



FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial

PAULO ROBERTO REGO SILVA

**AVALIAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL 304 QUANDO SUBMETIDO A SUCESSIVOS
REPAROS POR SOLDAGEM**

Salvador

2014

PAULO ROBERTO REGO SILVA

**AVALIAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL 347 QUANDO SUBMETIDO A SUCESSIVOS
REPAROS POR SOLDAGEM.**

Monografia apresentada ao Programa de Pós-Graduação em gestão e tecnologia industrial, Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC como requisito final para a obtenção do título de mestre em Gestão e Tecnologia industrial.

Orientador: Prof. Manoel Carreira, Dr. Eng

Salvador

2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

S586a

Silva, Paulo Roberto Rego

Avaliação do aço inoxidável 347 quando submetido a sucessivos reparos por soldagem / Paulo Roberto Rego Silva - 2014.

100 f.: il. color.

Orientador: Prof.º Dr. Eng. Manoel Carreira Neto

Possui referência bibliográfica

Dissertação (Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial) – Programa de Pós-Graduação, Faculdade de Tecnologia SENAI - CIMATEC, Salvador, 2014.

1. Aço. 2. Soldagem. 3. Aço inoxidável austeníticos. 4. Corrosão intergranular. I. Faculdade de Tecnologia SENAI - CIMATEC. II. Carreira Neto, Manoel. III. Título.

CDD: 669.142

PAULO ROBERTO REGO SILVA

**AVALIAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL 347 QUANDO SUBMETIDO A SUCESSIVOS
REPAROS POR SOLDAGEM**

Trabalho de conclusão apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de mestre em Gestão e Tecnologia industrial, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Aprovada em 03 de julho de 2014

Banca Examinadora

Manoel Carreira Neto _____
Doutor em Engenharia Metalúrgica e de materiais pela Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil

Charles Chemale Yurgel _____
Doutor em Engenharia pela universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil

Guilherme Oliveira de Souza _____
Doutor em engenharia aeronáutica e mecânica pelo Instituto Tecnológico de Aeronáutica ITA, São José dos Campos, Brasil

Dedico este trabalho a minha
família e a minha esposa

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao apoio dado pelas empresas JC laboratórios pelos ensaios de micrografia, dureza e corrosão intergranular. A Alivio soldas pela execução do tratamento térmico e ao laboratório LNDC pela disponibilidade para execução do ensaio de medição de ferrita.

Ao professor Manoel Carrera pela disposição e orientação dada ao longo dos desenvolvimentos dessa dissertação.

A minha família e esposa reservo a minha gratidão pela paciência e compreensão durante todas as etapas do mestrado.

RESUMO

Durante a fabricação ou reparos por soldagem de tubulações e equipamentos de aços inoxidáveis austeníticos TP-347 a principal preocupação é que sucessivos reparos influenciem nas propriedades mecânicas e metalúrgicas desse material, principalmente no que tange a resistência à corrosão intergranular e fragilização por hidrogênio na região da ZTA, já que esses materiais são usados em altas temperaturas de serviço. É utilizada uma regra prática, a mesma que para aços carbono, de no máximo dois reparos. O objetivo dessa dissertação é definir um padrão de reparos

por soldagem para se utilizar nos aços inoxidáveis austeníticos TP-347 avaliando se quatro reparos são suficientes para a preservação das propriedades do material na condição após soldagem e após ser submetido às condições de serviço. Para essa avaliação foram preparados corpos de prova que simularam as condições de reparos por soldagem e analisados quanto a sua metalurgia antes e depois do tratamento térmico nas condições de serviço, além de serem submetidos a um ensaio de corrosão intergranular. Como principais resultados, não foi observada variação na resistência à corrosão intergranular nas amostras submetidas a temperatura de operação, considerando os padrões definidos na ASTM 262 prática A e variações metalúrgicas que pudessem influenciar na resistência à fragilização por hidrogênio comparando as amostras antes e depois de serem submetidas a temperatura de operação, concluindo-se que não foi evidenciado ao longo dos quatro (04) reparos, variação significativa que tornariam as amostras mais susceptíveis aos mecanismos de falhas que as amostras soldadas.

Palavras-chave: corrosão intergranular, fragilização por hidrogênio, soldagem, aços inoxidáveis austeníticos, reparo, ZTA.

ABSTRACT

During welding manufacture or repair of austenitic stainless steel TP-347's pipes and equipment main concern is that successive repairs influence on the mechanical properties and metallurgical this material, especially with regard to resistance to intergranular corrosion and hydrogen embrittlement in the ZTA region, as these materials are used at high operating temperatures. A practical rule is used, the same as for carbon steel, a maximum of two repairs. The objective of this dissertation is to define a welding repairs pattern to be used in austenitic stainless steel TP-347 evaluating four repairs are sufficient for the preservation of the material properties provided after welding and after being subjected to conditions of service. For this evaluation were prepared specimens that simulated the conditions for welding repairs and analyzed for metallurgy before and after heat treatment in the operating conditions, and are subjected to a test of intergranular corrosion. The main results, there was no variation in resistance to intergranular corrosion in the samples subjected to operating temperature, considering the standards defined in ASTM 262 practice A and metallurgical variations that could influence the resistance to hydrogen embrittlement comparing the samples before and after being subject to operating temperature, concluding that was not observed over the four (04) repairs, significant variation that would make them more likely to sample failure mechanisms than welded samples.

Keywords: intergranular corrosion, hydrogen embrittlement, welding, austenitic stainless steels, repair, ZAC.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Microestrutura do aço inoxidável austenítico TP-304. À direita totalmente austenítico e à esquerda austeno-ferrítico.....	20
Figura 2: Relação do modo de solidificação para o diagrama pseudobinário.....	21
Figura 3: Precipitação de $M_{23}C_6$ em aços inoxidáveis austeníticos tipo 304.....	22
Figura 4: Efeito da fase σ sob a resistência ao impacto de ligas Fe-Cr-Ni.....	23
Figura 5: Influência do Cr na taxa de corrosão atmosférica de uma liga Fe-Cr.....	25
Figura 6: Formação dos carbonetos de Cr e Nb.....	29
Figura 7: Energia armazenada e fração de energia armazenada em função da tensão de escoamento durante o trabalho a frio.....	30
Figura 8: Sequência de crescimento de grão em minutos.....	30
Figura 9: Crescimento de grão em função da duração da solubilização.....	31
Figura 10: Crescimento de grão na ZTA de um aço inoxidável austenítico.....	32
Figura 11: Cinética de sensitização.....	33
Figura 12: Curva de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos TP 304.....	33
Figura 13: Curvas TTT para formação da fase σ numa chapa de 347.....	36
Figura 14: Micrografia da fase σ coalescida (plaquetas escuras).....	36
Figura 15: Diagrama TTT do aço AISI 316 homogeneizada a 1,5 h a 1260 °C.....	37
Figura 16: Diagrama TTT do aço inoxidável com 20%Cr 25%Ni e 0,7% Nb.....	38
Figura 17: Fase σ nos contornos triplos dos grãos dos aços inoxidável 316LN.....	38
Figura 18: Micrografias do aço AISI 316L (a) Microscopia ótica, (b) MEV.....	39
Figura 19: Precipitação da fase σ num aço inoxidável austenítico com ferrita δ	39
Figura 20: Precipitação da fase σ dentro da ferrita numa amostra de 316LN.....	39
Figura 21: Diagramas TTT da fase σ no AISI 308L e 22Cr-9Ni-3Mo-NL.....	40
Figura 22: Diagrama TTT das fases intermetálicas no AISI 316L.....	41
Figura 23: Ataque gume de faca em um aço inoxidável austenítico estabilizado.....	44
Figura 24: Sensitização em aço inoxidável austenítico.....	45
Figura 25: Micrografia próxima a linha de fusão no AISI 347.....	46
Figura 26: Corrosão intergranular próxima à linha de fusão do AISI 347.....	46
Figura 27: Estrutura martensítica na interface entre o aço baixa liga e o AISI 309.....	50
Figura 28: Mapeamento de dureza.....	51
Figura 29: Hidrogênio dentro dos grãos austenítico (regiões sem ferrita).....	52
Figura 30: Hidrogênio na interface da fase ferrítica e austenítica nas soldas de 310, 308 e 312.....	53
Figura 31: Modos de fratura para média e alta ferrita no ensaio de tração.....	54
Figura 32: Fluxograma de ensaios.....	57
Figura 33: Retirada do corpo de prova a partir de uma seção de tubo.....	58
Figura 34: Sistema de soldagem utilizado.....	59
Figura 35: Fonte de soldagem usada.....	59
Figura 36: Pirômetro modelo Raymat-4.....	60
Figura 37: Esquemático do forno construído.....	61
Figura 38: Esquemático do forno durante o aquecimento.....	61
Figura 39: Amostras para ensaios conforme fluxograma da figura 32.....	62
Figura 40: Padrão de macrografia dos corpos de prova soldados.....	62
Figura 41: Croqui indicando as faixas analisadas.....	63
Figura 42: Faixas de análise puncionadas nas amostras.....	63
Figura 43: Ferritoscopio utilizado na medição.....	64

Figura 44: (a) Região de medição da ferrita antes da preparação. (b) Pontos medidos nas amostras ao longo da ZTA após preparação	65
Figura 45: Região de interesse para análise da micrografia	65
Figura 46: Esquema do ensaio de corrosão intergranular ASTM 262 pratica A.....	66
Figura 47: Corpos de prova após soldagem	67
Figura 48: Variação da corrente media.....	68
Figura 49: Variação da tensão media.....	68
Figura 50: Variação média da temperatura interpasse	69
Figura 51: Curva de distribuição com GL de 17 e T crítico de -1,74.....	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Precipitados em aços inoxidáveis austeníticos	23
Tabela 2: Propriedades mecânicas dos AIA a temperatura ambiente	24
Tabela 3: Tipos de solidificações, reações microestruturantes resultantes	27
Tabela 4: Composição, cálculo do Ni (eq) e Cr (eq) e temperatura para formação da martensita	49
Tabela 5: Composição química do consumível de soldagem	52
Tabela 6: Soldas usadas nesse estudo	52
Tabela 7: Relação entre a quantidade de ferrita e a diminuição da área em amostras ensaiadas por tração com e sem hidrogênio	55
Tabela 8: Definição dos corpos de prova por tipo	56
Tabela 9: Parâmetros de soldagem	59
Tabela 10: Média dos valores de dureza para a soldagem e os reparos	70
Tabela 11: Valores calculados de T e do intervalo de confiança	71
Tabela 12: Tabela do percentual de ferrita com e sem tratamento térmico	72
Tabela 13: Valores de T pareado e diferença das médias com tratamento (CT) e sem tratamento (ST)	72
Tabela 14: Avaliação da presença de fases	83

LISTA DE SÍMBOLOS

δ	Delta
H ₂ S	Ácido Sulfídrico
σ	Sigma
χ	Chi
FN	Número de ferrita
ZTA	Zona termicamente afetada
TTT	Transformação tempo temperatura
AIA	Aço inoxidáveis Austeníticos

LISTA DE APÊNDICES

APÊNDICE A - Micrografia na condição soldado não submetido ao aquecimento.

APÊNDICE B - Micrografia na condição primeiro reparo não submetido ao aquecimento.

APÊNDICE C - Micrografia na condição segundo reparo não submetido ao aquecimento.

APÊNDICE D - Micrografia na condição terceiro reparo não submetido ao aquecimento.

APÊNDICE E - Micrografia na condição quarto reparo não submetido ao aquecimento.

APÊNDICE F - Parâmetros de soldagem utilizados

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	19
2.1	METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA	19
2.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS	24
2.3	INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA	25
2.4	AÇO INOXIDÁVEL AUSTENITICO 347	27
3	METALURGIA DA SOLDAGEM DOS AIA	29
3.1	ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)	29
3.2	PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS DE CRÔMO	32
3.3	PRECIPITAÇÃO DA FASE σ	35
3.4	PRECIPITAÇÃO DE OUTRAS FASES INTERMETÁLICAS	41
4	MECANISMOS DE FALHAS	43
4.1	CORROSÃO INTERGRANULAR EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENITICOS 43	
4.2	FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	47
4.3	FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM SOLDAS DE AÇO INOXIDÁVEL	48
4.3.1	Fragilização por hidrogênio em soldas <i>overlay</i> de aços inoxidáveis austeniticos	49
4.3.2	Influência da ferrita δ na fragilização por hidrogênio	51
5	MATERIAIS E METODOS	56
5.1	ELABORAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	57
5.2	SOLDAGEM	58
5.3	TRATAMENTO TERMICO	60
5.3.1	Sistema de tratamento térmico	60
5.4	EXPERIMENTOS	61
5.4.1	Ensaio de Dureza	62
5.4.2	Medição de ferrita	64
5.4.3	Micrografia	65
5.4.4	Ensaio de corrosão intergranular	65
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
6.1	SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA	67
6.2	EXPERIMENTOS	69
6.2.1	Ensaio de Dureza	69
6.2.2	Medição de ferrita	72

6.2.3	Micrografia das amostras sem tratamento térmico	
6.2.4	Tratamento térmico das amostras.....	
6.2.5	Micrografia das amostras com tratamento térmico	79
6.2.6	Ensaio de corrosão intergranular	85
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	87
7.1	CONCLUSÃO.....	87
7.2	CONTRIBUIÇÕES.....	88
7.3	ATIVIDADES FUTURAS DE PESQUISA	88

1 INTRODUÇÃO

A produção e distribuição de petróleo e seus derivados, cada vez mais, torna-se uma atividade industrial estratégica para a economia do país. As etapas de prospecção e refino do petróleo necessitam cada vez mais de uma estrutura industrial preparada para suportar longos ciclos de produção que ocorrem nas refinarias e petroquímicas. Para isso é necessário um acompanhamento e constante análise do processo para que haja melhorias contínuas de forma que esta produção não seja interrompida.

Esses processos durante as atividades de refino e prospecção ocorrem, normalmente, a temperaturas em torno de 700°C e produzem os chamados subprodutos que geram perdas de eficiência nos equipamentos e tubulações, que são responsáveis pelas reações de transformação do petróleo e do transporte dos produtos para distribuição respectivamente.

O aço inoxidável austenítico tipo 347 é cada vez mais utilizado em tubulações e equipamentos para a área petroquímica, pois estes possuem boa resistência ao ataque dos subprodutos como o H₂S (sulfeto de hidrogênio). Este normalmente diminui a resistência à corrosão intergranular e gera fragilização pelo hidrogênio atômico que fica disperso durante os processos de transformação. De acordo com os estudos Lippold (2005), os aços inoxidáveis austeníticos são de grande uso na engenharia por apresentarem uma alta resistência à corrosão e representar o maior grupo dos aços inoxidáveis produzidos.

A soldagem é um processo muito usado durante a fabricação e reparo de tubulações e equipamentos, possuindo diversas vantagens quando comparado com outros métodos de união destacando-se a confiabilidade, aplicação em quase todos os materiais. O sucesso comercial de um produto siderúrgico depende amplamente de sua soldabilidade e das complexidades e limitações que são impostas pelas propriedades do material durante a soldagem. Os aços inoxidáveis austeníticos por sua vez, possuem boa soldabilidade, se as devidas precauções forem seguidas.

Existe um número significativo de pesquisas sobre as transformações que ocorrem no aço inoxidável TP-347, quando estes são soldados, mas ainda são poucas as publicações que abordam a performance desse material, quando

submetidos a sucessivos reparos por soldagem, daí destaca-se a importância deste estudo.

Esta pesquisa tem como objeto de estudo da fabricação dos *spool's* (trechos de tubulação soldados a curvas e outras conexões) e equipamentos feitos de aços inoxidáveis austeníticos TP-347, analisando os efeitos que reparos de soldagem realizados podem provocar no desempenho desse material a altas temperaturas de serviço, traduzidas pela resistência a corrosão e pelas microestruturas resultantes. Um aspecto ainda pouco observado entre os pesquisadores da área.

A questão que inspirou os estudos foi a necessidade de um melhor entendimento de como a zona termicamente afetada dos aços inoxidáveis austeníticos TP-347 se comporta quando submetido a sucessivos ciclos térmicos provenientes de quatro (04) reparos aplicados.

Para ampliar a discussão é necessário entender como a metalurgia da zona termicamente afetada se comportará considerando os mecanismos de falha como a corrosão intergranular e a fragilização por hidrogênio, avaliando o surgimento de precipitações como $M_{23}C_6$ e fases deletérias como a fase sigma.

Diante destes questionamentos e das constatações empíricas vivenciadas no experimento, a principal hipótese é a de que o aço inoxidável do tipo 347 ao ser submetido a aplicações de alta temperatura não sofrerá alteração na resistência a corrosão intergranular e não apresentará evidências claras de que sofreria fragilização por hidrogênio após ser submetido a quatro reparos, ou seja, o aço inoxidável do tipo 347 manterá as suas propriedades sem alteração significantes.

O objetivo geral deste trabalho foi examinar se quatro (04) reparos podem ser feitos no aço inoxidável austenítico tipo 347, sem que haja perda de suas propriedades mecânicas e metalúrgicas na região da zona termicamente afetada. E, para analisar os vários aspectos da temática tiveram-se os seguintes objetivos específicos: a) demonstrar como a zona termicamente afetada do aço inoxidável 347 se comportará com as variações dos ciclos térmicos presentes durante a soldagem e os reparos; b) Observar se as transformações metalúrgicas como o surgimento da fase σ ocorrem durante a soldagem ou após o tratamento térmico; c) Analisar se a quantidade de reparos implicará em variação na resistência à corrosão em função da quantidade de reparos e por fim, d) Analisar a possibilidade de recomendações visando uma nova prática no que diz respeito à quantidade de reparos em tubulações e equipamentos de Aço Inoxidável AISI 347.

O estudo apresenta uma introdução inicial, demonstrando a pertinência e a importância do assunto tratado, descrevendo o panorama geral da pesquisa e as contribuições que ela trará no campo do conhecimento da engenharia de modo particular sobre os aços austeníticos do tipo 347 quando submetidos a sucessivos reparos. No segundo e terceiro capítulo foram discutidos os conceitos sobre os aços inoxidáveis austeníticos considerando suas características, propriedades e aplicações. Em seguida, no quarto capítulo, são apresentados os mecanismos de transformação que geram a corrosão intergranular e fragilização por hidrogênio nesses materiais respectivamente, focando nos fatores relevantes para que esses mecanismos de falha ocorram. A temática do quinto capítulo foi os materiais e métodos utilizados para os experimentos realizados seguindo uma sequência temporal de como foi feito. No sexto capítulo foi feita a discussão dos resultados encontrados e por último no oitavo capítulo apresentam-se as considerações finais, demonstrando o resultado da pesquisa.

2 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Essa revisão aborda as características dos aços inoxidáveis austeníticos quanto as suas propriedades mecânicas e cinética de transformação de fases em função do tempo e temperatura.

2.1 METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA

Os aços inoxidáveis austeníticos representam o maior grupo e são produzidos em quantidades mais elevadas entre os aços inoxidáveis. Embora haja uma grande variedade de aços inoxidáveis austeníticos, a série 300, é a mais antiga e mais comumente usada. Os aços dessa série possuem boa resistência à corrosão, na maioria dos ambientes com limite de resistência de aproximadamente 210 MPa à temperatura ambiente, e não são endurecíveis por transformação mas aumentam sua resistência mecânica com o trabalho a frio. Possuem propriedades adequadas para serviços em baixa temperatura, o que os tornam úteis em aplicações criogênicas (LIPPOLD, 2005, p.141).

As Temperaturas de serviço podem ser de até 760°C (1400°F) ou mais elevadas, mas o limite de resistência e a resistência à oxidação da maioria destes aços ficam limitados quando expostos a temperaturas elevadas. (LIPPOLD, 2005, p.141). Eles são geralmente considerados de boa soldabilidade, se as devidas precauções forem seguidas. Elementos que promovem a formação de austenita, sendo o níquel mais notavelmente, são adicionados a estes aços em grandes quantidades (geralmente acima de 8% em peso) porém, existem outros elementos autenitizantes como C, N, e Cu (LIPPOLD, 2005, p.141).

