de intercepção linear médio - \bar{l} (mm) dos CP'S 1, 2, 3 e 4.

4.5.4 RESULTADOS DA DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE PERLITA PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.

Os resultados da determinação da fração volumétrica de perlita efetuados para os CP' S, compilados na Tabela 4.14, são analisados comparativamente na Figura 4.81.

Tabela 4.14 – Fração volumétrica de perlita (%) - CP' S 1, 2, 3, e 4.

CICLOS TÉRMICOS	B	N	AN	ANR	R	AL	ALR
CP' S1	29,29	27,10	36,90	36,13	45,87	36,19	37,48
Desvio Padrão	8,57	6,34	7,60	8,13	9,60	7,64	8,16
CP' S2	29,29	27,10	36,90	36,13	45,87	36,19	37,48
Desvio Padrão	6,94	8,86	6,69	7,55	20,15	5,90	5,81
CP' S3	41,42	26,39	32,77	33,87	31,94	33,10	41,55
Desvio Padrão	10,20	7,34	8,71	7,20	7,34	7,24	5,69
CP' S4 - CHAPA	43,10	40,40	33,74	37,23	42,19	37,48	32,45
Desvio Padrão	7,20	7,65	7,38	6,10	10,18	6,19	10,40
CP' S4 - FLANGE	32,90	38,97	38,90	36,65	38,84	31,35	32,32
Desvio Padrão	8,41	6,34	13,45	8,34	9,61	7,21	8,99

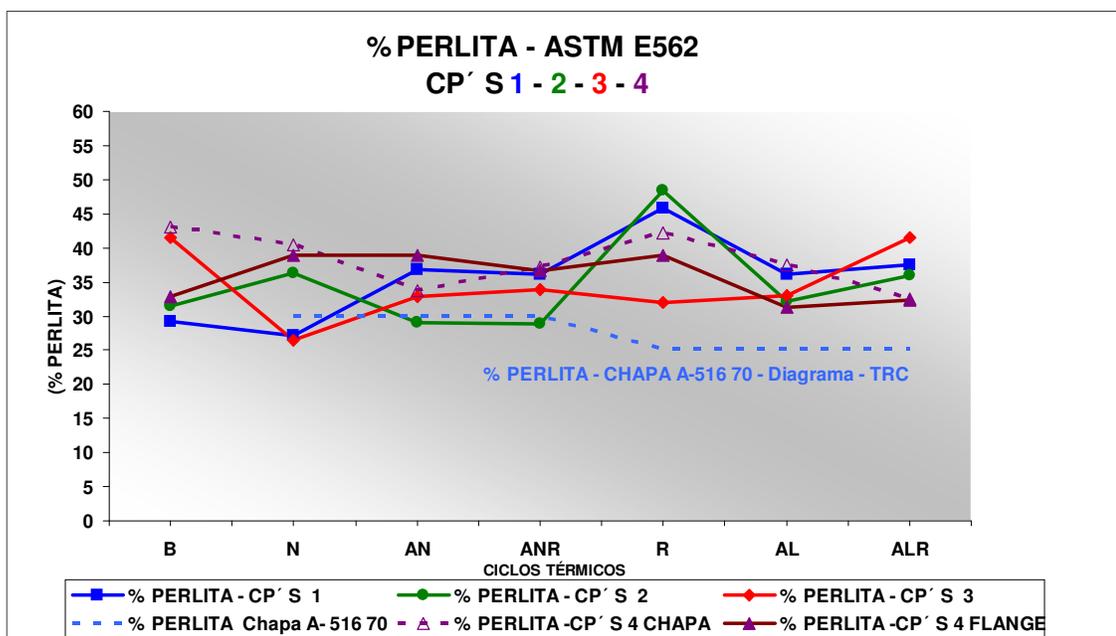


Figura 4.81 - Fração volumétrica de perlita dos CP'S 1, 2, 3 e 4.

Verificou-se que o percentual de perlita está dentro de uma faixa de 26 e 45 %. Para o teor de carbono dos materiais (0,12% - 0,17%) a expectativa para o teor de perlita seria em torno de 15 a 20 % (COLPAERT, 1974).

Com relação ao exemplo da Figura 3.7, para diversos ciclos de resfriamento em similaridade aos ciclos das amostras analisadas, verificaram-se valores próximos deste percentual.

Os ciclos de recozimento, para todas as amostras, apresentaram tendência para o percentual de perlita mais elevados, com valores de até 46% e, conseqüentemente, o percentual de ferrita estimado é de aproximadamente 54%.

Verificou-se que os ciclos com aquecimento e resfriamento lento AL, ALR e também os ciclos com aquecimento e resfriamento normal AN, ANR de vitrificação e revitrificação apresentaram uma uniformidade de valores para todas as amostras na faixa de 32 a 37% para o percentual de perlita.

4.5.5 RESULTADOS DA ANÁLISE COMPARATIVA DOS ENSAIOS MECÂNICOS PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.

Os resultados dos ensaios de tração efetuados para todos os CP'S, compilados individualmente na Tabela 4.2 e Figuras 4.9 a 4.14 (CPS 1), Tabelas 4.4 e 4.5 e Figuras 4.23 a 4.28 (CPS 2), Tabela 4.7 e Figuras 4.38 a 4.43 (CPS 3) e Tabela 4.10 e Figuras 4.67a 4.72 (CPS 4), são analisados comparativamente nas Figuras 4.82 a 4.87.

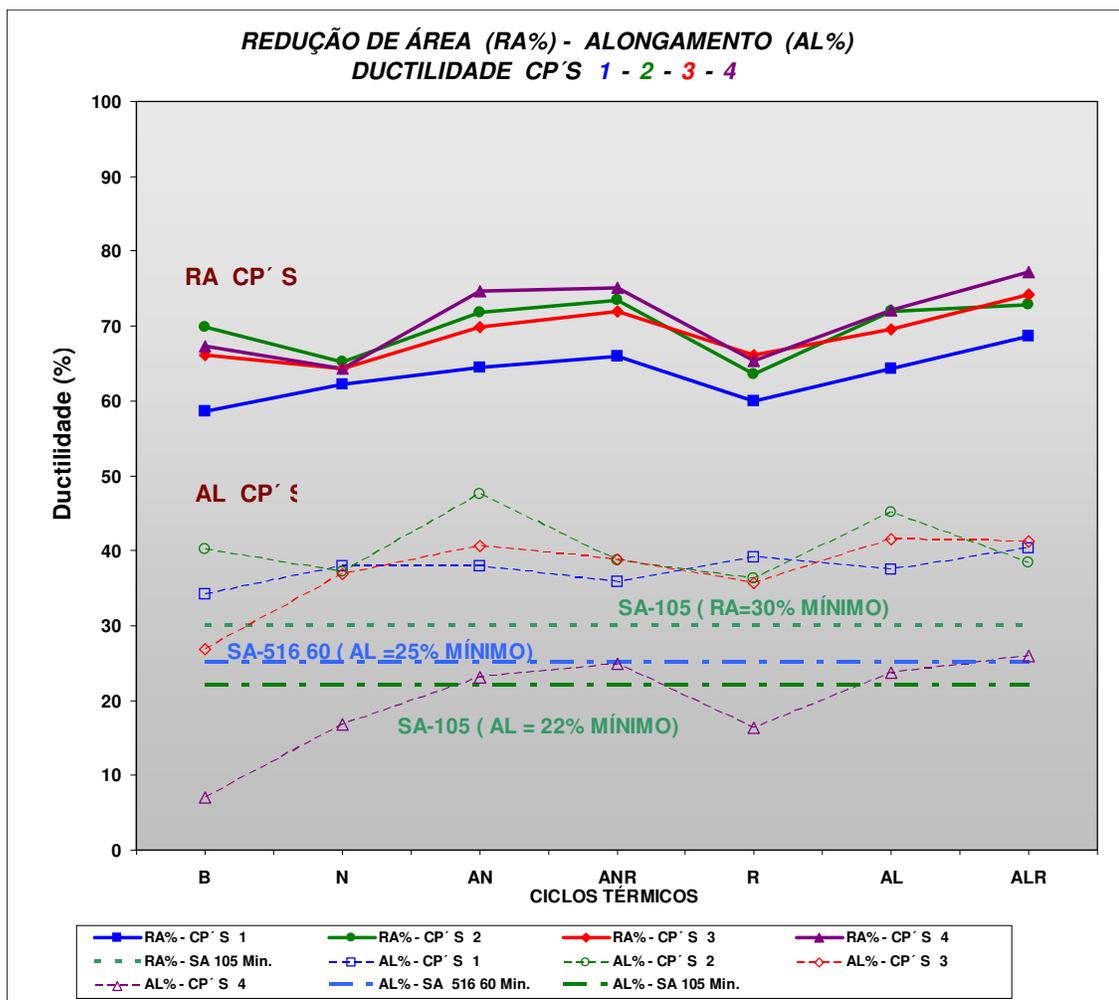


Figura 4.82 – Análise comparativa da ductilidade (RA, AL) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados da redução de área (RA), para os CP'S 1 apresentaram valores abaixo dos encontrados nos CP'S 2, 3 e 4 para a chapa laminada bruta.

Os CP'S 2 e mesmo os CP'S 4 apresentaram valores médios para a redução de área, acima do mínimo (30%), requerido para o material SA-105.

Os CP'S 1,2 e 3 apresentaram valores médios de alongamento, acima do requerido para os materiais SA-516 60 e SA-105; porém, para o alongamento dos CP'S 4, possivelmente decorrente dos trabalhos de soldagem e conformação a que foram solicitados, foram encontrados valores médios abaixo do mínimo (25%) requerido pela norma SA-516 60. No caso dos CP'S brutos e com ciclos térmicos de normalização e recozimento, foram encontrados valores médios também abaixo do requerido (22%), para o material SA-105.

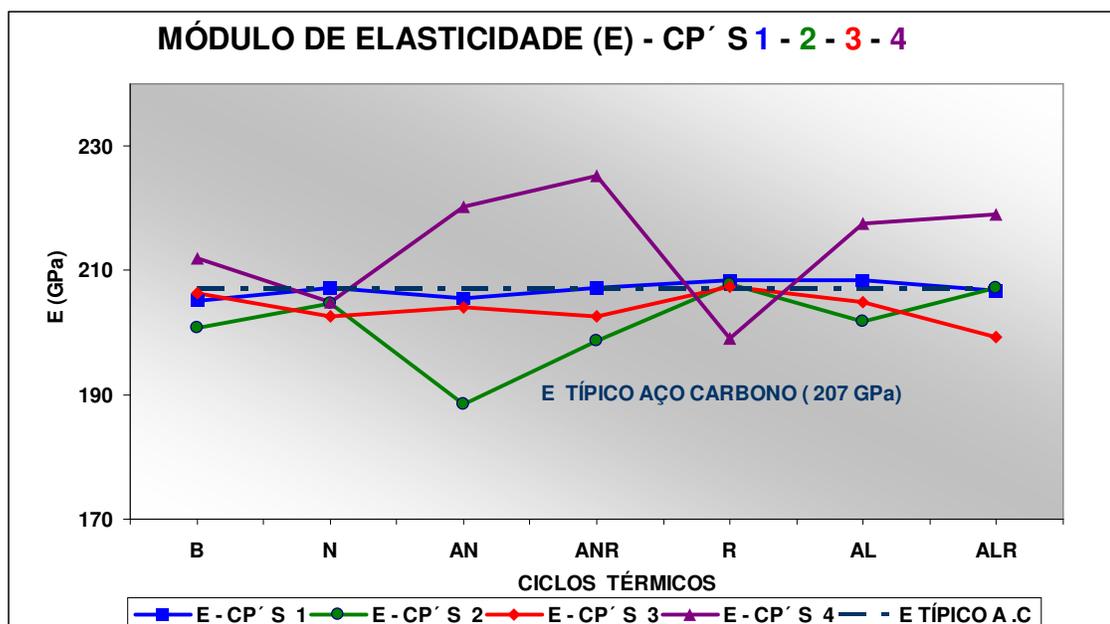


Figura 4.83 – Análise comparativa do módulo de elasticidade (E) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

Os valores médios encontrados para o módulo de elasticidade, para os CP'S 1 na forma de chapas, e para os CP'S 3 (chapas soldadas), ficaram dentro da faixa de valor típico para o aço carbono (207GPa) [CALLISTER, 2002].

Os valores médios encontrados para os CP'S 2, flanges forjados, exceto para o corpo de prova AN (com ciclo de aquecimento e resfriamento normal), também ficaram dentro da faixa do valor típico para o aço carbono.

Os corpos-de-prova 4, com ciclos de tratamento simulando o processo de revestimento de vidro, tanto com aquecimento e resfriamento lento (AL, ALR), como com aquecimento e resfriamento normal (AN, ANR), apresentaram valores médios acima do esperado, demonstrando maior rigidez elástica.

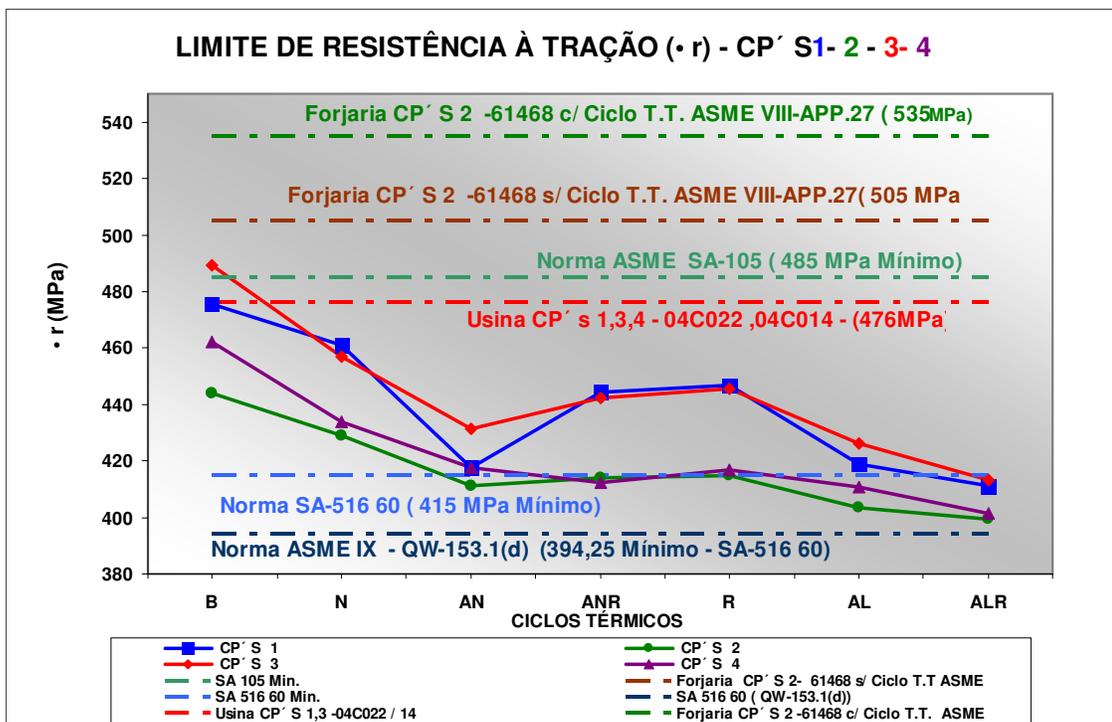


Figura 4.84 – Análise comparativa do limite de resistência à tração (σ_r) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

Pode-se observar que os CP' S 1(chapas) e CP' S (chapas soldadas), apresentaram valores médios e tendências muito similares para a resistência à tração, ocorrendo o mesmo para os CP' S 2(flanges forjados) com relação aos CP' S 4(flanges forjados soldados com chapas conformadas).