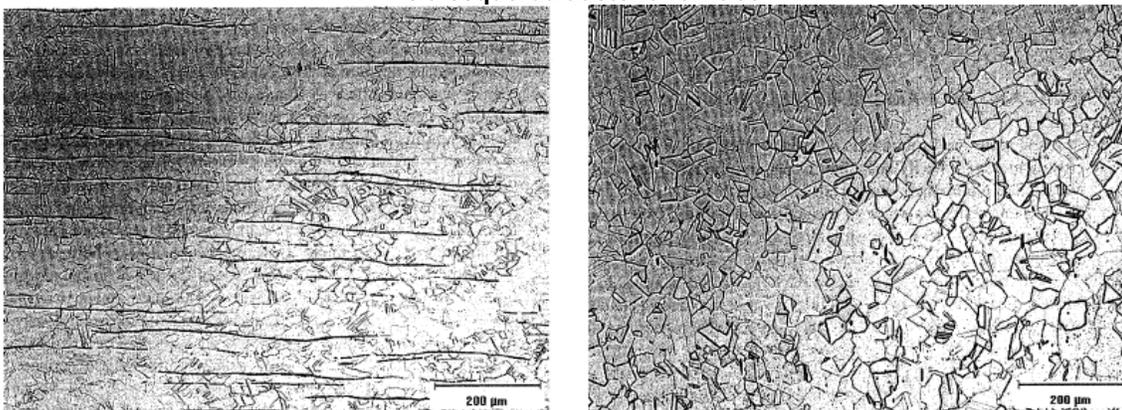
Os aços inoxidáveis austeníticos oferecem vantagens distintas de engenharia, particularmente com respeito à formabilidade e soldabilidade, que muitas vezes reduzem o total de custo de produção em comparação com outros grupos de aços inoxidáveis. A maioria destas ligas são baseadas na composição de 18Cr-8Ni, com elementos de liga ou modificações adicionais para fornecer propriedades específicas ou melhoradas (LIPPOLD, 2005, p.142).

O Tipo 304 é a base da série da liga, e juntamente com o 304L, representam o grau austenítico mais selecionado. Ao tipo 316 adicionam molibdênio (Mo) com quantidade aproximadamente igual à do Cr para melhorar a resistência à corrosão por *pitting*. Os graus estabilizados, 321 e 347, contêm pequenas quantidades de Ti e Nb, respectivamente, para combinar com o carbono e reduzir a tendência para a corrosão intergranular devido à precipitação de carbonetos de Cr (LIPPOLD, 2005, p.142).

Os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e processados mecanicamente de forma que a microestrutura depende do equilíbrio de elementos ferritizantes e autenitizantes, podendo ter uma solidificação primária da ferrita ou da austenita, havendo com isso uma composição austeno-ferrítica durante a solidificação ou até mesmo totalmente austenítica (BLONDEAU, 2001, p.399).

Dois exemplos de microestruturas dos aços inoxidáveis austeníticos são apresentados na figura 1. À direita a microestrutura é constituída por grãos austeníticos equiaxiais dendríticos e, à esquerda, a microestrutura apresenta ferrita δ proveniente da combinação de altas temperaturas com a segregação de elementos de liga, principalmente o Cr, durante o processo de solidificação. A ferrita δ é geralmente presente na fração de volume relativamente baixa (entre 2% e 3%) (LIPPOLD, 2005, p.147).

Figura 1: Microestrutura do aço inoxidável austenítico TP-304. À direita totalmente austenítico e à esquerda austeno-ferrítico



Fonte: (LIPPOLD, 2005, p.147)

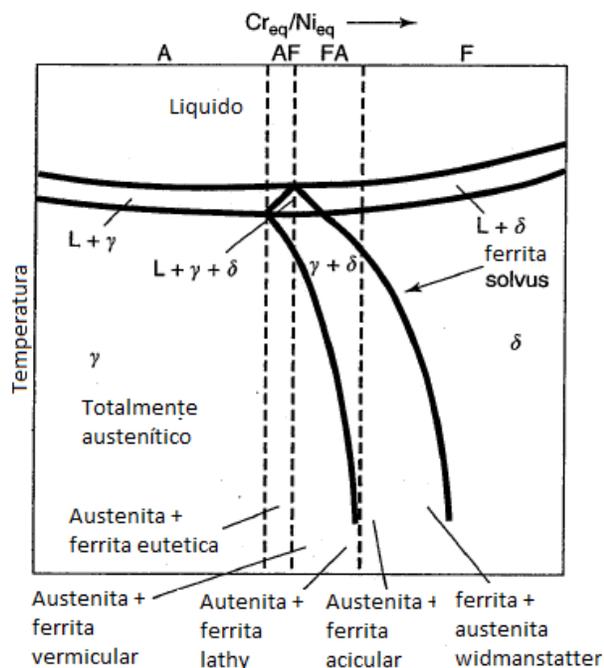
Esse percentual de ferrita contribui para a resistência à trinca de solidificação, contudo a presença de ferrita pode reduzir a ductilidade e, potencialmente, a

tenacidade. Ela também pode ser um local preferencial para a precipitação de carbonetos e também é uma fase intermediária para formação da fase σ dependendo de tempo e temperatura de exposição que devem ser altos para que isso ocorra. (LIPPOLD, 2005, p.147).

O comportamento da transformação de aços inoxidáveis austeníticos, pode ser descrito utilizando o diagrama Fe-Cr-Ni, conforme figura 2.

Segundo Messler, (2004, p.475-476), Notou-se que a solidificação primária pode ocorrer tanto como austenita como ferrita. A composição entre estas duas fases principais de solidificação é de cerca de 18Cr-12Ni em um sistema ternário. Em proporções mais elevadas de Cr/Ni a solidificação primária é da ferrita e em proporções inferiores é da austenita conforme gráfico da figura 2.

Figura 2: Relação do modo de solidificação para o diagrama pseudobinário



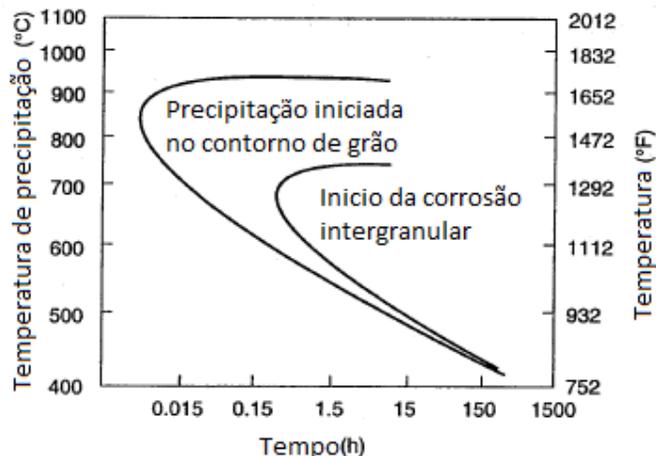
Fonte: (MESSLER, 2004, p.476)

Há uma região pequena triangular dentro da faixa de temperatura de solidificação onde austenita, ferrita, e líquido coexistem. À esquerda desta região triangular a austenita formada é estável após resfriamento até a temperatura ambiente. No entanto, quando as ligas solidificam-se como ferrita primária, elas tanto podem ser totalmente ferríticas ou coexistir de uma mistura de ferrita e austenita, no final de solidificação (MESSLER, 2004, p.476).

Devido à inclinação das linhas de ferrita e austenita solvus, a maioria da ferrita se transforma em austenita em equilíbrio sob condições de resfriamento, tal como na liga de 20Cr-10Ni nominal quando a estrutura torna-se totalmente austenítica mediante resfriamento a 1000°C. Para as condições de resfriamento rápido experimentadas durante soldagem, esta transformação é suprimida e alguma ferrita permanece retida na microestrutura (MESSLER, 2004, p.476).

Precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ tem recebido considerável atenção devido ao seu efeito sobre a resistência à corrosão. Como se mostra na figura 3, estes carbonetos precipitam muito rapidamente ao longo dos contornos de grão na faixa de temperatura de 700-900°C (ASM HANDBOOK, 2010, Vol. 9, p. 279-296).

Figura 3: Precipitação de $M_{23}C_6$ em aços inoxidáveis austeníticos tipo 304



Fonte: (ASTM HANDBOOK, Vol. 9, 2010, p. 279)

Estes carbonetos podem levar à corrosão intergranular quando expostos a ambientes ou fluidos contendo H_2S . Esta reação de precipitação é acelerada em ligas que tem sua resistência mecânica aumentada por trabalho a frio (ASTM HANDBOOK, Vol.9, 2010, p. 279).

Fases como σ , η , G, e a fase de Laves (Tabela 1), podem também se formar, em aço inoxidável austeníticos e são chamadas de fases fragilizadoras (ASTM HANDBOOK, Vol.9, 2010, p. 279).

Precipitados	Estrutura cristalina	Parâmetros de rede	Estequiometria
MC	CFC	$a = 0.424-0.447$	TiC, NbC
M ₆ C	Diamante cubico	$a = 1.062-1.128$	(FeCr) ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ Nb ₃ C, Mo ₃ SiC
M ₂₃ C ₆	CFC	$a = 1.057-1.068$	(Cr,Fe) ₂₃ C ₆ , (Cr,Fe,Mo) ₂₃ C ₆
NbN	CFC	$a = 0.440$	NbN
Z fase	Tetragonal	$a = 0.307, c = 0.7391$	CrNbN
Sigma fase	Tetragonal	$a = 0.880, c = 0.454$	Fe-Ni-Cr-Mo
Laves fase (η)	Hexagonal	$a = 0.473, c = 0.772$	Fe ₂ Mo, Fe ₂ Nb
Chi fase (χ)	CCC'	$a = 0.8807-0.8878$	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀
G fase:	CFC	$a = 1.12$	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ , Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇
R	Hexagonal	$a = 1.0903, c = 1.9342$	Mo-Co-Cr
	Rhombohedral	$a = 0.9011 \alpha = 74^\circ 27.5'$	Mo-Co-Cr
ϵ Nitreto (Cr ₂ N)	Hexagonal	$a = 0.480, c = 0.447$	Cr ₂ N
Ni ₃ Ti	Hexagonal	$a = 0.9654, c = 1.5683$	Ni ₃ Ti
Ni ₃ (Al,Ti)	CFC	$a = 0.681$	Ni ₃ Al

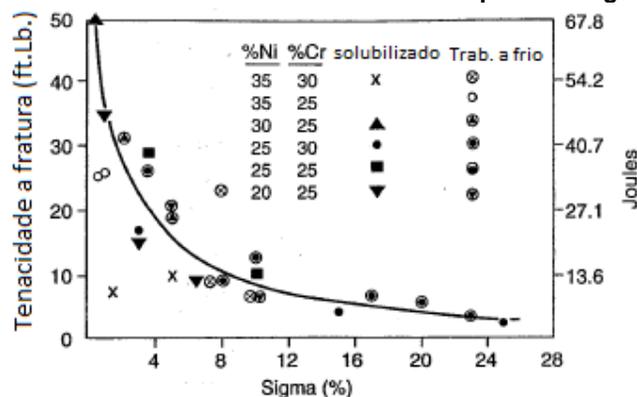
Tabela 1: Precipitados em aços inoxidáveis austeníticos

Fonte: (ASTM HANDBOOK, Vol.9, 2010, p. 279)

Os aços que contêm adições de Molibdênio Mo, Nb e Ti formam essas fases fragilizadoras em longos períodos de exposição à temperatura elevada. (ASTM HANDBOOK, 2010, p. 279-296).

Um exemplo do efeito da fase σ na tenacidade a fratura (impacto) e a relação desta com a dureza são mostrados na Figura 4. Nota-se que menos de 5% de fase σ é suficiente para reduzir a resistência ao impacto em mais de 50%. (ASTM HANDBOOK, 2010, p. 279-296).

Figura 4: Efeito da fase σ sob a resistência ao impacto de ligas Fe-Cr-Ni



Fonte: (ASTM HANDBOOK, Vol. 9, 2010, p. 279)

2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos na temperatura ambiente são fornecidas na Tabela 2. Estas propriedades são na condição laminada a quente e recozida (ASTM HANDBOOK, Vol. 9, 2010, p. 468).

Alloy	Tensão de ruptura		Tensão de escoamento		Elongação (%)	Redução de área (%)
	MPa	ksi	MPa	ksi		
302	515	75	205	30	40	50
304	515	75	205	30	40	50
304L	480	70	170	25	40	50
308	515	75	205	30	40	50
309	515	75	205	30	40	50
310	515	75	205	30	40	50
316	515	75	205	30	40	50
316L	480	70	170	25	40	50
317	515	75	205	30	40	50
321	515	75	205	30	40	50
330	480	70	205	30	30	—
347	515	75	205	30	40	50

Tabela 2: Propriedades mecânicas dos AIA a temperatura ambiente

Fonte: (ASTM HANDBOOK, Vol. 9, 2010, p. 468)

Devido à deformação a frio, um acréscimo na resistência mecânica é observado, isso se deve principalmente pela teoria de movimentação das discordâncias, ou seja, a medida que os AIA (aços inoxidáveis austeníticos) são deformados a frio as discordâncias aumentam de densidade aumentando com isso a tensão necessária para que estas voltem a se movimentar (LIPPOLD, 2005, p.152).

Em geral, os aços inoxidáveis austeníticos não podem ter sua resistência mecânica aumentada por precipitação ou transformação, isso porque, na dinâmica de precipitação dos AIA existem precipitados deletérios que diminuem a resistência mecânica e de corrosão do material como os carbonetos de Cr. Quanto à transformação, observa-se em sua grande maioria alternância da matriz em fases ferrítica e austenítica. (LIPPOLD, 2005, p.152)

As adições de elementos estabilizantes em alguns AIA levam a um aumento na resistência mecânica, pode-se citar o 347 e 321 estabilizados com Nb e Ti respectivamente. A martensita tem sido observada nos AIA trabalhados a frio quando são resfriados a temperaturas criogênicas (LIPPOLD, 2005, p.152)

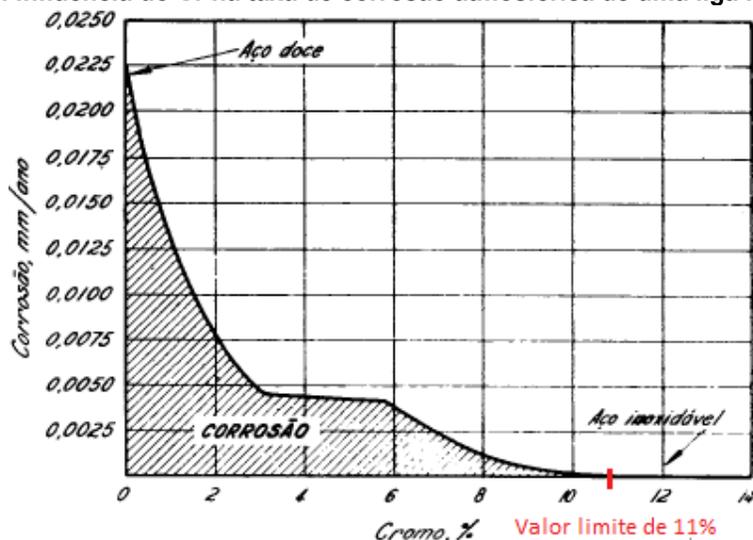
2.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

A adição de elementos de liga visa conferir aos aços inoxidáveis propriedades como resistência à corrosão, resistência mecânica, dentre outras. Algumas são inseridas ou adicionadas de forma intencional e pelo outro lado existem elementos de liga cuja existência é inerente à formação da liga (SMITH, 1981).

A inserção de Cr é relacionada como sendo a principal responsável pela resistência à corrosão nos aços inoxidáveis. Este por sua vez forma uma camada de óxido de Cr (Cr_2O_3). A essa camada dá-se o nome de camada apassivadora (SCHWEITZER, 1996).

O percentual mínimo de Cr, de forma que a resistência a corrosão seja a mínima desejável para um aço inoxidável, é de 11%, esta demonstrado no gráfico da figura 5 (MODENESI, 2001).

Figura 5: Influência do Cr na taxa de corrosão atmosférica de uma liga Fe-Cr



Fonte: (MODONESI, 2001)

Para meios mais agressivos, são necessários teores de Cr aumentados, contudo o aumento no teor de Cr pode influenciar negativamente nas propriedades mecânicas, especificamente a tenacidade à fratura. A soldabilidade também pode ser prejudicada em função do aumento e sua aplicação em meios com altas temperaturas também. Isto ocorre devido à formação de fases intermetálicas, mais notadamente a fase σ

A adição de Ni, favorece a formação do filme de óxido, especialmente em ambientes redutores, além de melhorar a resistência à corrosão em alguns meios ácidos. Quando adicionado em quantidade suficiente, o níquel estabiliza a estrutura austenítica (ASM HANDBOOK, 2002).

O Mn também favorece a formação da austenita e, quando adicionado em quantidades moderadas, tem efeito similar ao do níquel, mas, por formar sulfetos na microestrutura do aço susceptíveis à corrosão seletiva, seu uso é limitado. Este elemento reduz a possibilidade de formação da fase σ (SMITH 1981).

O carbono é conhecido por conferir uma melhoria na resistência mecânica e uma diminuição considerável na resistência a corrosão. Isso se deve à combinação do carbono com o Cr formando carbonetos $Cr_{23}C_6$, que são formados na região do contorno de grão. As regiões adjacentes são empobrecidas de Cr e, em determinadas condições, apresentam um comportamento anódico com relação à matriz da microestrutura tornando-a sujeita a corrosão. A esse processo dá-se o nome de sensitização. Além disso, o carbono também causa redução da tenacidade nas ligas de aços inoxidáveis (FOLKHARD, 1988).

O cobre aumenta a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis em meios sulfurosos. O Ti e o Nb formam carbonetos mais estáveis que o carboneto de Cr e reduzem a tendência a sensitização da liga. O Nb forma carbonetos, nitretos e uma fase de Laves de composição Fe_2Nb , contudo a influência do Nb na formação da fase σ ainda não é bem entendida (FOLKHARD, 1988).

O Mo é um elemento de efeito ferritizantes quando adicionado na microestrutura que estabiliza o filme de óxido de Cr na superfície do aço inoxidável, melhorando substancialmente a resistência à corrosão por pites e por frestas (FOLKHARD, 1988).

Este elemento é um potencial formador de ferrita δ e inúmeras fases intermetálicas. A mais importante é a fase de Laves (Fe_2Mo) e a fase κ , esta última em teores elevados de Mo, geralmente acima de 3 a 4% (FOLKHARD, 1988).

O nitrogênio quando adicionado, estabiliza a fase austenítica aumentando a sua resistência mecânica, melhora a resistência à corrosão por pite pode retardar a formação de fases intermetálicas. Este elemento reduz a possibilidade de surgimento de fase σ (FOLKHARD, 1988).

2.4 AÇO INOXIDÁVEL AUSTENITICO 347

Há quatro modos de solidificação e possibilidades de transformação para o metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos. Estas reações são listadas na Tabela 3.

Nota-se que os modos de solidificação A e AF são relacionados com a solidificação da austenita primária, através da qual a austenita é a primeira fase que se forma após a solidificação. Tipos de solidificação F e FA têm a ferrita δ como fase primária (KOU, 2003, p. 218-220).

Tipo de solidificação	Reação	Microestrutura
A	L--L+A--A	Totalmente austenítica , estrutura dendrítica bem definida
AF	L--L+A--L+A+(A+F)eut -- A +Feut	Ferrita definida no grão e dendritas austeníticas apartir do contorno de grão.
FA	L--L+F--L+F+(F+A)per--F+A	Ferrita vermicular e em forma de lentilha
FA	L--L+F--F--F+A	ferrita acicular ou matrix ferrítica com contornos de grão austeníticos e placas de ferrita de Widmanstätten.

Tabela 3: Tipos de solidificações, reações microestruturantes resultantes

Fonte: (KOU, 2003, p. 218-220)

Segundo Sales (2005, p.14-17) os aços Inoxidáveis Austeníticos Estabilizados são comumente utilizados para aplicações onde existem, em função da temperatura e tempo, riscos de corrosão intergranular. Os principais aços inoxidáveis austeníticos possuem como principais elementos estabilizantes o Ti ou Nb como fortes formadores de carbonetos estáveis para se ligar ao Carbono, deixando o Cr em solução.

Sales (2005, p.14-17), descreveu a influência dos elementos de ligas na estabilização do aço inoxidável austeníticos tipo 347 e sua formação como segue abaixo nesse item.

O aço inoxidável tipo 347 é aplicado para operações à temperatura elevada, acima de 425°C, sendo necessário o controle de carbono de 0,04 a 0,10 %, para manutenção da resistência à fluência e com presença de Nb e Ta para evitar a ocorrência de sensitização. O teor da soma de Nb e Ta mínimo especificado são de oito vezes o percentual do carbono, porém, no teor máximo essa soma é limitado a 1% (SALES, 2005).