Observa-se que em relação aos valores iniciais para todos os CP' SB (estado bruto), tanto nos ciclos térmicos AN (AN / RN), como nos ciclos AL (AL / RL), houve uma queda na resistência à tração da ordem de 7 a 15% com os ciclos térmicos. Entretanto, os valores estão dentro dos limites especificados na norma ASME IX – QW-153.1(d) (ASME IX, 2004).

Observa-se para os CP' SANR (amostras submetidas ao ciclo de vitrificação com aquecimento normal e resfriamento normal – AN/RN e duas revitrificações posteriores, também com o mesmo ciclo de AN/RN), um comportamento similar aos CP' SR (ciclo de recozimento), em função do aumento no limite de resistência à tração para os CP' S 1e 3 e praticamente sem alteração para os CP' S 2e 4, em relação aos CP' S AN (ciclo de AN/RN). Isto reflete uma tendência muito positiva, com a possibilidade do processamento de equipamentos por mais que duas revitrificações quando necessário, e ainda mantendo as propriedades mecânicas dentro dos limites aceitáveis pelas normas específicas.

Observa-se uma tendência a uma queda mais acentuada na resistência à tração com os ciclos AL / RL (CP' S- AL, ALR), em relação aos ciclos AN / RN (CP' S- AN, ANR).

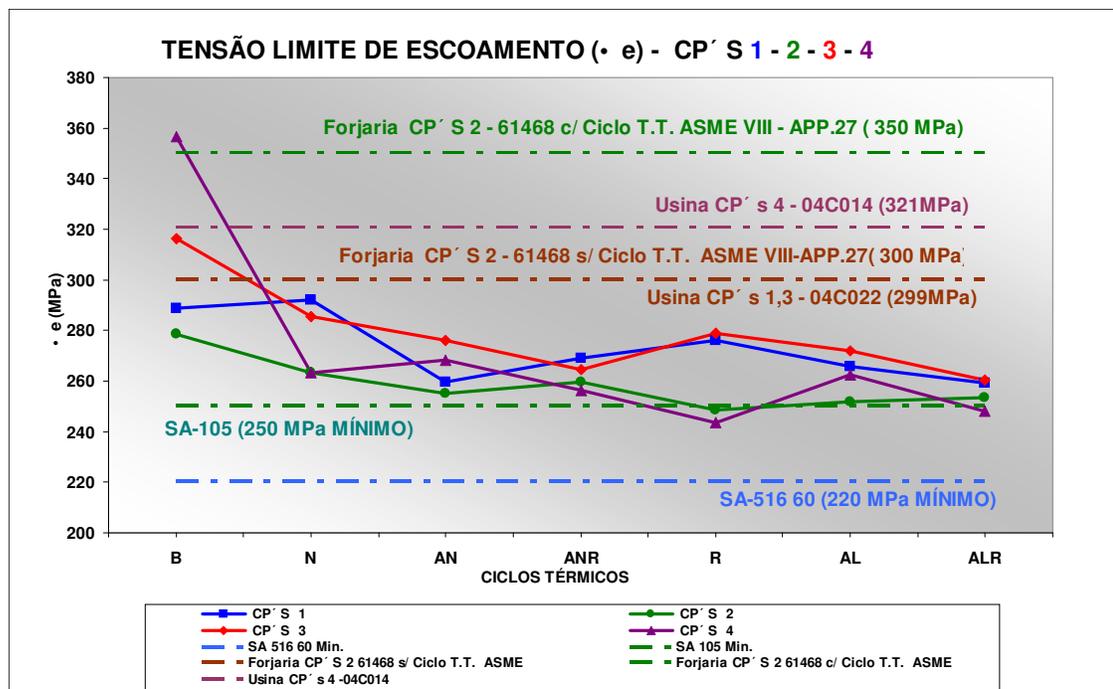


Figura 4.85 – Análise comparativa da tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

Pode-se observar que os CP' S 1e CP' S 3 apresentaram valores médios e tendências muito similares para o limite de escoamento, o mesmo ocorrendo para os CP' S 2 com relação aos CP' S 4.

Observa-se que, em relação aos valores iniciais para todos os CP' S B (estado bruto), tanto nos ciclos térmicos AN (com aquecimento normal e resfriamento normal), como nos ciclos AL (com aquecimento lento e resfriamento lento), houve um decréscimo no limite de escoamento da ordem de 7 a 30% com os ciclos térmicos. Porém, esses valores médios ainda estão dentro dos limites mínimos especificados conforme as normas ASME II – SA- 105 e SA-516 60.

Observa-se tanto para os ciclos AL (com aquecimento lento e resfriamento lento - CP' S- AL, ALR) como para os ciclos AN (com aquecimento normal e resfriamento normal – CP' S AN, ANR) uma uniformidade nos resultados para os valores médios do limite de escoamento.

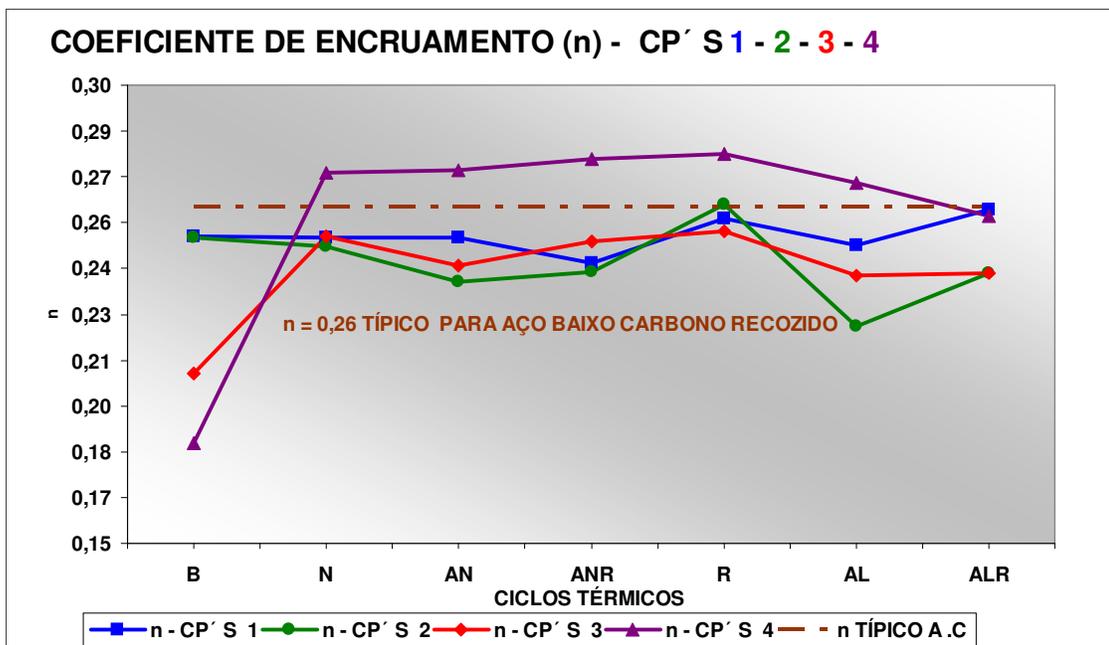


Figura 4.86 – Análise comparativa do coeficiente de encruamento (n) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

O expoente de encruamento, no estado bruto para as amostras soldadas (CP' S 3 e 4), apresentou valores abaixo do esperado, possivelmente devido à microestrutura de perlita formada entre as agulhas de ferrita, textura acicular na região da solda. Com os ciclos térmicos verificou-se que os mesmos estão dentro de uma faixa de valores próximos ao típico para o aço carbono recozido (0,26), em função da boa capacidade de encruamento da fase ferrítica.(CALLISTER, 2002).

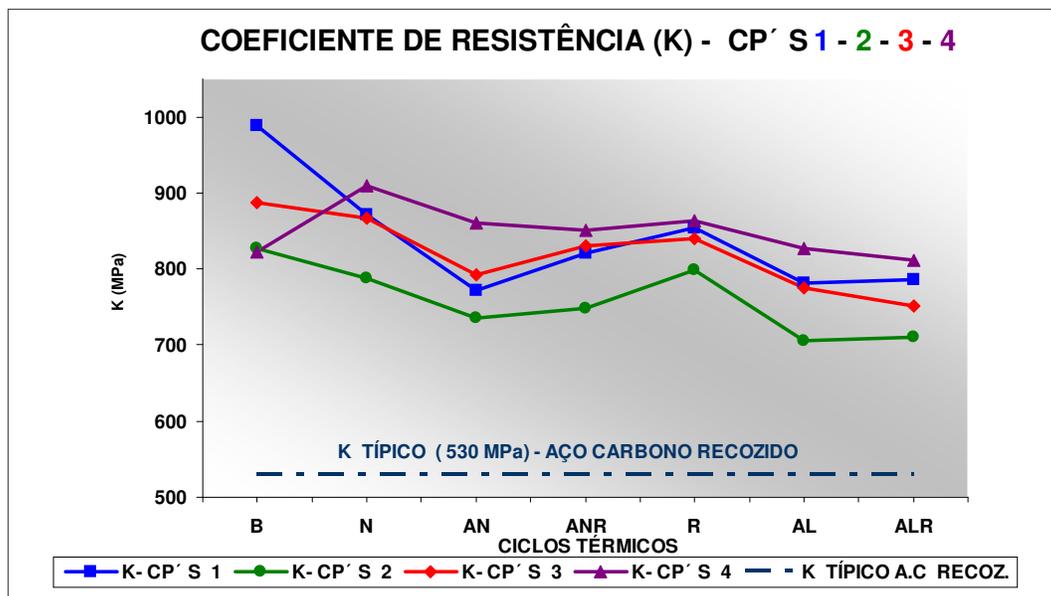


Figura 4.87 – Análise comparativa do coeficiente de resistência (K) dos CP'S 1, 2, 3 e 4 em função dos ciclos térmicos.

Os valores médios do coeficiente de resistência – K obtidos estão acima do valor típico para o aço carbono recozido (530 MPa) (CALLISTER, 2002).

4.5.6 RESULTADOS DA ANÁLISE COMPARATIVA DA DETERMINAÇÃO DOS VALORES TEÓRICOS PARA AS TENSÕES LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA OS CP'S 1, 2, 3 E 4.

Os resultados da determinação dos valores da tensão limite de escoamento e limite de resistência à tração, calculados empiricamente para os CP'S com emprego das equações (Eq. 1) e (Eq. 2), compilados na Tabela 4.15, são analisados comparativamente nas Figuras 4.88 a 4.95, com relação aos valores experimentais obtidos individualmente para cada amostra conforme apresentado nas Tabelas 4.2, 4.4, 4.5, 4.7 e 4.10.

Verificou-se que essas expressões para os valores "teóricos", utilizadas por muitas empresas, após os ciclos térmicos, não apresentaram uma correlação adequada. Variações, possivelmente decorrentes dos ciclos térmicos, dos elementos químicos Mn, Si e N, bem como no percentual de perlita (P) e no tamanho médio de grão (d), representado pelo comprimento linear de interceptação médio (ℓ) em mm, certamente influenciaram nos resultados.

Para todos os CP' S os valores para a tensão limite de escoamento teórico, calculados conforme a equação (Eq.1), estão abaixo dos valores obtidos experimentalmente. Para o limite de resistência à tração, os valores obtidos para todos os CP' S, calculados conforme a equação (Eq. 2), apresentaram valores bem acima dos valores obtidos experimentalmente.

Tabela 4.15 – Valores teóricos para o limite de resistência à tração (σ_r) e da tensão limite de escoamento (σ_e) para os CP' S, 2, 3 e 4.

CP'S	P (%)	Mn (%)	Si (%)	Nf (%)	d (mm)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)
B1	29,29	0,95	0,24	0,0108	0,016	246,41	515,68
N1	27,10	0,95	0,24	0,0108	0,015	252,42	509,79
AN1	36,90	0,95	0,24	0,0108	0,015	252,42	548,03
AN1R	36,13	0,95	0,24	0,0108	0,017	242,26	540,52
R1	45,87	0,95	0,24	0,0108	0,014	255,47	584,36
AL1	36,19	0,95	0,24	0,0108	0,013	261,02	549,07
AL1R	37,48	0,95	0,24	0,0108	0,016	245,98	547,44
B2	31,48	0,85	0,21	0,000	0,015	243,36	521,85
N2	36,26	0,85	0,21	0,000	0,016	235,15	536,83
AN2	28,97	0,85	0,21	0,000	0,014	245,92	513,17
AN2R	28,84	0,85	0,21	0,000	0,019	224,11	503,01
R2	48,45	0,85	0,21	0,000	0,015	239,99	586,53
AL2	32,13	0,85	0,21	0,000	0,016	236,42	521,29
AL2R	36,00	0,85	0,21	0,000	0,019	225,09	531,38
B3	41,42	0,95	0,24	0,0108	0,012	269,97	573,41
N3	26,39	0,95	0,24	0,0108	0,020	231,15	497,60
AN3	32,77	0,95	0,24	0,0108	0,013	259,86	535,22
AN3R	33,87	0,95	0,24	0,0108	0,012	265,31	541,91
R3	31,94	0,95	0,24	0,0108	0,020	233,02	520,07
AL3	33,10	0,95	0,24	0,0108	0,013	258,73	535,97
AL3R	41,55	0,95	0,24	0,0108	0,013	264,05	571,29
B4 Chapa	43,10	0,85	0,21	0,000	0,010	271,15	579,44
B4 Flange	32,90	0,85	0,21	0,000	0,010	271,15	539,68
N4 Chapa	40,40	0,85	0,21	0,000	0,012	250,89	559,95
N4 Flange	38,97	0,85	0,21	0,000	0,013	250,89	554,37
AN4 Chapa	33,74	0,85	0,21	0,000	0,014	247,52	532,50
AN4 Flange	38,90	0,85	0,21	0,000	0,014	247,52	552,63
AN4R Chapa	37,23	0,85	0,21	0,000	0,013	241,40	543,38
AN4R Flange	36,65	0,85	0,21	0,000	0,015	241,40	544,26
R4 Chapa	42,19	0,85	0,21	0,000	0,013	248,72	565,94
R4 Flange	38,84	0,85	0,21	0,000	0,014	248,72	552,86
AL4 Chapa	37,48	0,85	0,21	0,000	0,012	245,40	546,15
AL4 Flange	31,35	0,85	0,21	0,000	0,014	245,40	522,25
AL4R Chapa	32,45	0,85	0,21	0,000	0,015	240,93	524,55
AL4R Flange	32,32	0,85	0,21	0,000	0,014	240,93	524,05