As fases do aço inoxidável austenítico tipo 347 são classificadas em dois grupos: primárias e secundárias. As fases primárias são aquelas que se formam durante a solidificação e as fases secundárias são aquelas que precipitam durante o tratamento térmico, operações de soldagem na ZTA (zona termicamente afetada) ou em serviço (SALES, 2005).

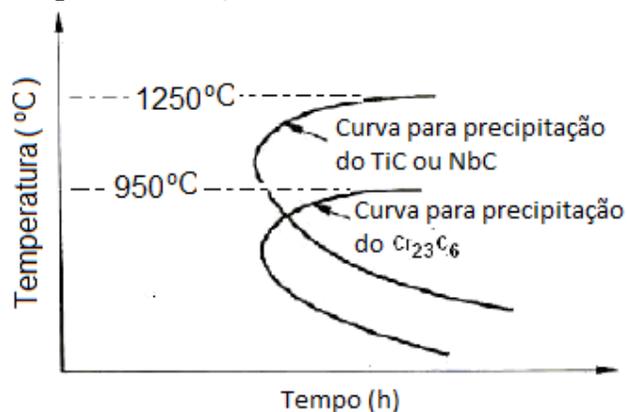
Neste aço, as fases precipitadas primárias são os carbonetos de nióbio e titânio (Nb,Ti)C e nitreto ou carbosulfeto de Nb; estas últimas em teores apenas residuais. O carboneto de Nb (NbC), pode ser parcialmente dissolvido em tratamentos térmicos acima de 1000°C. Se a temperatura de solubilização for aumentada, mais carbonetos podem ser dissolvidos e a quantidade de carbono em solução sólida é aumentada. Um parêntese deve ser feito, pois, como o Nb é o estabilizante principal, o tântalo (Ta) está presente em menor teor, logo de agora em diante serão tratados os carbonetos NbC e TaC apenas como NbC (SALES, 2005).

As fases secundárias que podem usualmente estar presentes na microestrutura do aço 347 são o mesmo carboneto NbC, o carboneto rico em Cr (Cr,Fe)₂₃C₆ e uma fase intermetálica composta de ferro e Cr, denominada fase σ (σ). Enquanto o carboneto secundário NbC pode precipitar em qualquer temperatura abaixo da temperatura de solubilização utilizada, o carboneto de Cr e a fase σ precipitam apenas abaixo de 900°C (SALES, 2005).

O carboneto de Cr e a fase σ precipitam predominantemente nos contornos de grão, empobrecendo em Cr as vizinhanças do contorno. O carboneto de Nb (secundário) precipita predominantemente no interior dos grãos, em discordâncias (SALES, 2005).

O Cr e o Nb competem na formação dos respectivos carbonetos. Enquanto o carboneto de Nb é termodinamicamente mais estável e sua formação é favorecida em temperaturas mais altas (acima de 700°C), a formação do carboneto de Cr é favorecida cineticamente no entorno de 600°C. Assim sendo, embora o aço 347 seja estabilizável contra a precipitação do (Cr,Fe)₂₃C₆, ela acaba ocorrendo de maneira acentuada e predominante no entorno e abaixo de 600°C, caso ainda haja carbono em solução sólida na microestrutura. Ver curva TTT na Figura 6 (SALES, 2005).

Figura 6: Formação dos carbonetos de Cr e Nb.



Fonte: (SALES, 2005, p.16)

3 METALURGIA DA SOLDAGEM DOS AIA

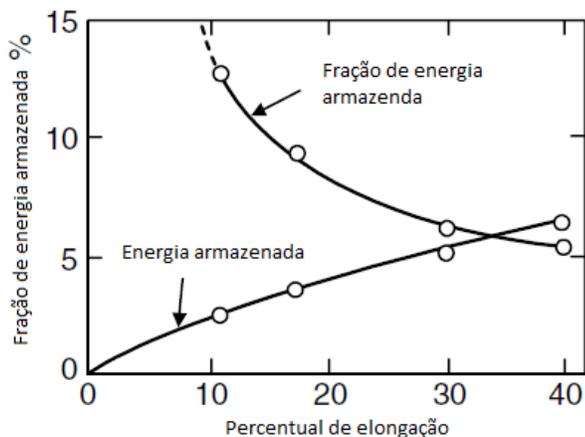
3.1 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

As mudanças estruturais que ocorrem na zona termicamente afetada (ZTA) de peças de aço inoxidável austeníticos soldadas, podem potencialmente diminuir a dureza, a resistência mecânica e resistência a corrosão (MEADOWS E FRITE, 2005)

Dentre as principais etapas que devem ser consideradas na análise da zona termicamente afetada é a recristalização e a etapa de crescimento de grão.

Na recristalização a maior parte da energia gasta no trabalho de endurecimento aparece sob a forma de calor, mas, como mostrado na Figura 7, uma fração finita é armazenada no material como pacote de energia, que quando um material endurecido por deformação é recozido, os grãos deformados no material tendem a recristalizar formando novos grãos livres de tensão não deformados (FISHER, MACIAG, 1977, p.11).

Figura 7: Energia armazenada e fração de energia armazenada em função da tensão de escoamento durante o trabalho a frio.



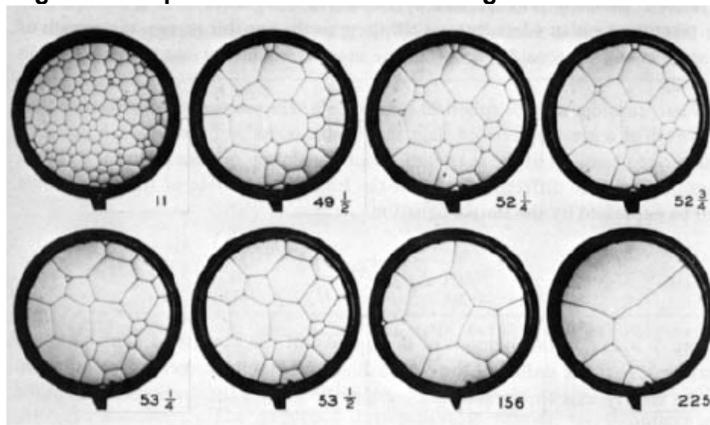
Fonte: (FISHER E MACIAG, 1977, p.11)

A energia de deformação armazenada é a força motriz para a recristalização de um material endurecido por deformação e essa energia é liberada formando grãos livres de tensão (IKAWA E NAKAO, 1978, p. 28).

Na etapa de crescimento de grão, após a conclusão da recristalização, os grãos começam a crescer. A força motriz para o crescimento do grão é a energia de superfície (IKAWA E NAKAO, 1978, p. 28).

A área total de contorno de grão e a energia de superfície total do sistema podem ser reduzidas se grãos mais grosseiros estiverem presentes. Isto pode ser ilustrado através do crescimento de células, conforme mostrado na figura 8 (IKAWA E NAKAO, 1978, p. 28).

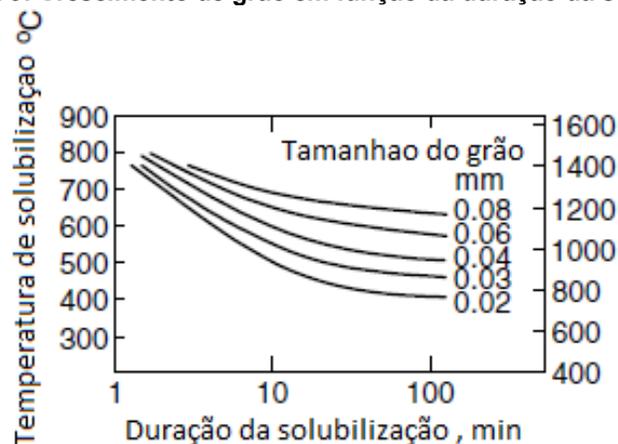
Figura 8: Sequência de crescimento de grão em minutos



Fonte: (IKAWA E NAKAO, 1978, p. 28)

Deve-se salientar que, a força motriz para o crescimento do grão é a energia superficial, uma vez que seja armazenada a energia de deformação, o crescimento do grão não está limitado a materiais endurecidos por deformação. Tal como a recristalização, a extensão do crescimento do grão também aumenta com o aumento temperatura e do tempo de recozimento. A figura 9 mostra crescimento de grão em resfriamento controlado como uma função da temperatura e do tempo (METAL HANDBOOK, 1973, p. 291).

Figura 9: Crescimento de grão em função da duração da solubilização

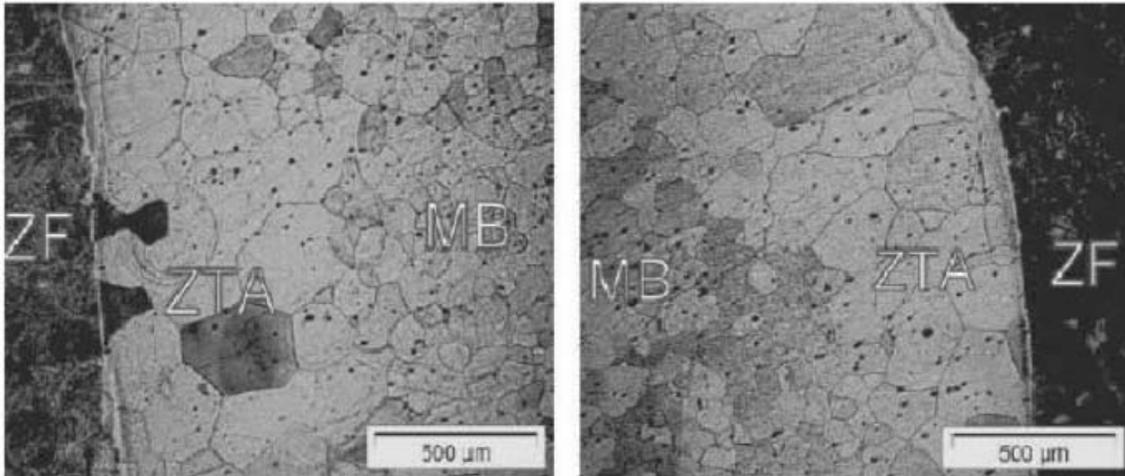


Fonte: (METAL HANDBOOK, 1973, p. 291)

Para todos os aços inoxidáveis é desejável evitar crescimento excessivo de grão, isso porque a resistência mecânica e a tenacidade do aço são diminuídas à medida que aumenta o tamanho dos grãos. Crescimento de grão na ZTA devido à soldagem não é, geralmente, um problema para a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos (MEADOWS , FRITZ, 2005).

A Figura 10 mostra o tipo de crescimento de grão que habitualmente ocorre na ZTA dos aços inoxidáveis austeníticos. Os grãos na ZTA mostram um crescimento substancial em comparação aos grãos do metal de base, à medida que os grãos aumentam de tamanho, a dureza diminui e ocorre um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil, logo é importante verificar a resistência e a tenacidade desta região após soldagem (MEADOWS E FRITZ, 2005).

Figura 10: Crescimento de grão na ZTA de um aço inoxidável austenítico



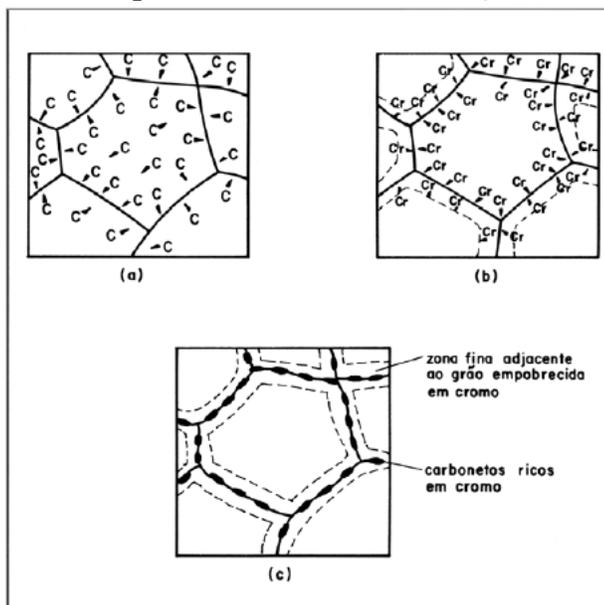
Fonte: (ANTUNES et al., 2010)

3.2 PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS DE CRÔMO

Dá-se o nome de “sensitização”, nos aços inoxidáveis austeníticos, à precipitação de carbonetos de Cr no contorno de grão, como segue. Quando um aço inoxidável austenítico é aquecido por um período de tempo na faixa de temperatura de precipitação do carboneto secundário $(Fe,Cr)_{23}C_6$, de 425°C a 815°C a seguinte cinética se processa conforme figura 11 (SALES, 2005, p.11).

- (a) Todo o carbono difunde-se preferencialmente para os contornos dos grãos;
- (b) Devido a sua lenta difusão na temperatura de sensitização, somente o Cr das regiões vizinhas se dirige aos contornos dos grãos;
- (c) Ocorre a precipitação de carbonetos ricos em Cr e conseqüente empobrecimento de Cr numa zona fina adjacente aos contornos.

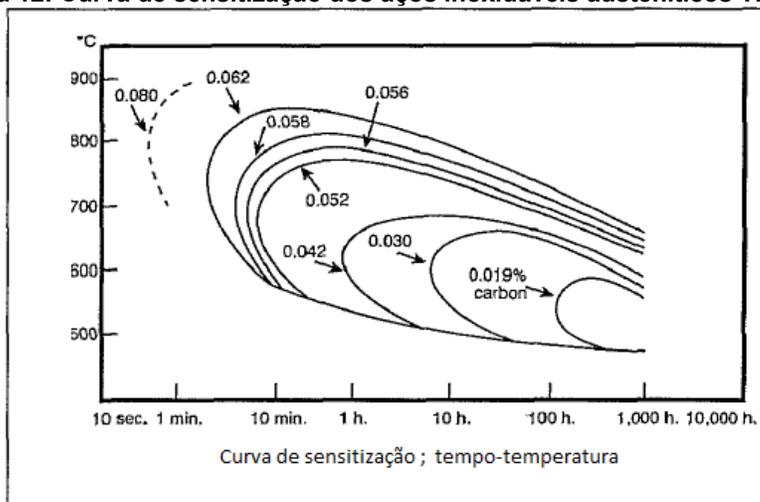
Figura 11: Cinética de sensitização



Fonte: (SALES, 2005, p.11)

A cinética de sensitização foi estudada e apresentada baseada nos estudos de Meadows e Fritz (2005). Segundo eles a sensitização é uma função do tempo, temperatura e da quantidade de carbono do aço inoxidável. A Figura 12 mostra as faixas de tempo-temperatura de susceptibilidade a sensitização com relação aos níveis variáveis de carbono.

Figura 12: Curva de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos TP 304



Fonte: (MEADOWS E FRITZ, 2005, WELDING JOURNAL)

Nota-se que a 0,062% de carbono, o inox tipo 304 sofrerá sensitização em questão de minutos na temperatura entre 648°C e 760°C, enquanto que a um teor de carbono de 0,03% será necessário cerca de uma hora antes do aparecimento de sensitização (MEADOWS E FRITZ, 2005).

A Sensitização na ZTA de aços inoxidáveis austeníticos pode ser controlada por diversos mecanismos (MEADOWS E FRITZ, 2005).

Baixa energia de soldagem durante a soldagem resultará em menos tempo de permanência na temperatura de sensitização, com isso diminuindo a probabilidade de formação desses carbonetos. Por exemplo, a sensitização raramente ocorre durante a soldagem de materiais de espessuras finas (menor ou igual a 6 mm), que envolve baixa entrada de calor (MEADOWS E FRITZ, 2005).

Aços inoxidáveis grau L (baixo carbono) de no máximo 0,03% de carbono fornece tempo suficiente para a soldagem sem o aparecimento de sensitização. Graus comuns que usam desta abordagem incluem 304L e 316L. Uma abordagem alternativa é a utilização de um estabilizado tipo 347 ou 321, estes usam adições de Ti ou Nb para proporcionar resistência à sensitização (MEADOWS E FRITZ, 2005).

Em temperaturas acima de 787°C, Nb e Ti têm mais afinidade com o carbono do que Cr, isto resulta na formação de carbonetos de Ti e Nb, que remove parte da porção de carbono disponível, minimizando assim a formação de carbonetos de Cr precipitando em baixas temperaturas (MEADOWS E FRITZ, 2005).

Se a sensitização ocorre, os carbonetos podem ser dissolvidos e as propriedades de resistência à corrosão restaurada por um tratamento de solubilização. Um ciclo típico de tratamento de solubilização para aços inoxidáveis da série 300 é composto pelo aquecimento até 1037°C seguido por resfriamento rápido. Embora esta abordagem seja muito eficaz, é prática apenas para grandes componentes, como tanques, vasos e sistemas de tubulação (MEADOWS E FRITZ, 2005).

3.3 PRECIPITAÇÃO DA FASE σ

A fase sigma é uma fase deletéria formada nos aços inoxidáveis, mais comumente nos austeníticos. Sua formação ocorre em temperaturas em torno de 800 °c após um alto tempo de exposição (em torno de 1000 h).

Quando se aborda a formação de fase σ em aços inoxidáveis comerciais, evidencia-se a interação conjunta de vários elementos de liga e das segregações e microsegregações na microestrutura do material. O enriquecimento local do Cr e formação de ferrita δ em condições de aquecimento, resfriamento ou solidificação são os principais fenômenos que favorecem a precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis austeníticos. Outros fatores de grande importância são a precipitação de outras fases intermetálicas, que, conforme o caso pode favorecer ou não a formação de fase σ (PADILHA 2002, P. 325-337).

A fase sigma em qualquer porcentagem representa uma fase deletéria, ou seja, uma fase a partir da qual os mecanismos de falha podem se propagar. A presença da fase sigma, normalmente, vem acompanhada de uma perda das propriedades mecânicas do material.

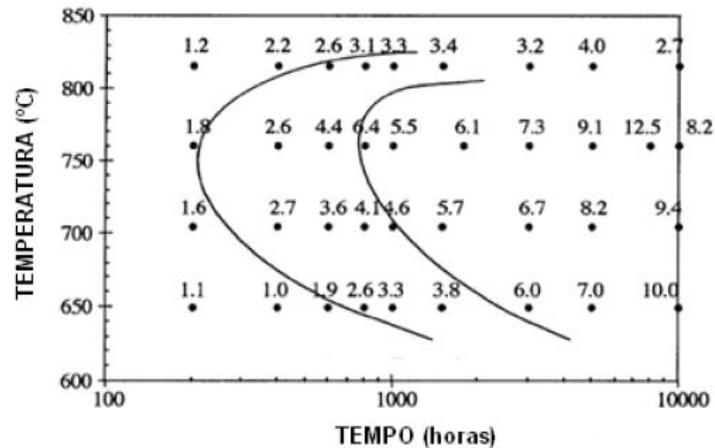
A literatura reporta que a cinética de formação da fase σ é muito lenta em aços inoxidáveis com sua estrutura austenítica. A formação de precipitados pode levar centenas ou milhares de horas. Discute-se que há três razões para isso (LAI, 1983, p.101-109).

- (i) O carbono e o nitrogênio são insolúveis na fase σ e, como consequência, esta fase é precipitada via de regra depois da precipitação de carbonetos ou nitretos;
- (ii) A fase σ , possui uma estrutura complexa (a célula unitária da fase σ possui 30 átomos) e requer formação mais lenta.
- (iii) Por ser formada por elementos que formam soluções sólidas substitucionais no aço (menores coeficientes de difusão), requer longos tempos de difusão.

Strutt, (1999, P. 355-362), estudou a precipitação da fase σ no aço inoxidável austenítico tipo 347, estabilizado com Nb. O material, que inicialmente possuía uma

microestrutura 100% austenítica após aquecimento precipitou-se fase σ , quando o material for mantido a 760°C por 200 horas. A figura 13 mostra o gráfico TTT do aço inoxidável austenítico TP 347.

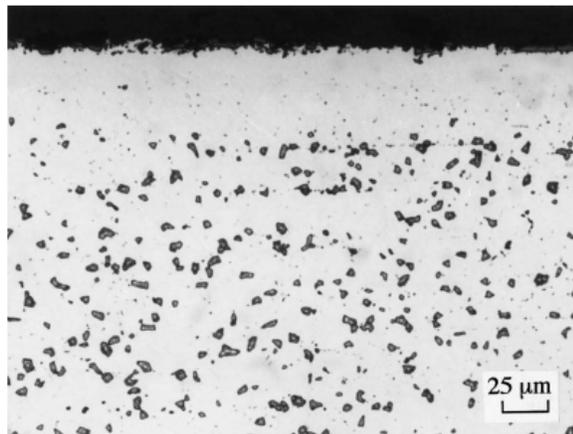
Figura 13: Curvas TTT para formação da fase σ numa chapa de 347



Fonte: (STRUTT 1999, p. 355-362)

Analisando metalograficamente observa-se que depois de 8000 horas a 760°C, a morfologia da fase σ surge coalescida em forma de plaqueta conforme ilustrado na figura 14 com uma percentagem volumétrica estimada em mais de 10%.

Figura 14: Micrografia da fase σ coalescida (plaquetas escuras)



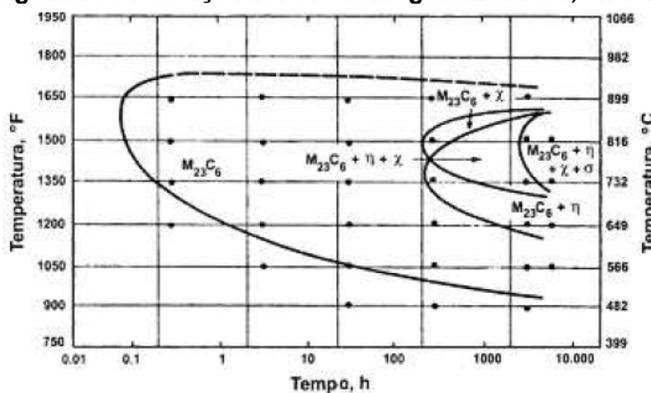
Fonte: (STRUTT, 1999, p. 355-362)

A formação de fase σ num aço inoxidável austenítico tipo 310, foi estudada por Tavares et al. (2008, p. 573-578). Os autores não apresentam diagrama TTT, mas observaram precipitação da fase σ nos contornos de grão em 210 horas à

temperatura de 600°C à 700°C tornando o material mais susceptível aos mecanismos de falha provenientes da perda de propriedade mecânica pela presença da fase sigma. Em temperaturas maiores (750°C - 800°C) ocorre um crescimento das partículas precipitadas.

Lai (1983, p. 101-109) apresentou um diagrama TTT do aço inoxidável 316 onde uniu a precipitação da fase σ , dos carbonetos $M_{23}C_6$ da fase χ e da fase Laves (μ) (Figura 15). Esse diagrama permite fazer um comparativo de cinética de formação dessas fases no aço. Por exemplo, observa-se que os carbonetos se formam antes de qualquer outra fase. A fase χ se forma em temperaturas maiores que a fase de Laves enquanto a fase σ se forma em tempo superiores a 1000 horas. Esse mesmo diagrama é usado por padrão por Folkhard (1988) e Padilha (2002) para citar a cinética de precipitação de intermetálicos nos aços inoxidáveis austeníticos tipo 316.

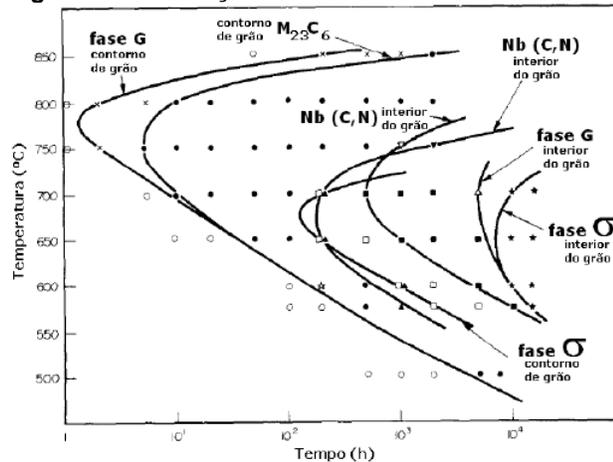
Figura 15: Diagrama TTT do aço AISI 316 homogeneizada a 1,5 h a 1260 °C



Fonte: (Lai ,1983, p. 101-109)

Powell (1988, p. 713-724), plotou um gráfico TTT de fases intermetálicas em um aço com composição típica de 20%Cr e 25%Ni, estabilizado com Nb (ver figura 16). As principais fases formadas nesse aço foram a fase G ($Ni_6Nb_6Si_7$) e carbonetos e nitretos de Nb e fase σ . A fase σ formada no contorno de grão precipitou em tempos maiores que 100 horas. Em tempos mais longos (1000 horas), a fase σ foi detectada também no interior do grão.

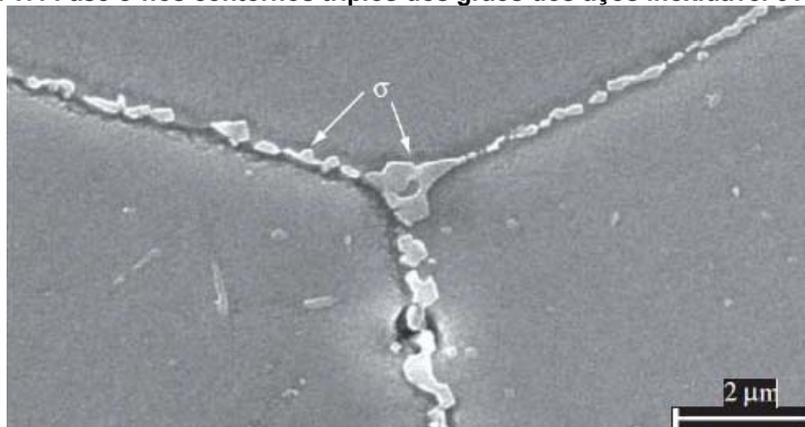
Figura 16: Diagrama TTT do aço inoxidável com 20%Cr 25%Ni e 0,7% Nb



Fonte: (POWELL, 1988, p. 713-724)

Plaut et al (2007, p. 453-460), em seus trabalhos, detectaram a presença de fase σ em amostras de 316LN (baixo carbono com nitrogênio intersticial) submetidas a fluência por 85000 horas com carregamento de 150 Mpa (megapascal) a 550°C. A fase σ foi observada nos contornos de grão, notadamente nos pontos triplos (ver figura 17). O início de precipitação foi em aproximadamente 80 horas.

Figura 17: Fase σ nos contornos triplos dos grãos dos aços inoxidável 316LN



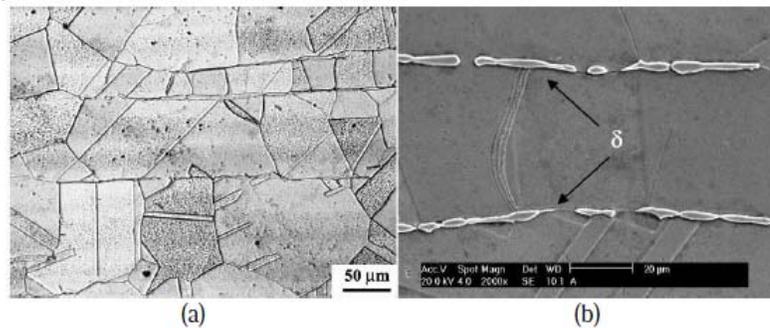
Fonte: (PLAUT et al. 2007, p.453-460)

Folkhard (1988) reporta que a difusão do Cr é a que determina a menor temperatura limite de precipitação da fase σ . Também por causa do alto potencial difusional do Cr, a precipitação da fase σ é mais rápida na ferrita do que na austenita. O efeito do carbono, por formar carbonetos no aço “rouba” Cr da matriz e pode retardar a formação da fase σ . Mas se esse carbono for retido através da

adição de elementos estabilizantes como o Nb e o Ti, seu efeito pode ser insignificante.

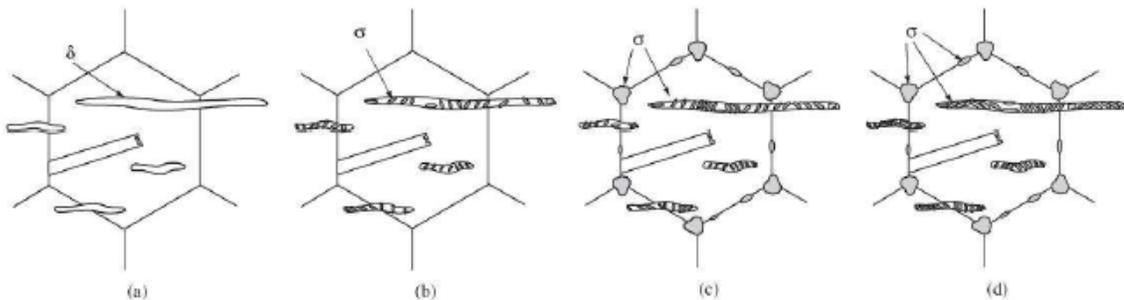
Plaut et al. (2007, p. 453-460) e Villanueva et al. (2006) abordaram o fenômeno da precipitação da fase σ no aço 316L. A ferrita δ apareceu de forma alongada e geralmente paralela à direção de laminação, como mostra a figura 18. Quando o material alcança temperaturas superiores a 550°C ocorre a formação de fase σ num mecanismo diferente do apresentado em microestrutura totalmente austenítica. Toda a ferrita δ se decompõe através de uma reação eutetóide (ferrita δ = fase σ + ferrita secundária), e não por uma precipitação contínua, como mostrado na figura 19 e figura 20. Isso ocorre porque a ferrita δ é rica em elementos facilitadores da formação da fase σ formada a partir da ferrita que é mais rica nesses elementos do que formada a partir da austenita nos contornos de grão (VILLANUEVA et al. 2006).

Figura 18: Micrografias do aço AISI 316L (a) Microscopia ótica, (b) MEV



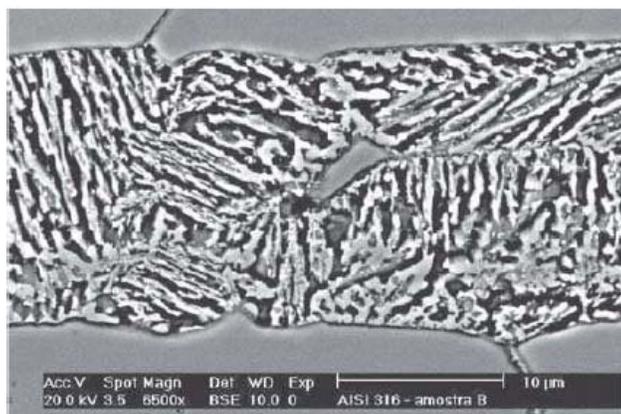
Fonte: (VILLANUEVA et al. 2006)

Figura 19: Precipitação da fase σ num aço inoxidável austenítico com ferrita δ



Fonte: (PLAUT et al. 2007, p.453-460)

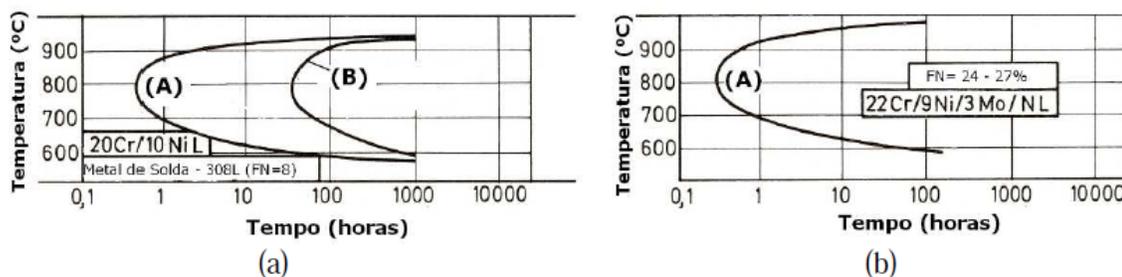
Figura 20: Precipitação da fase σ dentro da ferrita numa amostra de 316LN



Fonte: (VILLANUEVA et al. 2006)

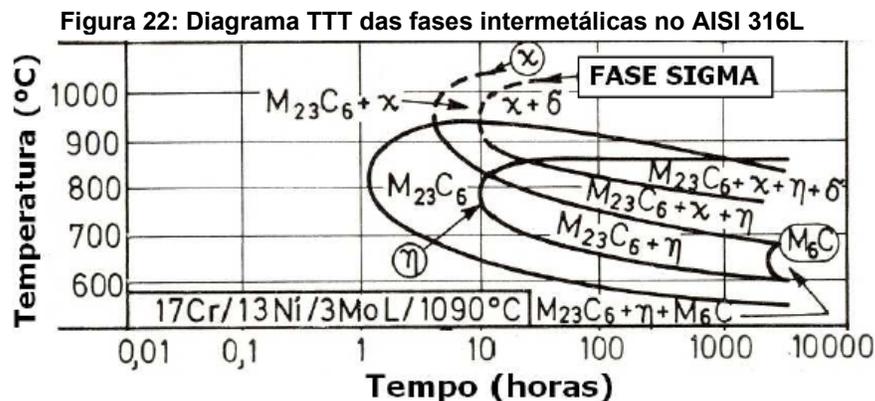
Estudos em cordões de solda do aço 318L com teor de ferrita de 8% mostraram que a precipitação da fase σ ocorre em tempos menores do que 0,3 horas a 800°C. (Ver figura 21). Já partindo da austenita, o tempo é muito superior a 30 horas. Para um aço com 24 a 27% de ferrita δ (figura 21 à direita), a formação da fase σ ocorre em menos de 10 min, tempo obviamente muito inferior ao da precipitação na matriz austenítica (FOLKHARD 1988).

Figura 21: Diagramas TTT da fase σ no AISI 308L e 22Cr-9Ni-3Mo-NL



Fonte: (FOLKHARD, 1988)

A precipitação de um aço 316L, que possui molibdênio, pode ser precedida pela formação da fase χ em temperaturas maiores, carbonetos e fase de Laves a temperaturas menores como esta mostrada na figura 22. A fase χ pode se formar antes da fase σ , que por sua vez é formada em aproximadamente 10 horas (FOLKHARD 1988).



Fonte: (FOLKHARD, 1988)

Reporta-se que a deformação a frio acelera o início de precipitação da fase σ particularmente se acontece recristalização durante o recozimento da liga. Um aumento da temperatura de recozimento, pelo contrário, reduz a precipitação de fase σ a menos que a ferrita δ seja formada no tratamento (PADILHA 2002, p. 325-337).

3.4 PRECIPITAÇÃO DE OUTRAS FASES INTERMETÁLICAS

A fase χ tem estrutura cúbica e estequiometria $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ou $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_3\text{Cr}_{13}\text{Ti}_7$. A faixa de precipitação da fase χ é relativamente mais estreita e mais alta que a fase σ (de 550°C até 900°C) e depende do teor de Mo do aço. A composição da fase χ é similar à da fase σ , mas ao contrário desta, a fase χ pode dissolver o carbono. Devido a essa propriedade, a fase χ foi classificada no passado como um carboneto do tipo M_{18}C (PADILHA, 2002, p.325-337). Curvas TTT de formação da fase χ para os aços AISI 316 e AISI 316L, foram apresentadas nas figuras 15 e 21.

A fase χ é observada precipitando nos contornos de grão, contornos de maclas incoerentes com a matriz e discordâncias, quando o material é deformado a frio. Devido à habilidade de dissolver carbono e também sua fácil nucleação, a fase χ se precipita a partir da fase σ (SONG ET AL. 1996, p.228-234). A fase χ não é tão estudada quanto a fase σ , apesar de que sua presença também pode fragilizar o aço inoxidável (PADILHA 2002, p. 325-337).

A fase de Laves é formada basicamente por dois elementos químicos e são caracterizadas por possuírem uma estrutura hexagonal compacta e estequiométrica A_2B . A fase de Laves mais presente são Fe_2Mo , Fe_2Nb e Fe_2Ti , ou uma combinação das três fases, por exemplo, $Fe_2(Mo,Nb,Ti)$ (PADILHA 2002, p. 325-337).

A fase de Laves é estável em temperaturas abaixo de $815^\circ C$ sua estabilidade depende do teor de Mo, Nb e Ti. Padilha (2002, p.325-337), afirma que um excesso de apenas 0,07% em peso de Nb elemento em relação estequiométrica necessária para formar os carbonetos de Nb, pode formar Fe_2Nb em recozimentos longos. Curvas TTT da fase Laves para os aços AISI 316 e AISI 316L foram apresentadas nas figuras 15 e 21.

Nos aços inoxidáveis austeníticos, o carbono tem pouca solubilidade na austenita e como consequência, em condições adequadas, ocorre a precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, onde M representa Cr, Fe, Mo, Ni, ou de carbonetos do tipo MC, onde M representa Ti, Nb e V. Outros carbonetos que podem se formar com menos frequência são os M_6C e M_7C_3 . O carboneto mais comum $M_{23}C_6$ tem estrutura CCC. Padilha (2002), cita que para o aço AISI 316, a composição química do carboneto precipitado foi de 63% Cr, 18% Fe, 14% Mo e 5% Ni, o que corresponde aproximadamente a $(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$.

Os locais mais favoráveis a precipitação de carbonetos são os contornos de grão, seguidos de contornos de macla e discordâncias. A precipitação dos carbonetos também pode ser favorecida por altas temperaturas de solubilização bem como deformação a frio (FOLKHARD 1988).

Normalmente, os carbonetos se precipitam mais rápidos que as fases intermetálicas por causa da alta difusividade intersticial do carbono, sendo fortemente influenciada pelo seu teor na liga. Via de regra, ocorre na faixa de 650 a $750^\circ C$ em poucos minutos, ver figura 15. Porém, se houver alguma fase intermetálica já precipitada, ocorre empobrecimento do Cr e Mo na matriz, desfavorecendo a formação de carbonetos.

A presença do carboneto é normalmente indesejável, pois sua presença é associada com o fenômeno da sensitização e consequentemente da corrosão intergranular. Por outro lado, a presença dos carbonetos nos contornos de grão pode dificultar o escorregamento dos grãos aumentando a resistência à fluência.

Os nitretos podem aparecer nos aços inoxidáveis austeníticos de duas formas: (a) nitretos primários do tipo MN (M podendo ser Zr, Ti, Nb ou V) formados

em aços estabilizados contendo quantidades residuais de nitrogênio (0,1% em peso); e (b) nitretos secundários do tipo M_2N (M podendo ser Cr ou Fe), que precipita nos aços inoxidáveis contendo teores de nitrogênio na ordem de 0,1% a 0,9% em peso (PADILHA 2002, p. 325-337).

Os nitretos MN tem a mesma estrutura cristalina que os carbonetos MC, mas são mais estáveis e normalmente não dissolvem durante a solubilização. Os nitretos podem também dissolver alguns elementos da matriz, como Fe, Cr e Ni. Os nitretos podem se precipitar em contornos de grão, dentro dos grãos e nas discordâncias. O empobrecimento de nitrogênio da matriz devido a formação dos nitretos pode desestabilizar a austenita, favorecendo a formação de ferrita δ e precipitação de outras fases intermetálicas, por isso sua presença nos aços inoxidáveis austeníticos é na maioria das vezes prejudiciais.

4 MECANISMOS DE FALHAS

4.1 CORROSÃO INTERGRANULAR EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENITICOS

Para os elementos Nb e Ta, tornarem-se integralmente efetivos quanto à imunização ao ataque intergranular através da precipitação de carbonetos tipo $(Nb,Ta)C$, é recomendável que o material seja submetido , na condição de novo solubilizado ou após processamento em temperaturas de solubilização de carbonetos NbC , ao tratamento térmico de estabilização (*stabilizing anneal* ou *stabilization heat treatment*, requisito suplementar opcional na norma de fabricação ASTM) (ASTM, 2003; ASTM, 1988). Este tratamento consiste basicamente em manter o material solubilizado em um patamar de temperatura de 845 a 910 °C por até 5 horas, dependendo da espessura da seção. Pode ser seguido de um breve alívio de tensões a 705 °C, sem prejuízo por precipitações de carbonetos de Cr (SALES, 2005, p. 14).