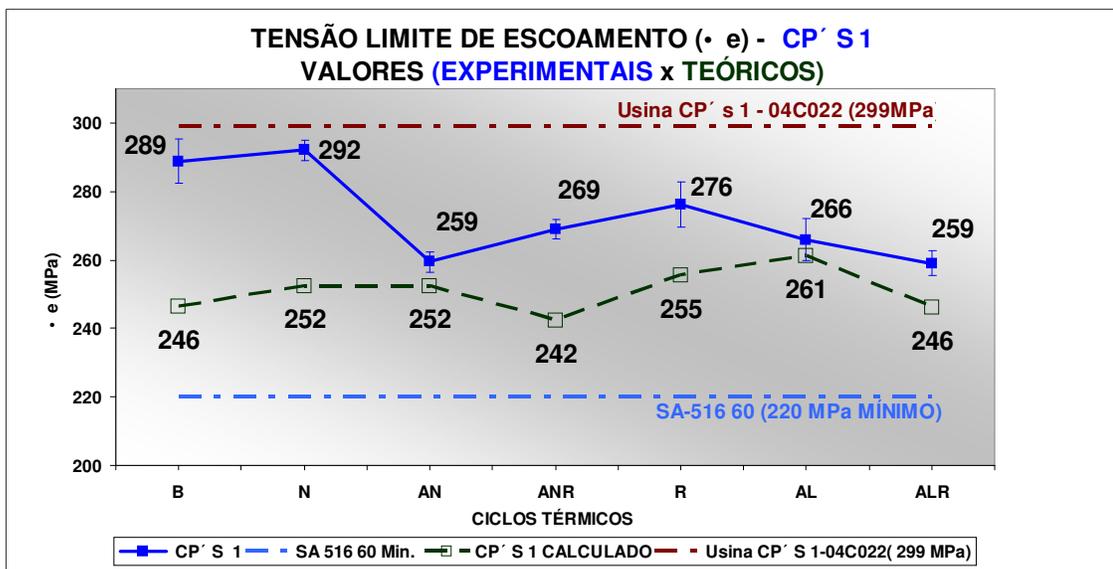


Figura 4.88 – Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 1.

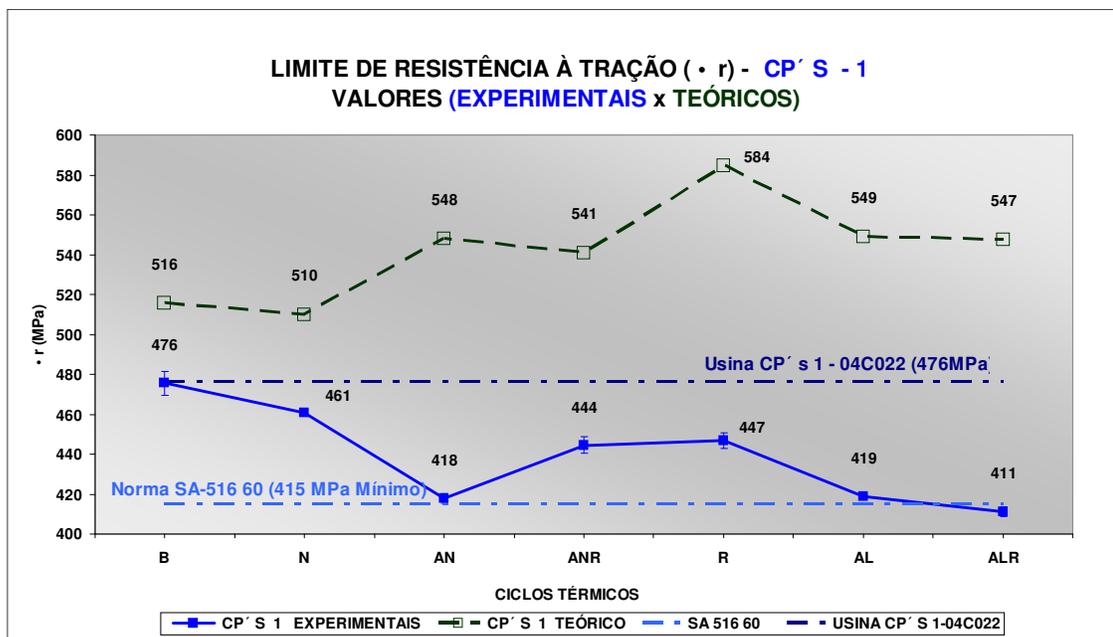


Figura 4.89 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 1.

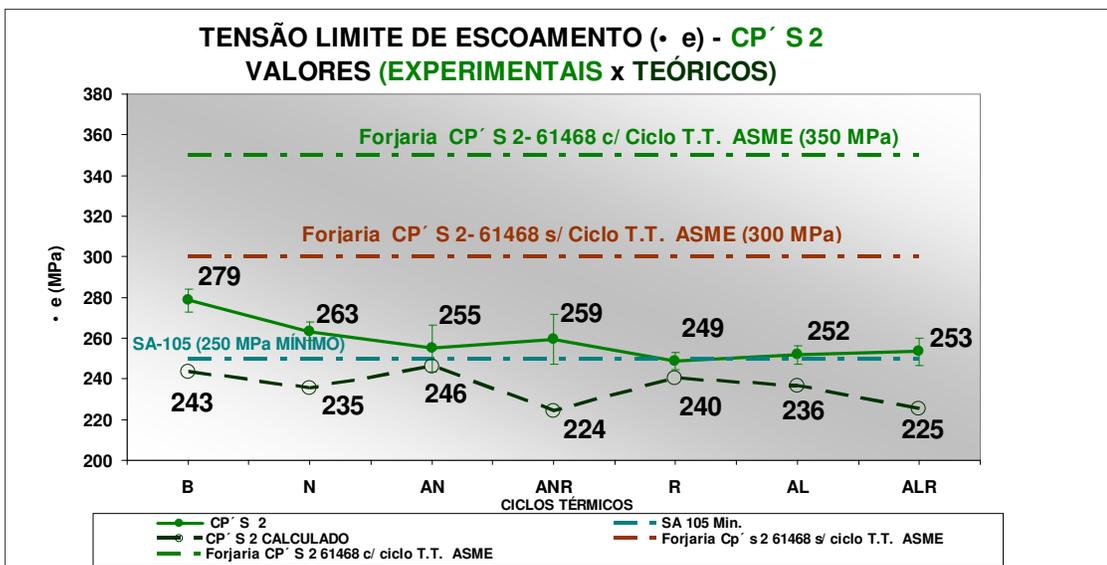


Figura 4.90 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 2.

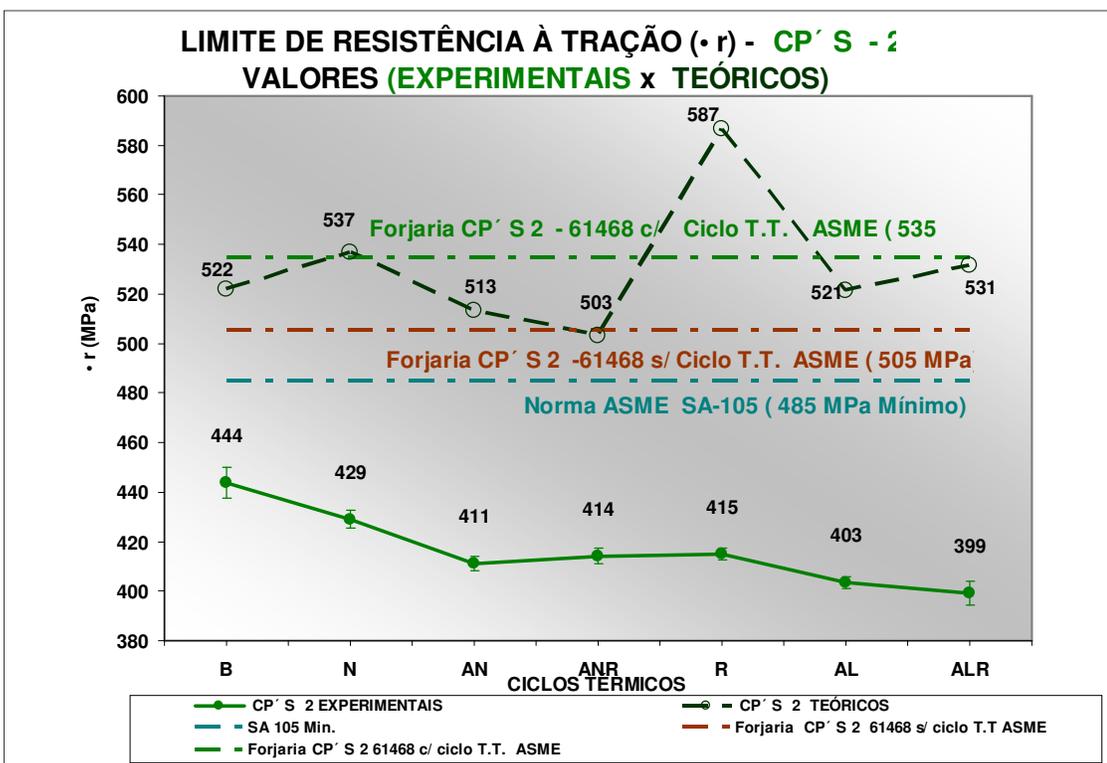


Figura 4.91 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 2.