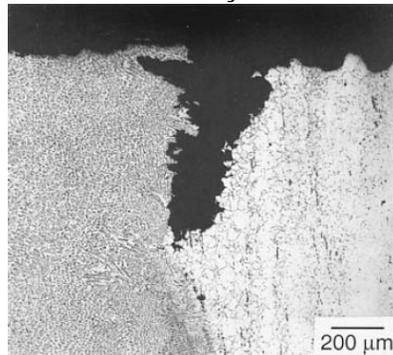
Embora estabilizados, os aços inoxidáveis austeníticos, como 321 e 347 não são susceptíveis na condição soldada, eles podem ser susceptíveis a um tipo

diferente de ataque de corrosão intergranular, chamado ataque de gume de faca. (FONTANA, 1978)

Este ataque é causado pela precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão, contudo difere de duas maneiras em comparação com o modo normal de fragilização. Primeiro, o ataque gume de faca ocorre em uma linha estreita na região imediatamente adjacente à soldagem. A segunda diferenciação é que só ocorre em aços inoxidáveis austeníticos estabilizados (FONTANA, 1978).

A figura 23 mostra o ataque gume de faca ao lado do metal de solda num aço inoxidável 321.

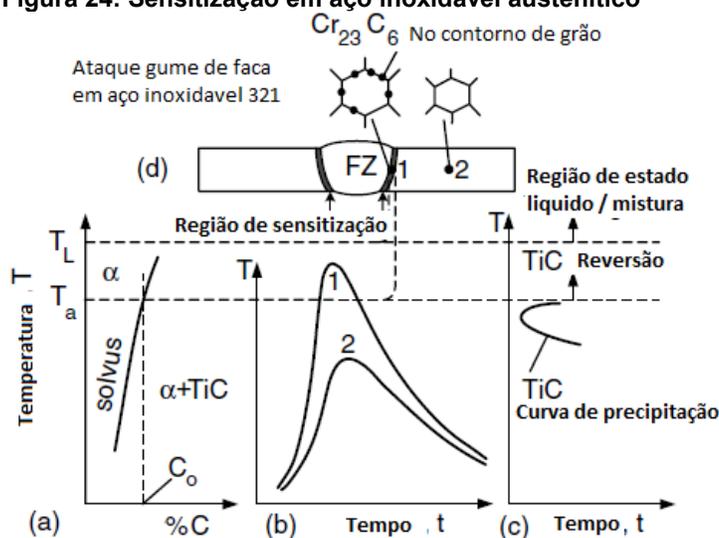
Figura 23: Ataque gume de faca em um aço inoxidável austenítico estabilizado



Fonte: (FONTANA, 1978)

A ocorrência do ataque gume de faca em aços inoxidáveis austeníticos estabilizados pode ser explicada com a ajuda dos ciclos térmicos durante a soldagem, como mostrado na figura 24 (KOU, 2003, p.441-443).

Figura 24: Sensitização em aço inoxidável austenítico



Fonte: (KOU, 2003, p.441-443)

A posição 1 é muito próxima do limite de fusão e, portanto, é submetida a uma temperatura de pico elevado e uma taxa de resfriamento também elevada durante a soldagem (KOU, 2003, p.441-443).

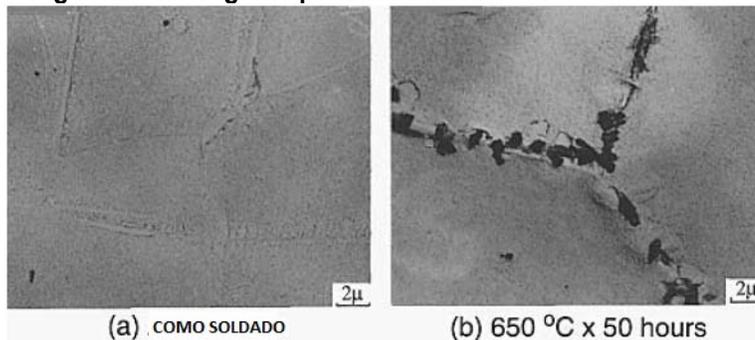
Uma vez que o pico de temperatura está acima da temperatura de Ti solvus, os carbonetos de Ti dissolvem nesta área. Devido à taxa de resfriamento rápida através da sua temperatura de precipitação os carbonetos de Ti não reprecipitam durante o resfriamento, deixando assim abundância de átomos de carbono livres nesta área (KOU, 2003, p.441-443).

Quando a solda é reaquecida na faixa de temperatura de precipitação de carbonetos de Cr, isso devido a multipasses ou tratamentos térmicos, os carbonetos de Ti não se formam sensivelmente, uma vez que o nível de temperatura não é suficiente, logo, os carbonetos de Cr precipitam nos contornos de grão, e esta área torna-se suscetível ao ataque de corrosão intergranular. Na posição 2, no entanto, não é suscetível devido à sua baixa temperatura de pico (KOU, 2003, p.441-443).

Devido ao alto gradiente de temperatura perto do limite de fusão (especialmente para aços inoxidáveis austeníticos, devido à baixa condutividade térmica) e necessidade de altas temperatura para ocorrer a formação de carbonetos de Ti, a região de formação destes durante a soldagem torna-se muito pequena. Como resultado, a corrosão intergranular ocorre subsequentemente numa faixa muito estreita, adjacente ao limite da zona fundida, e, assim, a configuração em linha chamada de ataque gume de faca (KOU, 2003, p.441-443).

A figura 25 mostra as micrografias eletrônicas de transmissão na área imediatamente fora do limite de fusão de um aço inoxidável 347. A precipitação de carbonetos de Cr é claramente visível nos contornos de grão após a soldagem e sensibilizado após tratamento térmico a 650°C durante 50 h (IKAWA et al, 1978, p.28).

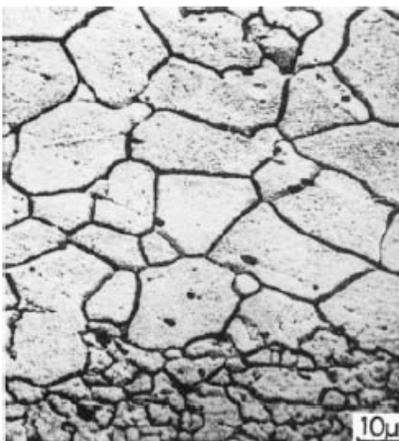
Figura 25: Micrografia próxima a linha de fusão no AISI 347



Fonte: (IKAWA et al, 1978, p.28)

A figura 26 mostra o ataque por corrosão intergranular na mesma área por um líquido corrosivo por 15 h.

Figura 26: Corrosão intergranular próximo à linha de fusão do AISI 347



Fonte: (IKAWA et al, 1978, p.28)

Se o material foi originalmente tratado por estabilização, pode-se, em geral, evitar a corrosão gume de faca, através da redução da quantidade de calor fornecida à junta. Assim, a zona de ligação da solda tende a apresentar taxas de resfriamento bastante elevadas, não permitindo a dissolução significativa dos carbonetos NbC. A solução mais completa é utilizando o tratamento térmico de estabilização pós-soldagem, ou seja, aliviar a 910 °C e então resfriar (IKAWA et al, 1978, p.28).

Como também visto acima, no caso de já haver ocorrido precipitações indesejadas intensas, é necessário solubilizar a uma temperatura entre 1065°C e 1120°C, em seguida estabilizar a 910°C e então resfriar. Promove-se a redissolução de carbonetos de Cr precipitados em contorno de grão, transforma-se a fase σ de volta em ferrita, homogeneízam-se os teores de elementos passivadores e promove-se a reprecipitação de fases secundárias NbC que contribuem para a resistência à corrosão do material.

4.2 FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Para os aços inoxidáveis austeníticos a permeabilidade e a difusividade do hidrogênio são relativamente baixas e a solubilidade é relativamente alta quando comparada com outros materiais, particularmente os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, que devido à alta fugacidade do hidrogênio, tornam-se mais susceptíveis que os austeníticos resistentes a fragilização por hidrogênio (HE). É implícito que a deformação plástica é requerida para a HE, sendo isso atribuído a movimentação do hidrogênio pelas discordâncias para os sítios de ancoramento, nos quais as trincas são nucleadas (FERREIRA, ROBERTSON, BIRNBAUM, 1996).

A quantidade de hidrogênio requerida para a fragilização dos aços inoxidáveis austeníticos depende da composição da liga, microestrutura, meio, presença de entalhes, levando em consideração a geometria e a metodologia de ensaio de ataque do hidrogênio (BARDAL, 2004).

Aumentando a composição do teor de Cr e Ni os aços inoxidáveis austeníticos reduzem a probabilidade de falha sob certas condições. Existe um percentual crítico de Ni (10-12%) acima do qual os aços inoxidáveis austeníticos são muito menos susceptíveis a HE. Por causa desse faixa de Cr e Ni é possível que os lotes de, por exemplo, 316 tenham diferentes susceptibilidades, logo se recomenda a compra de aços inoxidáveis com alto Cr e Ni e baixo carbono (WOODTLI, KIESELBACH, 1999).

4.3 FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM SOLDAS DE AÇO INOXIDÁVEL

As amostras soldadas com processos autógenos são, apenas, um pouco mais susceptíveis a HE do que o próprio metal de base. Evidências preliminares mostram que a solda não pode ser mais susceptível do que o metal de base. A presença de ferrita δ em soldas austeníticas é um fator em potencial para a HE. Para amostras sensibilizadas aumenta-se muito a susceptibilidade a HE (THOMPSON, BERSTEIN, 1974).

As soldas de aços austeníticos contêm um percentual de ferrita δ , esta fase ajuda a diminuir a susceptibilidade do material a sofrer trinca a quente e falhando em parte devido a presença de hidrogênio. O papel da ferrita δ no mecanismo de trinca em ambientes hidrogenados ainda está em discussão, apesar de ter sido estudado por vários pesquisadores (THOMPSON, BERSTEIN, 1974).

Thompson e Berstein (1974) reportam que a diminuição da ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 309, quando expostos ao hidrogênio, ocorreu sem a influência da ferrita δ presente na microestrutura. Tyson (1984) notou que a ferrita δ não apresentou influência na fratura do 316L ou 347. Buckley (1993) avaliou o efeito da ferrita δ na fragilização do 304L por hidrogênio e ele conclui que, apesar do grau de fragilização ter aumentado diretamente com a ferrita δ na microestrutura tratada termicamente o aumento é consideravelmente menor do que a fragilização por hidrogênio em toda a estrutura austenítica.

Brooks e West (1981) estudaram o efeito do hidrogênio sobre o comportamento das tensões em dois aços inoxidáveis austeníticos da série 300 e duas ligas nitrogenadas. Eles concluíram que, em materiais com baixa energia de falha de empilhamento (SFE), o modo da fratura mudou do tipo dúctil para uma mistura entre dúctil e frágil. Para altos valores de SFE a perda de ductilidade foi menor, sem mudança do modo de fratura. Variando a quantidade de ferrita entre aproximadamente 1 a 10% sem efeito significativo.

Resultados em metal de solda do tipo 347 indicaram uma perda de ductilidade com o aumento da ferrita δ . O efeito da ferrita δ até 12% sobre a absorção de hidrogênio desses tipos de metal de solda não é tão claro (OHNISHI et al. 1977).

Devido à possibilidade de altas tensões localizadas é recomendado que nas áreas soldadas sejam tratamentos térmicos para alívio de tensões e um efetivo

controle de dureza das soldas e das regiões termicamente afetadas pela soldagem. Portanto, é fundamental evitar ou minimizar tais problemas com bases nas diretrizes preconizadas na norma NACE 0175 (2003).

A NACE 0175 (2003) é a norma regulamentadora para seleção de materiais e seus requerimentos para serviço em ambientes que contem H₂S em produção de óleo e gás. Esta norma também define valor de parâmetro de dureza no qual o material tem que ter para resistência a fragilização por hidrogênio ou corrosão sob tensão devido ao hidrogênio. Esse tipo de medição é feito normalmente após fabricação na ZTA

4.3.1 Fragilização por hidrogênio em soldas *overlay* de aços inoxidáveis austeníticos

D. Hardie, Xu, Charles e Wei (2004), fizeram um estudo sobre o comportamento de soldas de *overlay* quanto à fragilização por hidrogênio. Neste experimento eles utilizaram um metal de base 2,25Cr-1Mo com uma camada de transição de 309 e uma após de 347. Todas as soldas depois de completadas tiveram um tratamento térmico entre 650°C e 675°C. As amostras foram hidrogenadas com H₂S.

Este autores observaram claramente que o aço inoxidável austenítico 347 foi mais sensível ao hidrogênio, pois fraturas frágeis ocorreram nessa região. Isso se deve ao fato da formação de martensita para esta liga ocorrer em temperaturas mais baixas do que para o 309, conforme mostrado na tabela 4.

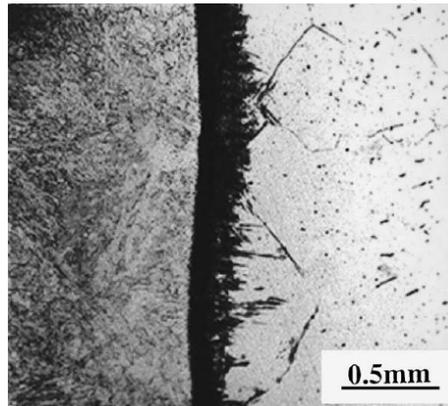
Aço	Fonte	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cr _{equ}	Ni _{equ}	M _{d30}
347	Weld	0.02	0.40	1.78	0.002	0.007	18.5	10.5	0.13	18.9	12.0	30.1
309	Weld	0.01	0.45	1.92	0.002	0.005	23.4	13.4	0.07	24.4	14.7	-60.5
347	H-ator	0.02	0.35	1.68	0.002	0.022	19.5	10.0	0.13	20.9	11.6	22.4
309	H-ator	0.01	0.42	1.93	0.002	0.025	21.7	11.15	0.07	22.6	12.4	-15.6
347	Bar	0.05	0.38	0.54	0.014	0.023	17.5	9.35	0.28	18.7	11.2	48.3
309	Bar	0.08	0.52	1.81	0.012	0.023	22.89	14.05	0.18	24.2	17.4	-93.8

$$M_d = 413 - 462(C + N) - 9.2(Si) - 8.1(Mn) - 13.7(Cr) - 9.5(Ni) - 18.5(Mo).$$

Tabela 4: Composição, cálculo do Ni (eq) e Cr (eq) e temperatura para formação da martensita
Fonte: (HARDIE,XU, 2004)

O aumento do tempo de carregamento levou ao aparecimento de falha no limite entre a baixa liga e o aço inoxidável, ver figura 27, possivelmente por causa da formação de martensita como um resultado da difusão do carbono.

Figura 27: Estrutura martensítica na interface entre o aço baixa liga e o AISI 309



Fonte: (HARDIE, XU, 2004)

O estudo citado apresentou os seguintes resultados:

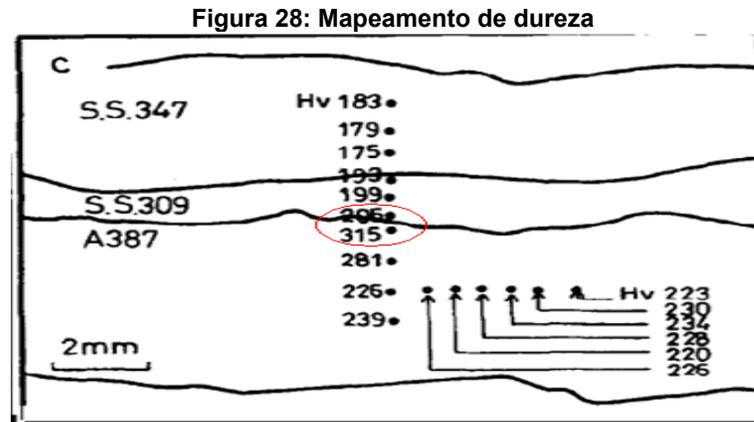
- a) A resistência do 309 à fragilização por hidrogênio foi considerada estável em relação à austenita e resistente a transformações martensíticas;
- b) Maior susceptibilidade dos aços inoxidáveis 347 à fragilização por hidrogênio.

Foi observado um pico de dureza na interface, por L. W. Tsay et al. (1998), em um experimento similar onde este mapeou a dureza ao longo de todo *overlay* conforme figura 28.

Foram utilizados por L. W. Tsay et al (1998), os seguintes parâmetros e materiais para a soldagem e mapeamento da dureza.

- Material: ASTM 387
- Espessura (e): 13 mm
- Composição química: 2,25Cr; 0,93Mo; 0,34Si; 0,58Mn; 0,11C; 0,01P; Fe
- Eletrodos: E 309-16 (24Cr; 13Ni); E347 – 16 (19Cr-10 Ni-0,7Nb)
- Processo de soldagem: Mag
- Parâmetros de soldagem:
- Tipo A: I: 100 A; V: 24 V; v_s : 165mm/min
- Tipo B: I: 110 A; V: 25 V; v_s : 150mm/min

- Tipo C: 309 (100 A; V: 24 V; Vs: 165mm/min) e 347 (110 A; V: 25 V; vs: 150mm/min)



Eles observaram que os picos de dureza ocorreram nas regiões adjacentes entre o aço de baixa liga e o 309.

4.3.2 Influência da ferrita δ na fragilização por hidrogênio

Perez, Tunes e Garcia (1982), estudando as soldas de 304L com diferentes níveis de ferrita, observaram pequena quantidade de ferrita δ (em torno de 5%) que aumentou a susceptibilidade do metal de solda à fragilização por hidrogênio.

Luppo, Hazarabedian e Garcia (1997), propuseram um estudo para avaliar a susceptibilidade das soldas de aços inoxidáveis austeníticos a fragilização por hidrogênio.

Três tipos de solda foram feitos com metais de adição tipo 310, 308 e 312 austeníticos no processo TIG em 5 mm de espessura no metal de base tipo 304 numa junta tipo "V". As composições químicas desses metais de adição estão indicadas na tabela 5. (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Solda	Cr	Mn	Ni	C
Baixa ferrita	20±0,1	1,70±0,02	12,1±0,1	0,087±0,001
Media ferrita	18,5±0,1	2,06±0,02	11,0±0,1	0,0351±0,0002
Alta ferrita	22,3±0,1	1,67±0,02	9,5±0,1	0,062±0,001

Tabela 5: Composição química do consumível de soldagem

Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Os níveis de ferrita foram medidos com um indicador de ferrita chamado Magne-gage (Foster Model 1053) e verificado o número de ferrita (NF), conforme tabela 6.

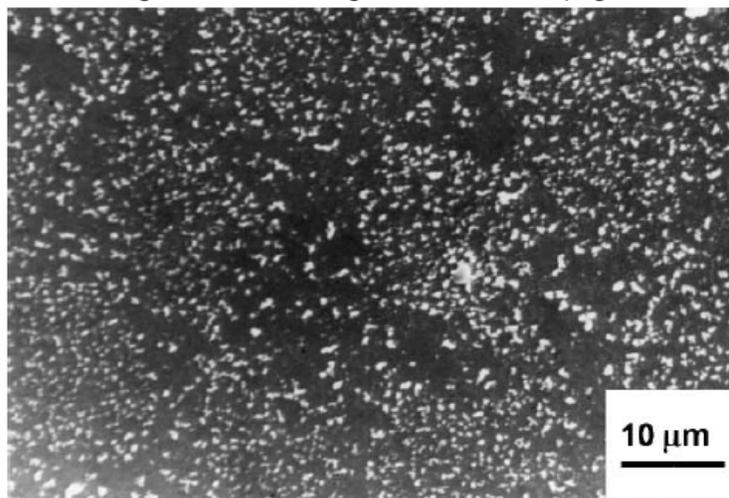
Zona fundida	Metal de adição	NF
Baixa ferrita	310	0 -2
Media ferrita	308	8
Alta ferrita	312	25-30

Tabela 6: Soldas usadas nesse estudo

Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Após exposição da solda a substâncias hidrogenadas, na zona fundida com baixa ferrita na microestrutura (310), foi observado um acúmulo de hidrogênio dentro dos grãos austeníticos conforme figura 29.

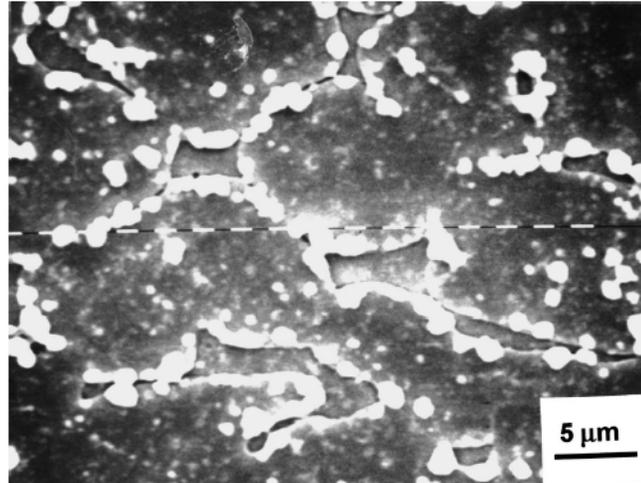
Figura 29: Hidrogênio dentro dos grãos austenítico (regiões sem ferrita)



Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Na zona fundida de média, alta ferrita e baixa ferrita (308, 312 e 310), nas regiões aonde a ferrita é uma fase contínua foi observado hidrogênio na interface entre fases ferrítica e austenítica conforme figura 30.

Figura 30: Hidrogênio na interface da fase ferrítica e austenítica nas soldas de 310, 308 e 312



Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Ensaio de dobramento foram executados por Luppo, Hazarabedian e Garcia (1997) e foram obtidos os seguintes resultados:

- Na zona fundida de baixa ferrita (310), houve propagação de trincas transgranulares e algumas intergranulares foram observadas.
- Nas regiões com ferrita foram observadas trincas na região ferrítica e na interface entre a ferrita e a austenita. Foi observada também a diminuição das trincas transgranulares na austenita em comparação com a amostra não hidrogenada.
- Nas amostras com média e alta ferrita (308 e 312), foram observadas trincas na ferrita e na interface entre a ferrita e a austenita e trincas na região austenítica não foram encontradas.

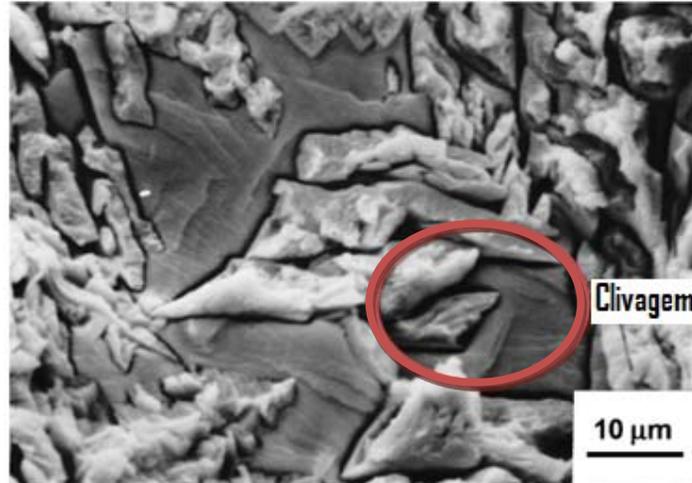
Ensaio de tração foram executados e obtiveram os seguintes resultados:

Para baixa ferrita testada em H₂S, não houve diferença observada entre o modo de fratura transgranular e intergranular em comparação a amostras não hidrogenadas.

Para média e alta ferrita testadas em H₂S houve diferença observada no modo de fratura. Conforme figura 31, a fase escura na micrografia eletrônica é a ferrita e a fase clara a austenita.

A fratura consiste em clivagem separada por áreas pela austenita em volta, e trincas secundárias na ferrita.

Figura 31: Modos de fratura para média e alta ferrita no ensaio de tração



Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

A partir dos resultados encontrados, Luppo, Hazarabedian e Garcia (1997) fazem algumas discussões. Quando a ferrita não é uma fase contínua, como em soldas de baixa ferrita, o hidrogênio tem uma baixa difusividade no material. Soldas de baixa ferrita mostraram diferentes comportamentos de acordo com a região e a quantidade de ferrita. Nas regiões sem ferrita δ , sítios de trinca são produzidos devido ao dobramento de amostras hidrogenadas em regiões de segregação do hidrogênio (dentro do grão austenítico). Então, se não existe ferrita para agir como um pequeno circuito para a difusão do hidrogênio, é interessante notar que trincas transgranulares nas soldas de baixa ferrita parecem morfologicamente similares a trincas transgranulares em metais de base totalmente austeníticos. Portanto, nas regiões aonde existe ferrita, o comportamento da austenita em baixa ferrita é similar para as soldas de média e alta ferrita.

Uma adicional consideração para materiais austeníticos é o efeito descrito como energia de falha de empilhamento (SFE) sob a redução de área (*RA loss*) conforme tabela 7.

Solda	RAo (%)	RAh (%)	RA loss (%)
Baixa ferrita	73	54	26
Media ferrita	77	50	35
Alta ferrita	64	30	53

Tabela 7: Relação entre a quantidade de ferrita e a diminuição da área em amostras ensaiadas por tração com e sem hidrogênio

Fonte: (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997)

Materiais que deformam via mecanismo de escorregamento planar (baixo SFE) mostram mais perda de ductilidade para uma dada concentração de hidrogênio quando comparados com um material que deforma por escorregamento transversal (alto SFE) (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997).

A presença da ferrita em alta quantidade não somente aumenta a susceptibilidade ao hidrogênio, mas, também, modifica a forma na qual o hidrogênio fragiliza o material. Sob as mesmas condições, para duas amostras que apresentam o mesmo tipo de deformação, isto é similar SFE, o hidrogênio produz efeitos diferentes. Em amostra sem ferrita, a austenita fratura por clivagem, mas na amostra com ferrita formando uma fase contínua, a austenita fraturou dúctil então, o SFE não é um requerimento essencial para a fragilização por hidrogênio das soldas austeníticas quando a ferrita é uma fase contínua (LUPPO, HAZARABEDIAN, GARCIA, 1997).

5 MATERIAIS E METODOS

O material usado para a realização dos experimentos neste estudo foi o aço inoxidável austenítico tipo 347. Este material é habitualmente utilizado para fabricação de linhas de caldeira por apresentar resistência a alta temperatura e usado como revestimento interno em equipamentos de aço baixa liga submetidos também a altas temperaturas na presença de hidrogênio. Quando Tubulações e equipamentos apresentam defeitos, os reparos são realizados em campo ou durante a fabricação. Vale ressaltar que não existe um padrão ou norma geral quanto a quantidade de reparos permitidos. Na prática, seguem-se os padrões de norma da empresa Petrobrás que recomenda no máximo dois reparos para tubulações de aço carbono. Conforme revisão bibliográfica, não há essa mesma regra para os aços inoxidáveis austeníticos, sendo este campo do conhecimento um espaço aberto para novos estudos, e que será avaliado nesta dissertação aqui utilizando um conjunto de ensaios para avaliar o desempenho da zona termicamente afetada quando submetido a soldagem e sucessivos reparos.

Os experimentos consistem na soldagem de corpos de prova de aço inoxidável austenítico tipo 347, submetidos a ensaios para determinar a quantidade de reparos que pode ser feito sem que haja perda de propriedades mecânicas e metalúrgica.

Foram soldados dez (10) corpos de prova enumerados de um à cinco, com suas replicações de seis à dez, considerando a soldagem e quatro (04) reparos feitos.

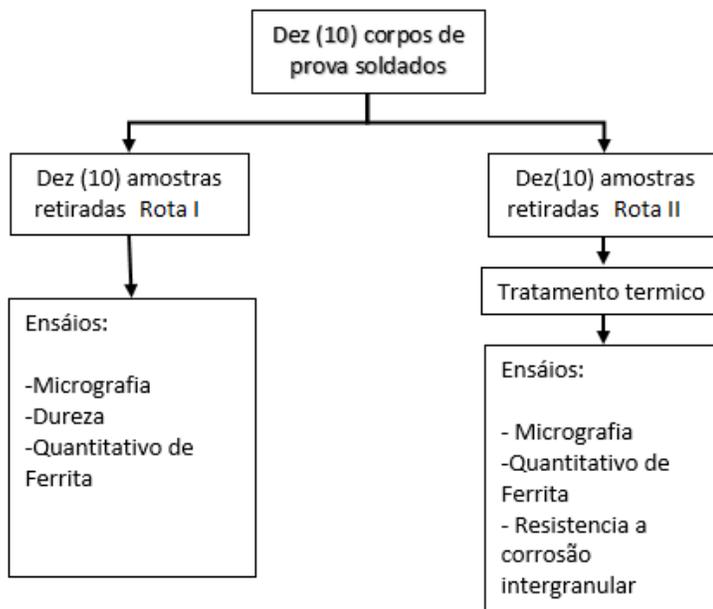
As soldagens feitas foram autógenas obedecendo ao número de passes propostos na tabela 8.

CORPOS DE PROVA	CAMADAS DE SOLDA	TIPO
CP 01 - CP 06	6	SOLDA SEM REPARO
CP 02 - CP07	9	SOLDA + 1 REPARO
CP 03 - CP 08	12	SOLDA + 2 REPAROS
CP 04 - CP 09	15	SOLDA + 3 REPAROS
CP 05 - CP 10	18	SOLDA + 4 REPAROS

Tabela 8: Definição dos corpos de prova por tipo

Após soldagem foram retiradas amostras as quais foram submetidas a ensaios obedecendo as rotas I e II conforme fluxograma da figura 32.

Figura 32: Fluxograma de ensaios



A rota I simula uma tubulação nova submetida a reparos durante a fabricação e a rota II simula uma tubulação sendo reparada e após esta etapa e submetida a condições de serviço, além disso representa, também, o comportamento de um revestimento interno associado ao tratamento térmico de um costado de equipamento de aço baixa liga, considerando em todas as situações que o material do revestimento interno e da tubulação é de aço inoxidável austenítico tipo 347.

5.1 ELABORAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram confeccionados a partir de uma seção de tubo novo, eles foram cortados no sentido do comprimento da circunferência em máquina serra-fita (a frio). As suas dimensões foram definidas com espessura de 9,2 mm, largura de 60 mm e comprimento de 200 mm conforme figura 33.

Figura 33: Retirada do corpo de prova a partir de uma seção de tubo



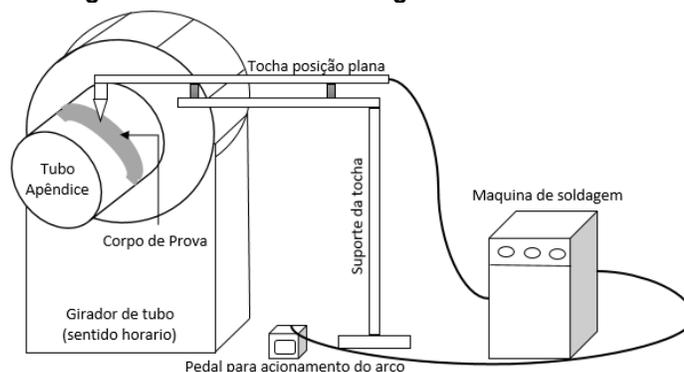
5.2 SOLDAGEM

As soldagens deste experimento foram executadas de acordo com a instrução de soldagem seguindo as variáveis definidas na ASME div. IX, norma de projeto de tubulações ASME B 31.3 e norma Petrobrás N – 133K.

Os corpos de prova foram soldados na posição plana e foram descartadas 1” (polegada) de solda em cada extremidade considerando que nessa região haja instabilidade do arco ou modificações microestruturais em função de variações do regime térmico ou devido ao corte.

De acordo com a EPS (Especificação do processo de soldagem) os parâmetros elétricos (corrente e tensão) poderiam variar em 10% dos valores de máximo e mínimo estabelecidos. Esta variação é permitida na ASME Div.IX.

Para manter os parâmetros de soldagem dentro do requerido pela EPS e a repetibilidade da soldagem sem que houvessem interferências relacionadas a variação do comprimento do arco, a soldagem foi feita utilizando um conjunto composto por uma mesa posicionadora responsável por girar o tubo mantendo a velocidade constante durante a soldagem e paralelamente utilizou-se uma haste de sustentação para manter a tocha TIG no ângulo necessário a soldagem. Durante o processo o arco foi aberto com sistema de alta frequência disponibilizado na fonte de soldagem. Os corpos de prova foram ponteados em um tubo apêndice de aço inoxidável austenítico conectado a mesa posicionadora conforme está ilustrado de forma esquemática na figura 34.

Figura 34: Sistema de soldagem utilizado

Durante o processo de soldagem os valores dos parâmetros médios utilizados estão registrados na tabela 9.

Corrente média	Tensão média	Temp. interpasse	Vel. De soldagem
133,11 A	12,38 V	109,72 °C	5 mm/s

Tabela 9: Parâmetros de soldagem

A fonte de soldagem utilizada foi uma inversora com capacidade máxima de 350 A com cabo de comando e fonte de alimentação de 220,380 e 440 V pesando 25 Kg de marca comercial Miller e sistema de acionamento de arco por alta frequência conforme modelo da figura 35.

A tocha GTAW utilizada para soldagem foi sem refrigeração. Na soldagem autógena não foi utilizado gás de proteção, considerando-se que o objetivo era a análise da ZTA e não do metal de solda. Na figura 35 abaixo esta apresentada a fonte de soldagem utilizada.

Figura 35: Fonte de soldagem usada

Seguindo os padrões definidos pela norma de projeto ASME B31.3, a temperatura interpasse para o aço inoxidável austenítico TP 347 é de, no máximo, 150 °C. Essa temperatura foi controlada através de um equipamento de medição chamado pirômetro de contato conforme ilustrado na figura 36. O equipamento usado foi fabricado pela empresa Rayter, modelo Raymat -4, faixa de escala de -18 °C à 275 °C e resolução de 0,2 °C.

Figura 36: Pirômetro modelo Raymat-4



5.3 TRATAMENTO TERMICO

5.3.1 Simulação de aquecimento nas condições de serviço

Para a simulação de aquecimento nas condições de serviço das amostras foi montado um forno a partir de uma estrutura metálica em forma de cubo. Em seu entorno foram inseridas mantas de isolamento térmico de lã de rocha e ao fundo serpentinas de aquecimento ligadas a uma controladora que registrou o comportamento da temperatura ao longo do aquecimento, gerando uma carta gráfica do processo.

Segundo Kina (2008) os aços inoxidáveis austeníticos estabilizados como o 347 trabalham numa faixa de temperatura entre 400°C e 800°C seja para equipamentos ou tubulações. Além disso os aços inoxidáveis TP-347 também são usados como revestimento interno de equipamentos que podem sofrer, conjuntamente, em função de reparos, um tratamento térmico conforme requerimentos do código ASME de 690°C durante 25 horas. Usando essas referências e trabalhos feitos por Tyson (1984) que submeteu esse tipo de material a

uma médias de 30 horas de aquecimento na temperatura de 690°C definiu-se que os parâmetros de aquecimento fosse 700°C durante 30 horas.

Este parâmetro foi controlado por dois termostatos. Esses termostatos são do tipo E, formados por fios de chromel podendo medir continuamente de -200°C à 870°C. O esquemático do forno está representado nas figuras 37 e 38.

Figura 37: Esquemático do forno construído



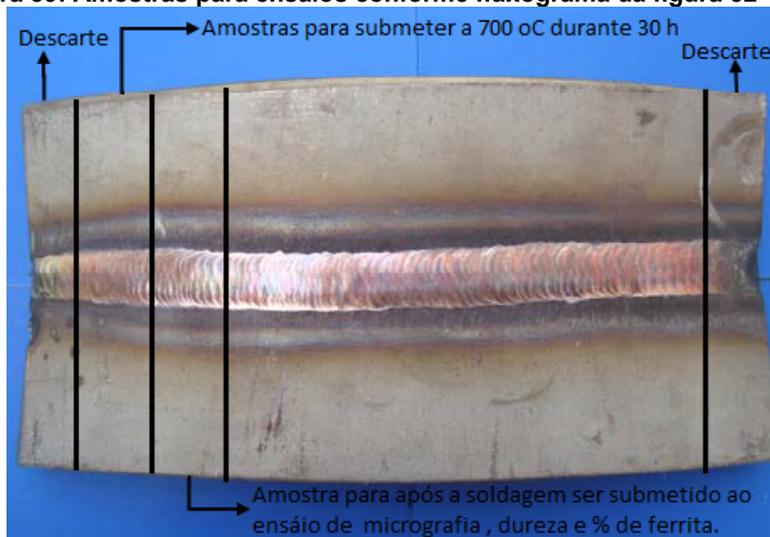
Figura 38: Esquemático do forno durante o aquecimento



5.4 EXPERIMENTOS

Para os experimentos foram retiradas amostras de cada corpo de prova conforme tabela 07 e ilustradas na figura 39 abaixo. A partir do corpo prova foi descartado vinte e cinco milímetros (25 mm) de cada lado em função da estabilidade de arco que ocorre na entrada e saída da tocha. A partir disso foram retiradas duas amostras que seguiram as rotas I e II conforme fluxograma da figura 32.

Figura 39: Amostras para ensaios conforme fluxograma da figura 32

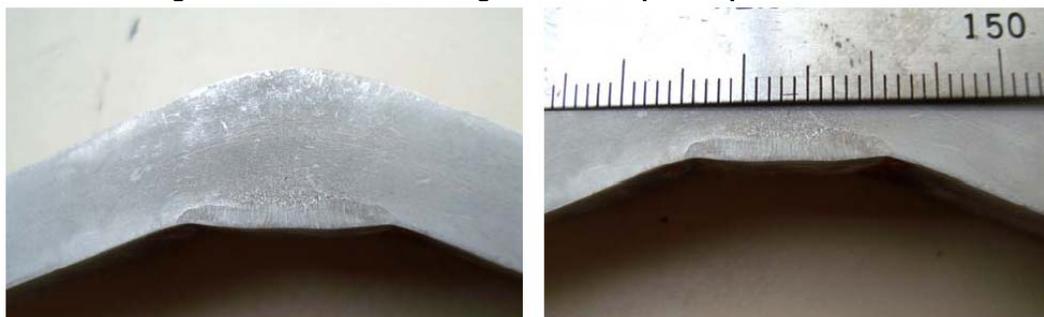


5.4.1 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza foi executado utilizando um durômetro de marca Reicherter, escala brinell e carga e 10 kgf.

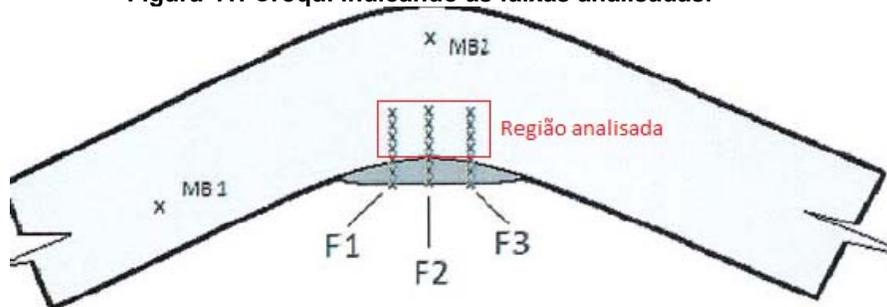
Inicialmente os corpos de prova foram submetidos a uma macrografia, para identificação da região fundida, ZTA e metal de base. Conforme figura 40.

Figura 40. Padrão de macrografia dos corpos de prova soldados



A seção do cordão de solda tem dimensões medias de 16 mm de largura e com penetração de 2,5 mm. A solda e sua região adjacente foram divididas em três (3) faixas para analise (F1, F2, F3) conforme figura 41.

Figura 41: Croqui indicando as faixas analisadas.



As faixas F1,F2,F3 foram puncionadas nos corpos prova para uma identificação visível durante o ensaio conforme figura 42.

Figura 42: Faixas de análise puncionadas nas amostras



Após a medição dos valores de dureza, estes devem ser comparados com o valor máximo de dureza permitido pela norma NACE 0175 (2003, tabela 6) a qual define um valor igual a 220 HB como limite para os serviços aonde existem a presença de H₂S (ácido sulfídrico).

5.4.2 Medição de ferrita

A medição de ferrita foi realizada com um equipamento chamado ferritoscópio. Este equipamento pode medir em % de ferrita ou em FN (unidade para medição de ferrita). O equipamento para medição de ferrita está representado na figura 43.