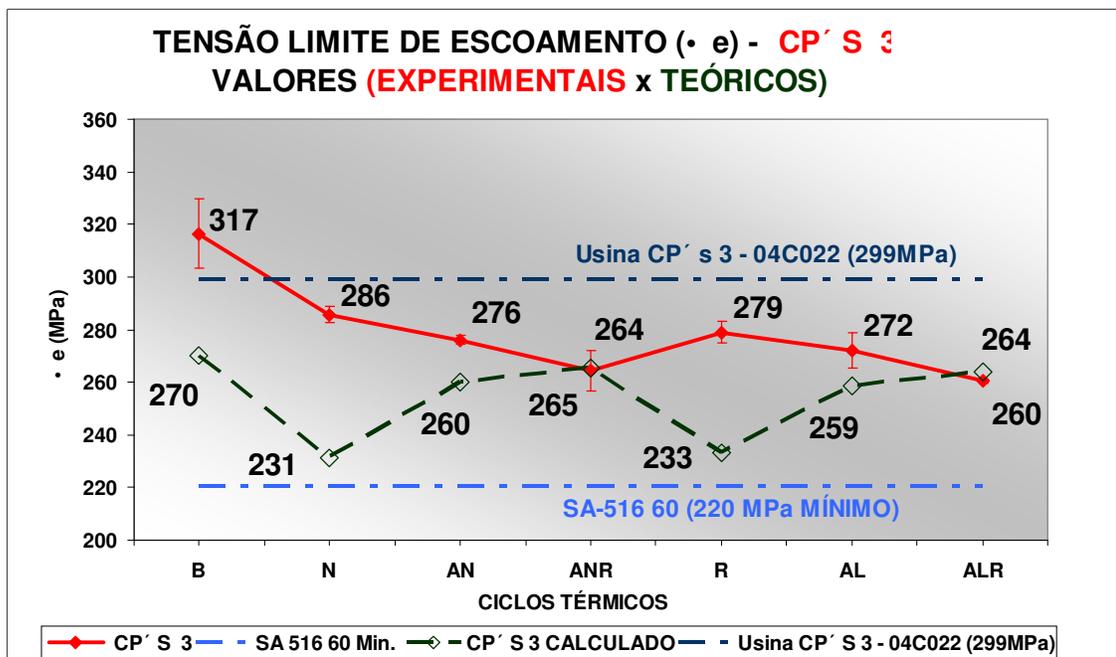


Figura 4.92 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 3.

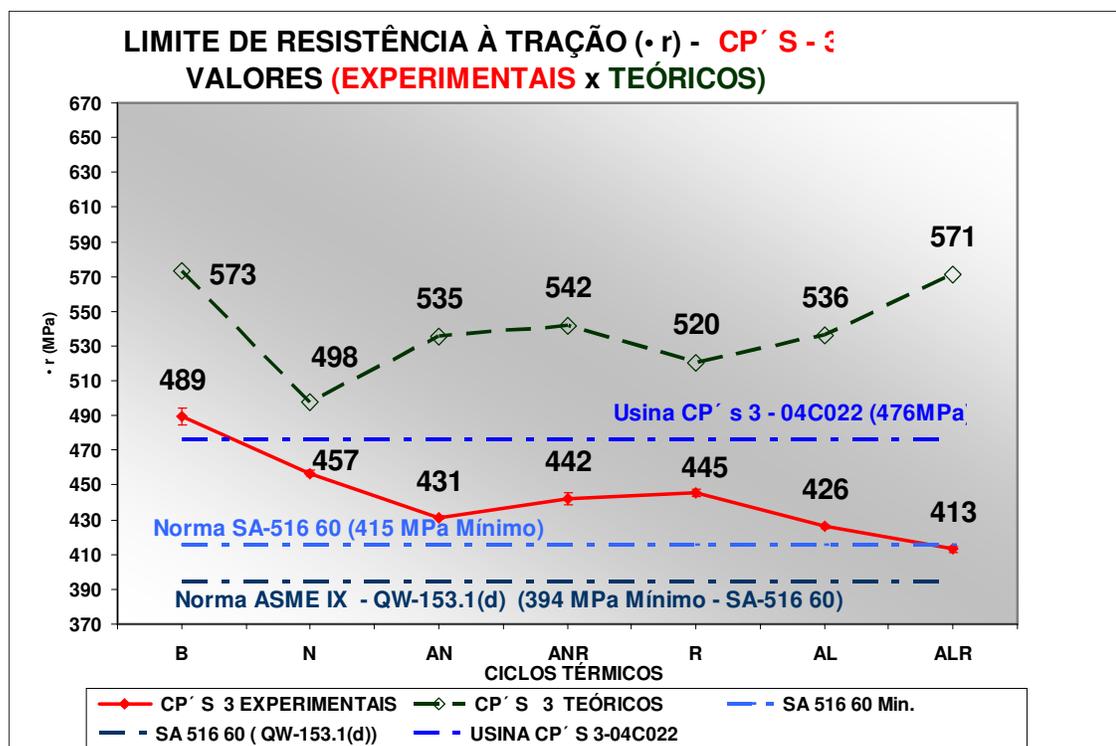


Figura 4.93 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 3.

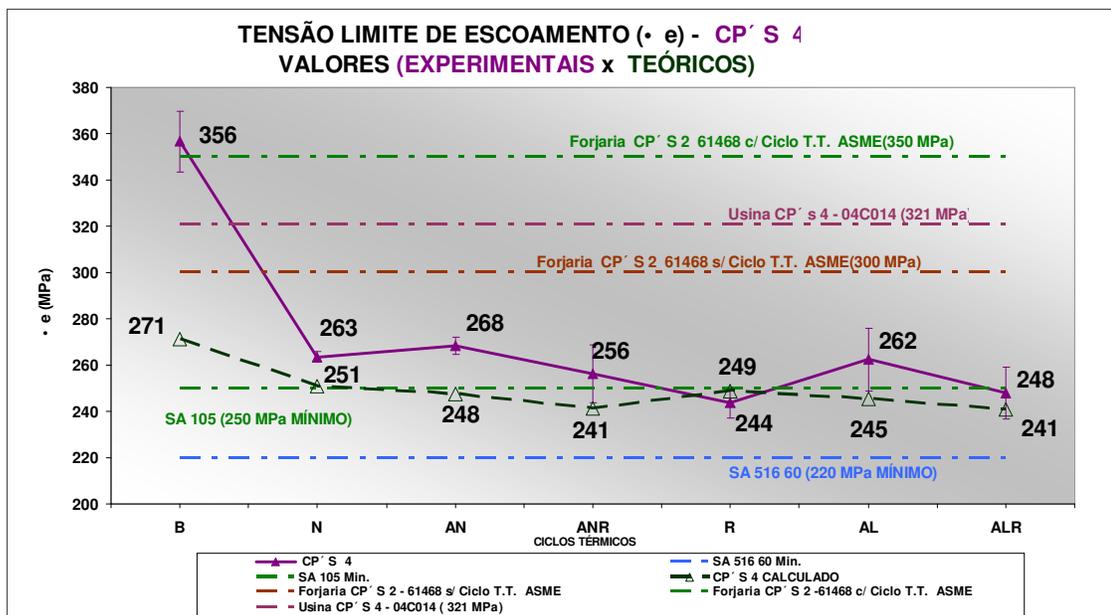


Figura 4.94 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para a tensão limite de escoamento (σ_e) dos CP'S 4.

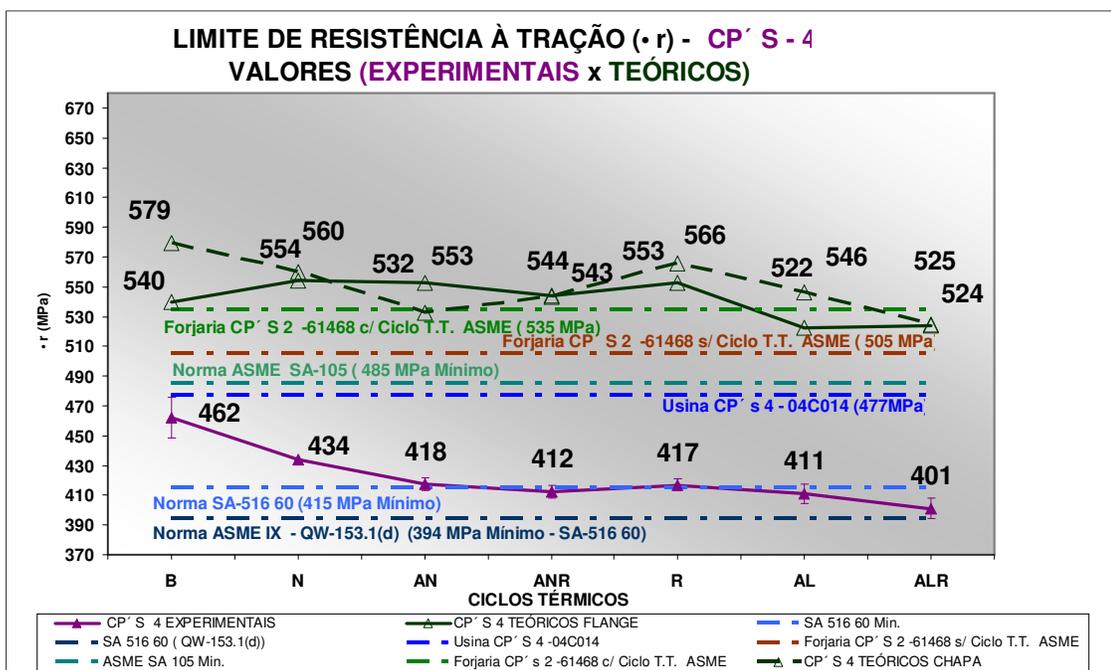


Figura 4.95 - Comparação entre os valores experimentais e teóricos para limite de resistência a tração (σ_r) dos CP'S 4.

É importante ressaltar que as propriedades mecânicas das amostras analisadas sob diferentes ciclos térmicos necessitam de análises mais profundas com relação à microestrutura resultante. Observa-se uma dependência das propriedades com relação à morfologia das fases presentes, com destaque para as amostras no estado bruto, em que os valores elevados de σ_e e σ_f e os baixos valores relativos à capacidade de encruamento são bastante coerentes. No entanto, o aspecto mais importante das relações entre propriedades e microestrutura possivelmente estejam associadas à estrutura de defeitos após cada ciclo térmico em função da microestrutura de partida, da elevada EDE da ferrita e de alterações na composição química das amostras.

5 CONCLUSÕES

Verificou-se que as microestruturas das amostras submetidas aos ciclos térmicos de AN/RN apresentaram perlita agrupada no CG de ferrita, perlita dispersa nos grãos de ferrita e perlita com aparência de esboroamento. A estrutura típica e uniforme do ciclo inicial do processo de revestimento (Normalização), ferrita + perlita fina, não é mais predominante nesses processos. As microestruturas influenciam nas propriedades mecânicas do substrato metálico de maneira que os valores do limite de resistência à tração, tensão limite de escoamento e microdureza superficial Vickers foram menores, ocorrendo um aumento para a ductilidade com relação às amostras normalizadas.

Verificou-se que as microestruturas das amostras submetidas aos ciclos térmicos de AL/RL apresentaram perlita na forma globular dispersa no interior dos grãos de ferrita grosseiros e equiaxiais para os forjados. Observou-se perlita alinhada na direção de laminação, agrupada no CG de ferrita e dispersas na ferrita para as chapas laminadas. As propriedades mecânicas do substrato metálico, neste caso, apresentaram valores do limite de resistência à tração e tensão limite de escoamento menores e um aumento na ductilidade em relação aos valores das amostras no estado bruto, com ciclos de normalização, recozimento e com os ciclos térmicos de AN/RN.

Observou-se que devido à não transformação completa em austenita, ao longo de toda a espessura do material nos ciclos de vitrificação e revitrificação, tanto com o aquecimento e resfriamento lento como normal, existe a tendência de ocorrência da perlita com aparência de esboroamento nas microestruturas dos componentes envolvidos.

Observou-se tendência de diminuição dos valores da microdureza Vickers com os ciclos térmicos em relação aos valores para as amostras no estado bruto, excetuando-se a amostra AL2R, possivelmente devido à presença de perlita no formato globular. Verificou-se que os maiores valores de dureza foram encontrados na região da solda das amostras soldadas.

Verificou-se a faixa de 6 a 8 ASTM para o tamanho médio de grão, apresentando as amostras com ciclos térmicos de AL/RL os grãos maiores. Este fato contribuiu para os valores mais baixos do limite de resistência à tração, porém dentro dos valores aceitáveis pelas normas ASME específicas.

Verificou-se que ocorre uma tendência de redução no limite de resistência à tração e tensão limite de escoamento e um aumento na ductilidade dos materiais utilizados no processo, tanto nos ciclos térmicos com aquecimento e resfriamento normal - AN (AN / RN),

como nos ciclos térmicos com aquecimento lento e resfriamento lento - AL (AL / RL), entretanto os valores atendem os limites mínimos especificados na norma ASME.

Verificou-se essa tendência de forma mais acentuada nas amostras submetidas aos ciclos térmicos com aquecimento lento e resfriamento lento - AL (AL / RL).

Observou-se que os materiais utilizados como chapas, chapas conformadas, forjados e uniões soldadas, apresentaram valores médios e tendências muito similares para a resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade, demonstrando assim uma uniformidade nas características dos materiais usados ao longo de todos os componentes dos equipamentos submetidos ao processo de revestimento.

Com base nos ensaios de dobramento efetuados nas amostras soldadas, verificou-se que as juntas soldadas atenderam às especificações exigidas e que os ciclos térmicos tiveram efeito benéfico.

Verificou-se, também, que decorrente das conformações ocorridas e inerentes ao processo; processo de conformação do tampo, processo de conformação do pescoço dos bocais e também o processo de soldagem dos flanges, as amostras no estado bruto apresentam níveis de tensões internas acentuadas e baixa capacidade de encruamento e que praticamente são eliminados quando submetidas aos diferentes ciclos térmicos.

Não houve alterações acentuadas nas propriedades mecânicas das amostras que simulam o processo de revitificação em relação a aquelas somente submetidas ao processo de vitrificação. Porém, em relação às especificações das normas, os materiais envolvidos apresentam valores finais próximos do mínimo exigido, principalmente no caso do ciclo com aquecimento e resfriamento lento, ALR.

Este trabalho contribuiu para a tomada de decisões com ações para melhorias dos equipamentos de processo, a exemplo dos fornos, possibilitando conseguir maior controle e homogeneidade dos ciclos térmicos.

As análises permitiram estudos e modificações em especificações, melhorando as propriedades dos materiais utilizados, a exemplo da especificação para os flanges forjados.