Figura 43. Ferritoscópio utilizado na medição
FERITSCOPE® FMP30

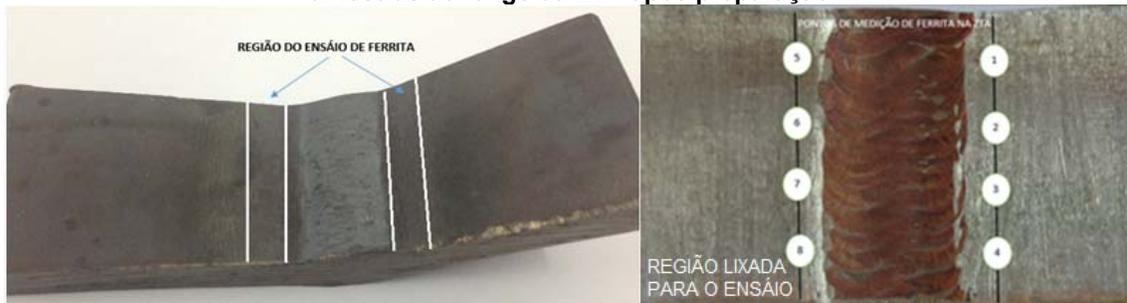


O equipamento para medição de ferrita utilizado foi o FMP30. Este é usado para determinar o quantitativo de ferrita em aços inoxidáveis austenítico ou duplex, que tem capacidade de vinte e mil leituras (2000) e estas podem ser combinadas em até quatrocentos (400) blocos.

O método de medição é feito por indução magnética. As condições para medição ocorreram em torno de 22°C considerando as condições especificadas entre 10°C e 40°C. A distância mínima estabelecida entre as medições foi de 25 mm conforme recomendado pelo fabricante do equipamento.

As medições de ferrita ocorreram nas regiões da zona termicamente afetada (ZTA) das amostras. Foram tomadas medições em oito pontos, sendo quatro em cada lado da solda. O esquemático está representado na figura 44.

Figura 44: (a) Região de medição da ferrita antes da preparação. (b) Pontos medidos nas amostras ao longo da ZTA após preparação



5.4.3 Micrografia

Após soldagem dos corpos de prova e após submetidos a aquecimento, foram retiradas amostras para submetê-las a análise da microestrutura, para isso recorreu-se ao microscópio ótico depois de preparar as amostras que foram lixadas e polidas com pasta de diamante com granulometria de 1 μm e atacadas com ácido oxálico a 10% nas regiões do metal de solda e ZTA. Ver figura 45 onde foram feitas as análises de micrografia.

Figura 45: Região de interesse para análise da micrografia



5.4.4 Ensaio de corrosão intergranular

O Ensaio de corrosão foi feito conforme ASTM A262 prática A. As amostras submetidas a tratamento térmico foram polidas nas regiões do metal de solda, metal de base e ZTA. A solução usada para o ataque das amostras foi preparada usando

100 g de cristais de ácido oxálico ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), diluída em 900 ml de água destilada.

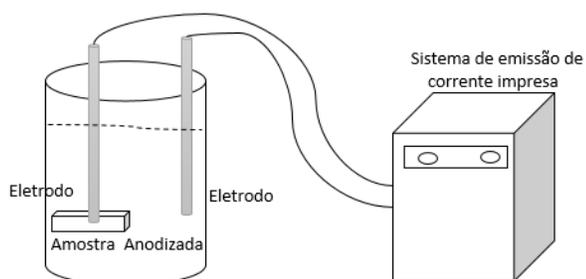
Após preparação das amostras e da solução foi utilizado o fator de conversão de corrente definido na ASTM A 262 prática A. Esse fator representa uma corrente de 01 A por cm^2 de área da amostra aplicada durante 1,5 min. (1 A/cm^2 por 1,5 min), para a definição da densidade de corrente.

Considerando a área de imersão da amostra igual a 17 cm^2 para gerar a anodização, foi utilizada uma corrente de 17 A com uma tensão de 10 V inicial, regulada até que o valor de corrente equalizasse com a área total imersa.

A temperatura de ensaio foi mantida em 50°C , durante todo o processo de ataque das amostras.

Para execução do ensaio foi utilizada uma fonte retificadora responsável pela corrente impressa na amostra com 15V de tensão, 20A de corrente e um eletrodo de aço inoxidável responsável pelo anodização. O esquemático do ensaio está representado na figura 46.

Figura 46: Esquema do ensaio de corrosão intergranular ASTM 262 pratica A



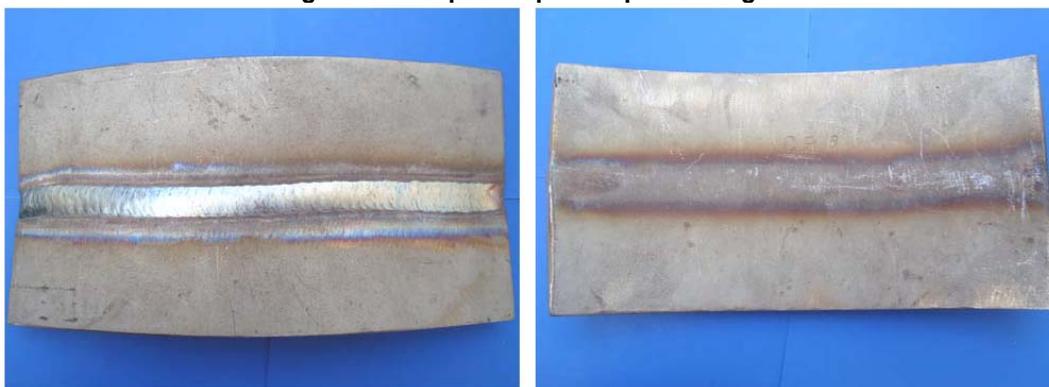
Após o ensaio as amostras foram lavadas com água quente, acetona e álcool para evitar a impregnação de cristais de ácido oxálico o que poderia prejudicar a visualização durante a microscopia.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova após soldagem mostrado na figura 47 ficaram com aspecto escamoso e apresentando variação dimensional em função das distorções geradas pelo aporte térmico.

Figura 47: Corpos de prova após soldagem

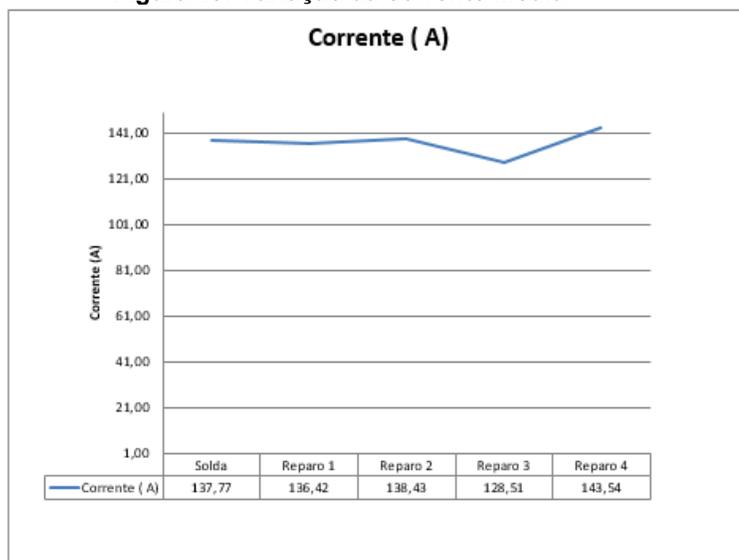


Os valores de corrente, tensão e temperatura interpasse registrados durante a soldagem e os reparos dos corpos de prova foram controlados sem cada passe feito.

Com os valores dos parâmetros calcularam-se as médias gerando a partir destes gráficos que demonstram a variação ao longo da soldagem e dos reparos.

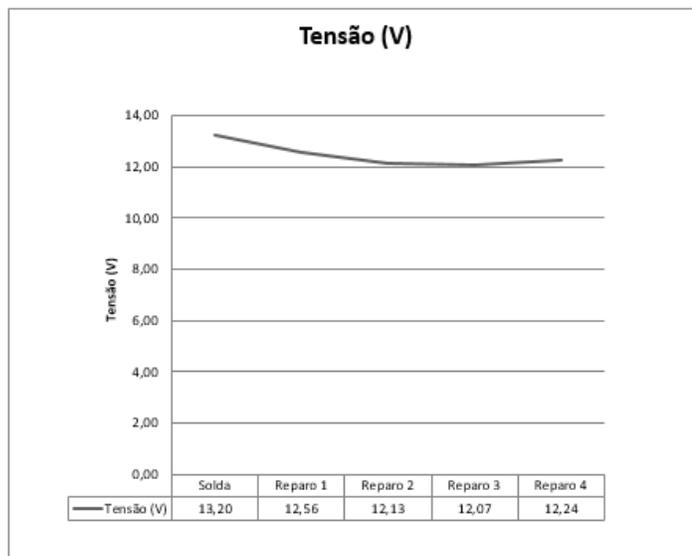
O gráfico da figura 48 representa a variação da corrente. O valor médio máximo é de 143,54 A e o valor mínimo de 119,26 A.

Figura 48: Variação da corrente media

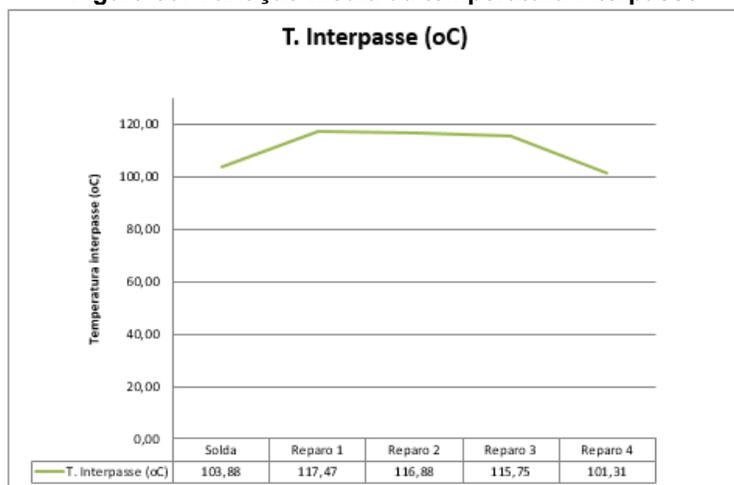


O gráfico da figura 49 apresenta a variação da tensão. O valor médio máximo é de 13,20 V e o valor mínimo de 11,84 V.

Figura 49: Variação da tensão media



O gráfico da figura 50 representa a variação da temperatura interpasse. O valor máximo é de 117,4°C.

Figura 50: Variação média da temperatura interpasse

Durante a soldagem foi feito o controle de tensão e corrente para manter os parâmetros dentro do especificado simulando uma condição real de campo, considerando as variações intrínsecas ao processo a faixa de variação da corrente deve estar entre 50 e 160 amperes (A) enquanto a tensão entre 9 e 15 volts (V).

A partir dos valores encontrados pode-se concluir que todos os parâmetros utilizados durante a soldagem estão dentro do permitido pelas especificações mínimas adotadas e com isso não interferiram nas análises feitas.

6.2 EXPERIMENTOS

6.2.1 Ensaio de Dureza

Os valores médios de dureza medidos ao longo da ZTA nas regiões F1, F2 e F3 estão identificados de acordo com a tabela 10.

Solda	CP-1-6	Reparo 1	CP-2-7	Reparo 2	CP-3-8	Reparo 3	CP-4-9	Reparo 4	CP-5-10
	HB		HB		HB		HB		HB
Faixa 1	171	Faixa 1	171	Faixa 1	162	Faixa 1	176	Faixa 1	167
	171		171		166		195		172
	181		171		166		195		183
	176		152		162		162		171
	181		156		171		171		181
	190		166		171		181		181
Faixa 2	176	Faixa 2	152	Faixa 2	156	Faixa 2	162	Faixa 2	171
	181		162		162		162		172
	182		162		162		176		172
	166		152		152		162		171
	171		152		162		162		171
	181		152		162		162		171
Faixa 3	181	Faixa 3	162	Faixa 3	162	Faixa 3	171	Faixa 3	182
	195		162		162		181		183
	195		162		162		181		196
	171		152		162		171		171
	181		162		162		176		181
	181		171		162		176		181

Tabela 10: Média dos valores de dureza para a soldagem e os reparos

Baseando-se nos valores encontrados é necessário fazer uma análise estatística para entender o comportamento da dureza na ZTA das soldas e dos reparos.

Para isso foi feito um teste estatística chamdo de t Student de uma (01) amostra para avaliar se os valores de dureza atendem ou não ao parâmetro especificado pela NACE 0175 (2003, tabela 6) de 220 HB.

Inicialmente definem-se as hipóteses para o caso estudado que são:

- Dureza igual a 220 HB (hipótese nula)
- Dureza menor que 220 HB (hipótese específica)

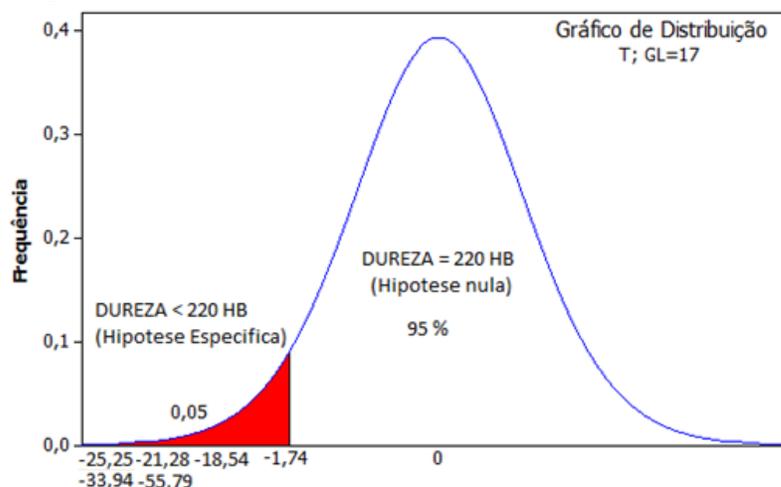
A tabela 11 apresenta os valores de t Student calculados e o intervalo de confiança da dureza a partir dos valores medidos da tabela 11.

Variavel	N de amostras	Erro	IC 95%	T
Solda	18	1,9	(175,48 - 183,52)	-21,28
Reparo 1	18	1,75	(156,86 - 164,25)	-33,94
Reparo 2	18	1,03	(160,38 - 164,73)	-55,79
Reparo 3	18	2,51	(168,15 - 178,74)	-18,54
Reparo 4	18	1,72	(172,86 - 180,14)	-25,25

Tabela 11: Valores calculados de T e do intervalo de confiança

A partir dos valores calculados de T e da curva de distribuição representada na figura 51, será feito um teste unilateral pela esquerda já que uma das hipóteses levantadas representa um valor menor que 220 HB para avaliar a aceitação das hipóteses levantadas.

Figura 51: Curva de distribuição com GL de 17 e T crítico de -1,74



Avaliando a curva de distribuição com os valores de t inseridos, observa-se que todos os valores de T para as amostras soldadas e reparadas atendem a teoria de T student para rejeição da hipótese nula e consequente aceitação da hipótese específica, ou seja:

- $T(\text{calculado}) > T(\text{critico})$ onde $T(\text{critico}) = -1,74$ para grau de liberdade de 17. Valores de T em modulo.

A partir dessa análise pode-se concluir que todos os valores de dureza são menores que 220 HB para um intervalo de confiança de 95%.

6.2.2 Medição de ferrita

Os Valores de percentual de ferrita medidos ao longo da ZTA das amostras soldadas e reparadas antes e depois do tratamento encontram-se na tabela 12.

Amostras	Sem tratamento termico (% de ferrita)					Com tratamento termico (% de ferrita)				
	Solda	Reparo 01	Reparo 02	Reparo 03	Reparo 04	Solda	Reparo 01	Reparo 02	Reparo 03	Reparo 04
1	0,11	0,15	0,13	0,36	0,36	0,15	0,35	0,32	0,39	0,46
2	0,12	0,18	0,23	0,79	0,41	0,25	0,38	0,32	0,41	0,53
3	0,24	0,28	0,16	0,84	0,32	0,29	0,48	0,35	0,42	0,52
4	0,43	0,28	0,39	0,76	0,48	0,32	0,33	0,32	0,38	0,75
5	0,17	0,25	0,23	0,22	0,5	0,26	0,29	0,43	0,23	0,34
6	0,12	0,21	0,72	0,15	0,24	0,38	0,28	0,42	0,25	0,32
7	0,17	0,44	0,12	0,29	0,26	0,33	0,31	0,34	0,26	0,33
8	0,12	0,2	0,23	0,15	0,55	0,26	0,32	0,38	0,2	0,28
1	0,13	0,18	0,32	0,22	0,47	0,19	0,19	0,33	0,63	0,42
2	0,15	0,4	0,1	0,16	0,32	0,14	0,19	0,35	0,8	0,39
3	0,16	0,16	0,14	0,28	0,24	0,14	0,2	0,38	0,85	0,27
4	0,21	0,5	0,13	0,11	0,38	0,21	0,36	0,36	0,78	0,3
5	0,12	0,35	0,12	0,17	0,46	0,2	0,34	0,33	0,69	0,29
6	0,1	0,15	1,4	0,29	0,3	0,24	0,35	0,44	0,78	0,25
7	0,16	0,28	0,38	0,2	0,25	0,26	0,25	0,39	0,59	0,26
8	0,23	0,22	0,14	0,29	0,22	0,25	0,23	0,37	0,68	0,3

Tabela 12: Tabela do percentual de ferrita com e sem tratamento térmico

A partir dos valores da tabela 12 foi feito um teste t Student pareado entre as amostras para definir o comportamento do percentual de ferrita. Estes valores encontram-se na tabela 13.

Grupo	Diferença da Média	Valor T
Solda ST		
Solda CT	(-0,1172; -0,0240)	-3,23
Reparo 1 ST		
Reparo 1 CT	(-0,1065; 0,0290)	-1,22
Reparo 2 ST		
Reparo 2 CT	(-0,2201; 0,1088)	-0,72
Reparo 3 ST		
Reparo 3 CT	(-0,3887; 0,0062)	-2,06
Reparo 4 ST		
Reparo 4 CT	(-0,0905; 0,0592)	-0,45

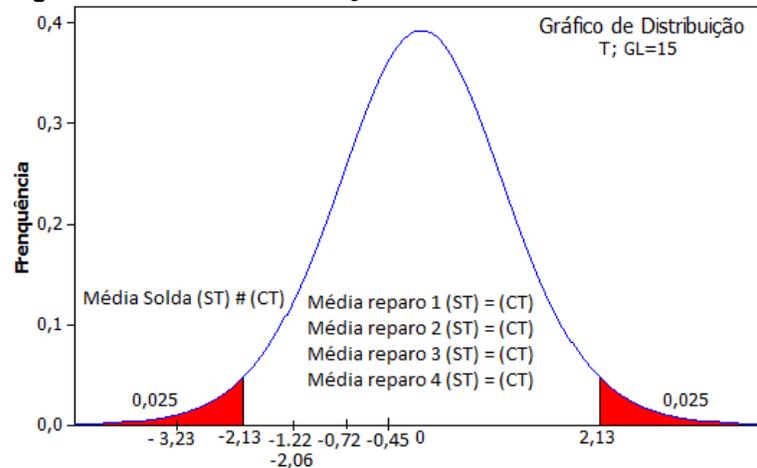
Tabela 13: Valores de T pareado e diferença das médias com tratamento (CT) e sem tratamento (ST)

Baseando-se nos valores t Student e na diferença das médias calculada para as amostras com e sem tratamento, foi feita uma análise bilateral utilizando o gráfico de distribuição conforme figura 52.

Para a análise bilateral foi definida as seguintes hipóteses:

- Média do percentual de ferrita antes do tratamento é igual à depois do tratamento (hipótese nula)
- Média do percentual de ferrita antes do tratamento é diferente a depois do tratamento (hipótese específica), podendo ter aumento ou diminuição o que justifica a análise bilateral.

Figura 52: Curva de distribuição com GL de 15 e T crítico de $\pm 2,13$



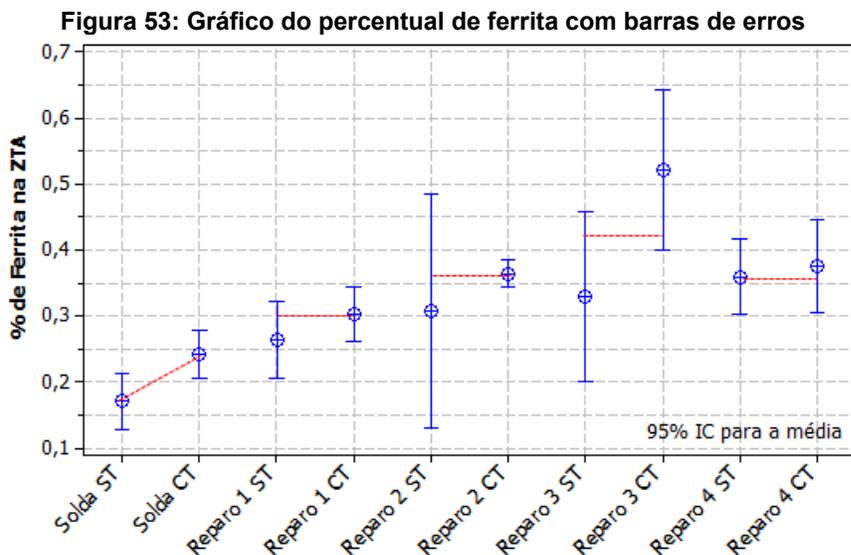
Avaliando a curva de distribuição, o valor de t Student pareado calculado para todas as amostras reparadas aceitam a hipótese nula, ou seja

- $T(\text{calculado}) < T(\text{crítico})$ onde $T(\text{crítico})$ é -2,13 para grau de liberdade 15.