Este trabalho também permitiu a possibilidade de executar o processamento de equipamentos por mais que duas revitificações quando necessário, mantendo as propriedades mecânicas dentro dos limites aceitáveis pelas normas específicas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudos direcionados para o processo de revestimento superficial de aço com vidro objetivando adequar os ciclos térmicos para conseguir a austenitização completa ao longo da espessura dos metais envolvidos e conseguindo uma microestrutura final mais próxima da obtida com os tratamentos térmicos de normalização ou recozimento.

Estudos que permitam avaliar as possíveis alterações na composição química e a estrutura de defeitos (discordâncias) e sua correlação com cada um dos ciclos térmicos utilizados.

REFERÊNCIAS

ANDREW I. ANDREWS - **Porcelain Enamels** – The Garrard Press, Publishers, Second Edition, 1961, p.604.

ASENSIO, J.; ROMANO, G.; MARTINEZ, V. J.; VERDEJA, J. I.; PERO-SANZ, J. A. **Ferritic steels: Optimization of hot-rolled textures through cold rolling and annealing. Materials Characterization**, 2001, v.47, p.119-127.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION II-A (Ferrous Materials). **ASME SA-20**: Specification for General Requirements for Steel Plates for Pressure Vessels. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06. p.83-126.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION II-A (Ferrous Materials). **ASME SA-105 / SA-105M**: Specification for Carbon Steel Forgings for Piping Application. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06. p.195-204.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION II-A (Ferrous Materials). **ASME SA-370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06. p.656-661, fig.1 p.667, fig.2 p.667, fig.3 p.668, fig. 4 p.669, fig. A2.13 p.705, fig. A2.15 p.706.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION II-A (Ferrous Materials). **ASME SA-516 / SA-516M**: Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate and Lower Temperature Service. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06, p.979-982.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION VIII, DIVISION 1. Rules for Construction of Pressure Vessels - **Appendix 27 - Alternative Requirements for Glass-Lined Vessels**. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06 p.505.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, SECTION IX. **Welding and Brazing**. The American Society of Mechanical Engineers, 2004, A06, p.151-170.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E-112-96**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, published by ASTM -July 1996, revised April 2000.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E-562-99**: Standard Test Methods for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, published by ASTM - December 1999, revised February 2000.

CALLISTER JR, W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma introdução. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2002, cap. 6.

CATÁLOGOS DA EMPRESA PFAUDLER EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS LTDA: SB95-910-6 - Worldwide Glasteel® 9100, BV-81-100-1: Reatores Glasteel® série RA.

CHAKRABORTI, P. C.; MITRA, M. K. Room temperature low cycle fatigue of two high strength lamellar duplex ferrite- martensite (DFM) steels. **International Journal of Fatigue**, 2005, v.27, p.511-518.

CHAKRABORTI, P. C.; MITRA, M. K. Microstructure and tensile properties of high strength duplex ferrite - martensite (DFM) steels. **Materials Science and Engineering A**, 2007, v.466, p.123-133.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros fundidos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM. 1994, p.21, p.41, p.53, p.81, p.87, p.93.

COLGAN, M.; MONAGHAN, J. Deep drawing process: analysis and experiment. **Journal of Materials Processing**, 2003, v.132, p.35-41.

COLPAERT HUBERTUS. **Metalografia dos Produtos siderúrgicos Comuns**. Edgard Blucher, Ed. da USP, 1974, p.126, p.156, p.199, p.217, p.226 a 229, p.237.

DOHERTY, R. D.; HUGHES, D. A.; HUMPHREYS, F. J.; JONAS, J. J.; JENSEN, D. J.; KASSNER, M. E.; KING, W. E.; McNELLEY, T. R.; McQUEEN, H. J.; ROLLET, A. D. Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Engineering A**, 1997, v.A238, p.219-274.

EPS DA EMPRESA PFAUDLER EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS LTDA. Especificações de procedimento de soldagem S-01-Pa (1) e S-01-Pb (1) – Processo de solda ao arco submerso (SAW), com tratamentos térmicos. 2007a.

EPS DA EMPRESA PFAUDLER EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS LTDA. Especificações de procedimento de soldagem S-08-Pa (5) e S-08-Pb (5) – Processo de solda semi - automático com proteção gasosa ativa (MAG), com tratamentos térmicos. 2007b.

HEINEMANN. Steels: Metallurgy and Applications. **Matter**, The University of Liverpool, LLEWELLY, D.T., Butten, 2000.

HODGSON, P. D.; HICKSON, M. R.; GIBBS, R. K. Ultrafine ferrite in low carbon steel. **Scripta Materialia**, 1999, v.40, p.1179-1184.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços: Microestrutura e propriedades**. Lisboa: Ed. Fundação Calouste Gulbenkian, 1982.

HOSFORD, W. F. **Mechanical behavior of materials**. New York: Ed. Cambridge University Press, 2006.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. Oxford: Pergamon, 1996.

KUHLMAN-WILSDORF, D. Regular deformation bands (DBs) and the LEDS hypothesis. **Acta Materialia**, 1999, v.47, p.1697-1712.

LEE, C. S.; DUGGAN, B. J.; SMALLMAN, R. E. A theory of deformation band in cold rolling. **Acta Metallurgica et materialia**, 1993, v.41, p.2265-2270.

METALS Handbook 8th Edition. v.1, **Properties and Selection of Metals**, American Society for Metals, 1964, p79, p111.

METALS Handbook 8th Edition. v.2, **Heat treatment and finishing**, American Society for Metals, 1964, p1-14, p573 - 586.

METALS Handbook 8th Edition, v.8. **Metallography, structures and phase diagrams**, American Society for Metals, 1964, p1/26, p77/82, p161, p275/277.

NAJAFI, H.; RASSIZADEHGHANI, J.; ASGARI, S. As-cast mechanical properties of vanadium/niobium microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, article in press, 2007.

NES, E.; SAETER, J. A. Recovery, modeling and recrystallization. In: THE SYMPOSIUM MICROSTRUCTURAL AND CRYSTALLOGRAPHIC ASPECTS OF RECRYSTALLIZATION. **Proceedings**, Roskilde, Dinamarca, 1995, p.169-192.

PICKERING, F.B. Towards Improved Toughness and Ductility, Climax Molybdenum Co., **Metals Handbook (Desk Edition)**, 2001, p.9.

STAIGER, M. P.; BROWRIGG, A.; HODGSON, P. D.; DAVIES, C. H. J. Multistage strain aging of low-carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, 2004, v.364, p.35-47.

VASILYEV, A. A.; LEE, H.; KUZMIN, N. L. Nature of strain aging in bake hardening steel for automotive application. **Materials Science and Engineering A**, article in press, 2007.

VERDEJA, J. I.; ASENSIO, J.; PERO-SANZ, J. A. Texture, formability, lamellar tearing and HIC susceptibility of ferritic and low-carbon HSLA steels. **Materials Characterization**, 2003, v.50, p.81-86.

VERHOEVEN, J. D. **Fundamentals of physical metallurgy**. Iowa: Ed. John Wiley & Sons, 1975.

WANG, J. T.; XU, C.; DU, Z. Z.; QU, G. Z.; LANGDON, T. G. Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal-channel angular pressing. **Materials Science and Engineering A**, 2005, v.410-411, p.312-315.

YAKUBTSOV, I. A.; PORUKS, P.; BOYD, J. D. Microstructure and mechanical properties of bainitic low carbon high strength plate steels. **Materials Science and Engineering A**, article in press, 2007.

YIN, F.; JUNG, W.; CHUNG, S. Microstructure and creep rupture characteristics of an ultra-low carbon ferritic/martensitic heat-resistant steel. **Scripta Materialia**, 2007, v.57, p.469-472.

ZHAO, M.; YIN, F.; HANAMURA, T.; NAGAI, K.; ATRENS, A. relationship between yield strength and grain size for a bimodal structural ultrafine-grained ferrite/cementite steel. **Scripta Materialia**, 2007, v.57 p.857-860.