Enquanto para as amostras soldadas o T student pareado rejeita a hipótese nula e aceita a hipótese específica, nesse caso

- $T(\text{calculado}) > T(\text{crítico})$ onde $T(\text{crítico})$ é -2,13 para grau de liberdade 15.

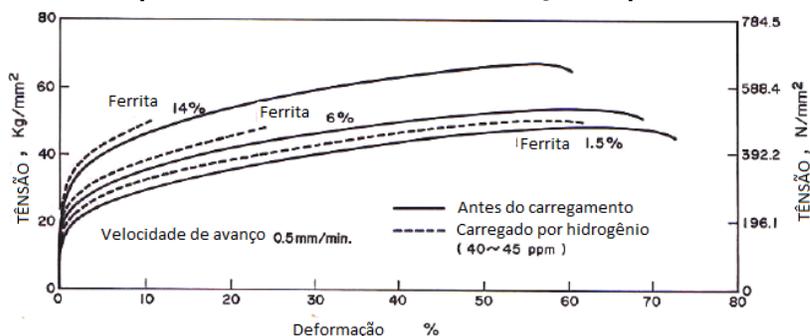
Os resultados encontrados podem ser mais bem vistos no gráfico do percentual de ferrita com barras de erro da figura 53.



Analisando a condição antes e depois do tratamento térmico para o mesmo tipo de amostra, foi verificado no gráfico do percentual de ferrita com barras de erros da figura 56, que o percentual de ferrita não variou após as amostras serem tratadas termicamente para todos os reparos feitos, entretanto observou-se que apenas para a amostra soldada houve um aumento após o tratamento térmico.

Baseado nos estudos feitos por Rusli (2008) que avaliou a variação da ductilidade a 1,5%, 6% e 14% de ferrita na condição carregada e não carregada por hidrogênio, representada pela figura 54, foi demonstrado que só a partir de 6% que há uma perda significativa de ductilidade e segundo Brooks e West (1981), que estudaram o efeito do hidrogênio sobre o comportamento das tensões em dois aços inoxidáveis austeníticos da série 300, a variação de ferrita em uma faixa de 1 a 10% não tem efeito significativo quanto à perda de desempenho do material.

Figura 54: Comportamento da ductilidade em função do percentual de ferrita



Fonte: (RUSLI, 2008)

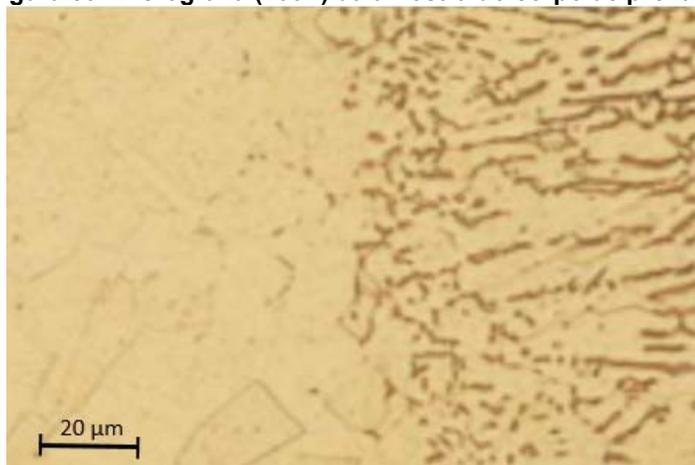
Baseado nos estudos feitos por Rusli, Brooks e West e nos resultados encontrados nestes ensaios, pode-se concluir que os percentuais de ferrita encontrados nos corpos de prova soldados e reparados não representam risco quanto à fragilização por hidrogênio. Na prática, a faixa encontrada, está contida no percentual de ferrita desejável para prevenir trincas a quente.

Sobre os resultados do ensaio ainda pode-se inferir que os percentuais encontrados de ferrita não são capazes de promover uma transformação para fase σ , uma vez que, o quantitativo de ferrita também é um fator para que esta transformação ocorra, logo diminuindo a susceptibilidade a corrosão intergranular. Esse conceito será abordado nas próximas seções.

6.2.3 Micrografia das amostras sem tratamento térmico

Resultados da micrografia das amostras retiradas dos corpos de prova de 01 a 05 após a soldagem e antes do tratamento térmico encontram-se no apêndice 1, representadas pela micrografia do corpo de prova 05 conforme figura 55.

Figura 55: Micrografia (200X) da amostra do corpo de prova 05

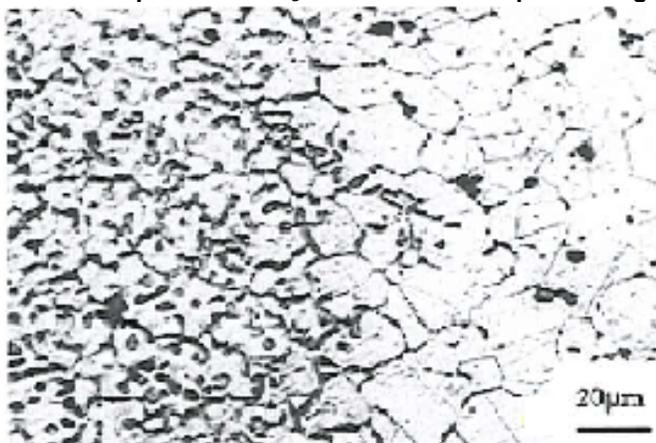


Na extensão da ZTA registrou-se microestrutura austenítica solubilizada primária isenta de precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos e com presença de carbonitretos dispersos, registrando tamanho de grão em torno do

padrão N° 4 e 5 conforme a norma ASTM. Não se registrou nenhuma indicação de presença de fase σ na ZTA.

Guan (2005), fez o mesmo experimento e, após soldagem do corpo de prova de aço inoxidável austenítico TP-347, conforme figura 56, observou na microscopia da interface do metal de solda - ZTA, austenita primária, pequenas porções de ferrita δ com morfologia vermicular além de precipitados dentro do grão e junto ao contorno de grão. O volume de ferrita δ encontrado foi de 6,7 %. Essas partículas precipitadas são ricas em Cr com 88,43% Cr- 7,52% Fe – 4,05% Ni.

Figura 56: Microscopia feita no aço inoxidável 347 após soldagem

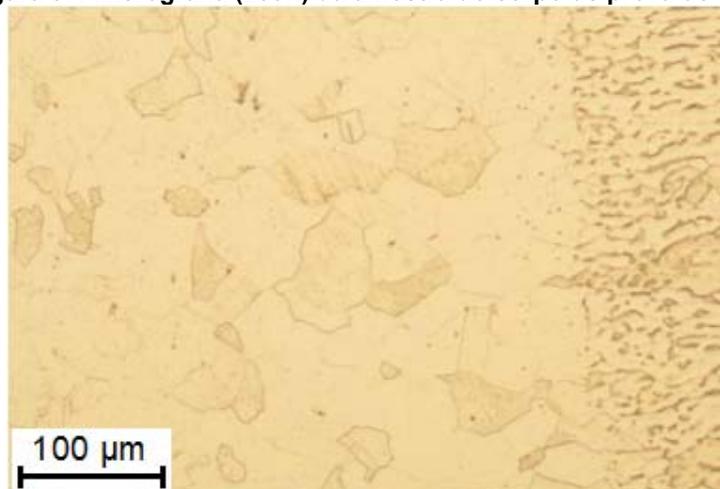


Fonte:(GUAN, 2005)

Diferentemente do que foi registrado por Guan (2005), em seu experimento, não foi observado nenhum precipitado rico em Cr, contudo foram observadas pequenas porções de ferrita de morfologia vermicular na interface do metal de solda /ZTA.

A mesma condição apresentada para os corpos de prova de 01 à 05, foi apresentada para os corpos de prova de 06 à 10 que encontram-se também no apêndice 1, não havendo modificação nos resultados encontrados, conforme registrado na micrografia do corpo de prova 10 da figura 57.

Figura 57: Micrografia (200X) da amostra do corpo de prova de 10



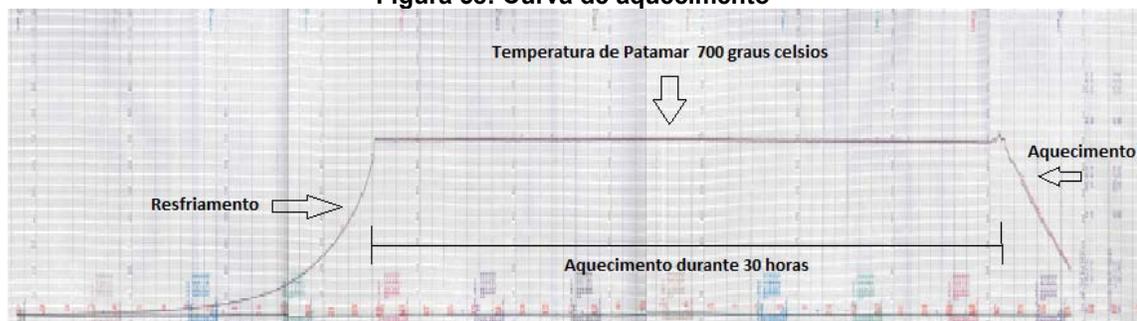
Os resultados encontrados nas micrografias das figuras 56 e 58 são esperados, uma vez que aços inoxidáveis austeníticos com a composição aproximada de 18% de Cr, 10% de Ni e adições de Mo, Ti ou Nb são preparados e projetados para aplicações em altas temperaturas como estações nucleares, caldeiras, super-aquecedores e reatores químicos (SCHWIND, 2000; WACHTER AND BRUMMER, 1997; ERVE et al, 1997a).

Pode-se concluir que os corpos de provas não foram susceptíveis a modificações microestruturais pertinentes, como o surgimento de fase σ e/ou carbonetos de Cr dispersos no contorno de grão nos ciclos de tempo e temperatura submetidos durante a soldagem e seus reparos.

6.2.4 Tratamento térmico das amostras

As amostras retiradas dos corpos de prova foram aquecidas a 700°C durante 30 horas. Não foi observada alteração no ciclo térmico, conforme curva de aquecimento representada na figura 58.

Figura 58: Curva de aquecimento



Após termino do aquecimento na temperatura de patamar à 30h, foi desligado a máquina de aquecimento e os corpos de prova foram resfriados lentamente durante aproximadamente 6 horas.

O Aquecimento a 700°C teve como objetivo simular no aço inoxidável austenítico 347 a condição operacional a qual esse material é submetido e gerar um ciclo de tratamento térmico igual ao que é gerado em equipamentos com revestimentos desse tipo de material durante sua fabricação.

Segundo Kina (2011) os aços inoxidáveis 347 são utilizados para serviços entre 450°C e 800°C, a temperatura de aproximadamente 600°C.

Tyson (1984) simulou uma condição a qual o 347 quando este é utilizado como camada de proteção corrosiva sobre outro material. Esse tipo de aplicação ocorre em equipamentos que sofrem com a fragilização por hidrogênio, sendo necessário revestir internamente o equipamento com um material para absorver o hidrogênio desprendido durante o processo. Normalmente o costado do equipamento para essa aplicação requer tratamento térmico, logo pela impossibilidade de separação, esse tratamento ocorre em conjunto com o 347.

Os parâmetros de tratamento estão definidos na seção UCS -56 do Asme VIII divisão I, representados na tabela da figura 59.

Figura 59: Requisito de tratamento térmico conforme ASME VIII div. 1-UCS 56

TABELA UCS-56
TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES EM AÇOS CARBONO E BAIXA LIGA

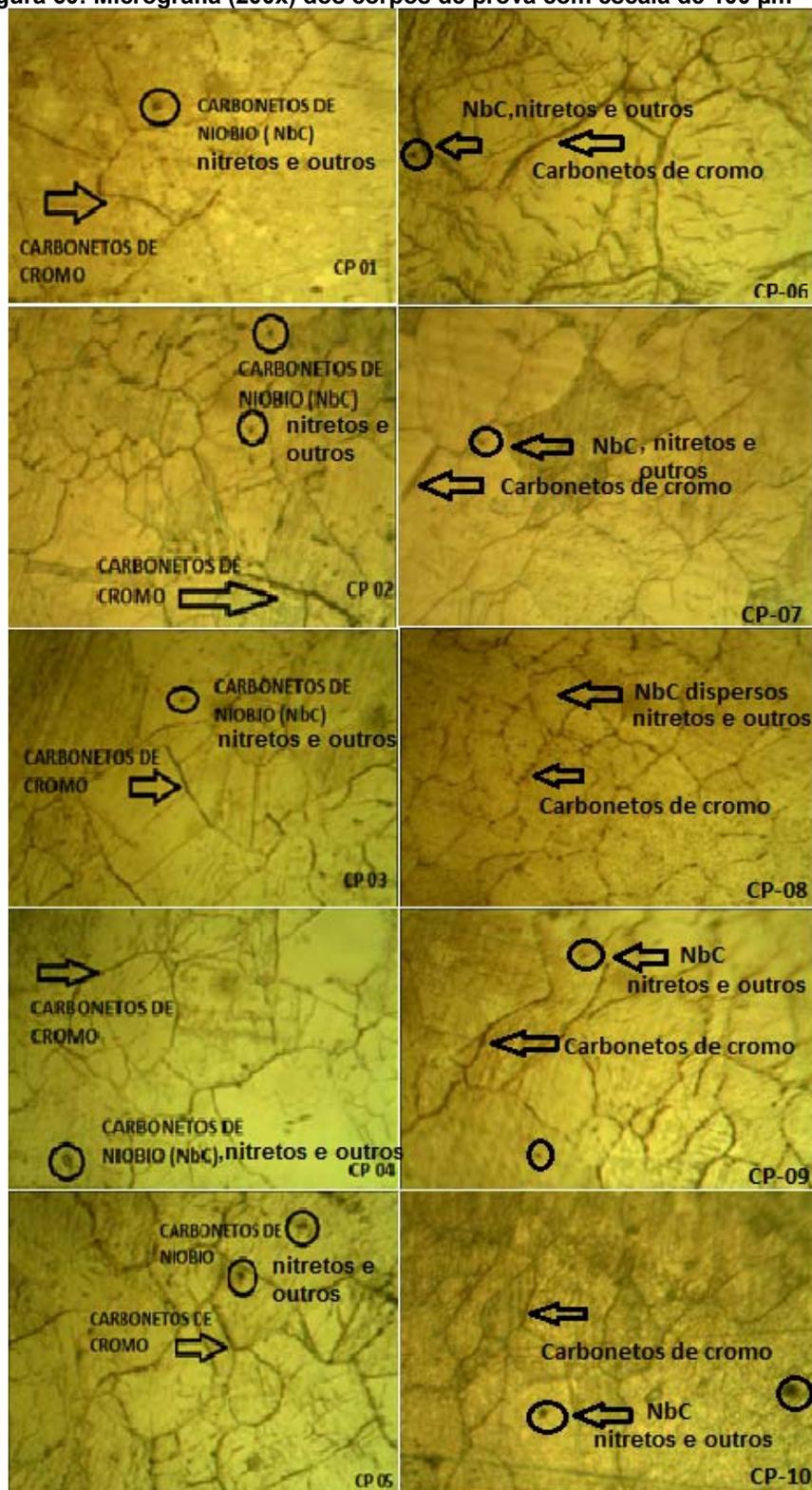
Material	Temperatura de tratamento °F (°C), Mínimo	Tempo de tratamento em função da espessura [See UW-40(f)]		
		Até 2 in. (50 mm)	Acima 2 in. Até 5 in. (50 mm até 125 mm)	Acima 5 in. (125 mm)
P-No. 4 Gr. Nos. 1, 2	1,200 (650)	1 hr/in. (25 mm), 15 min Mínimo	1 hr/in. (25 mm)	5h + 15 min por cada 25 mm adicionais

Com base nos estudos feitos por Kina (2011) e Tyson (1984) a necessidade de avaliação nessa temperatura é justificada pelas condições de serviços as quais esse material é submetido.

6.2.5 Micrografia das amostras com tratamento térmico

Na figura 60 abaixo estão os resultados das micrografias das amostras retiradas dos corpos de prova que foram submetidos a aquecimento para simulação das condições de serviço conforme item 6.2.4.

Figura 60: Micrografia (200x) dos corpos de prova com escala de 100 μm



Foi observado na ZTA de todas as amostras soldadas e reparadas da figura 60, tamanho de grão entre N°5 e N°6, conforme ASTM. As regiões apresentaram microestrutura primária austenítica, com carbonetos precipitados ao longo do contorno de grão, com leves dispersões de carbonetos de Nb e nitretos dentro do grão e não foi observada a presença de fase σ .

Essas dispersões de NbC e NC possivelmente são provenientes do processo de solubilização feita no material após sua fabricação.

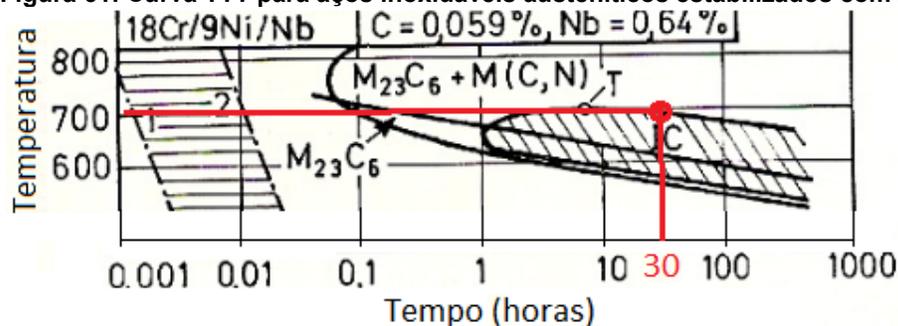
Outro aspecto deve ser considerado sobre o elemento estabilizante que no caso estudado é o Nb, sendo assim algumas considerações devem ser feitas quanto às precipitações envolvidas.

Adições de Nb previnem precipitações de carbonetos no contorno de grão e contribuem para endurecimento por precipitação por formação MX que são tipos de carbonetos e carbonitretos. Entretanto a adição de Nb, também trazem instabilidade a austenita, devido à contribuição para a formação de fases intermetálicas durante a exposição a alta temperatura (WASNINK et al, 2003).

As precipitações de carbonetos em amostras de 347 soldados são significativamente menores que as amostras de aço inoxidável Austeníticos TP-321 soldados. Esse fato é devido ao TP-347 conter Nb como estabilizante que inibe a precipitação de carbonetos de Cr (WASNINK et al, 2003).

A microestrutura encontrada nas amostras concorda com a análise feita na curva TTT da figura 61, dos aços inoxidáveis austeníticos com 18Cr-9Ni-Nb, considerando o mesmo tempo e temperatura a qual as amostras foram submetidas.

Figura 61: Curva TTT para aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com Nb.



Fonte: (FOKHARD, 2000)

A partir da análise da curva TTT pode-se observar a formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e possíveis formações de NbC e NC, resultados semelhantes aos encontrados nesse experimento.

Uma área rachurada é observada no gráfico o que reforça a necessidade da avaliação da resistência a corrosão intergranular nesse tipo de material.

Os mesmos resultados foram encontrados por Kina (2001) e Guan (2005), que submeteram corpos de prova soldados a 600°C durante 4,5 h, 24h e 48 h sucessivamente, observando após cada tempo finos precipitados dentro do grão austenítico e precipitações no contorno de grão ($M_{23}C_6$) conforme figura 62.

Figura 62: Micrografia do aço 347, após uma sequência de aquecimento em 4,5, 24h e 48h sucessivamente na temperatura de 700 °C



Fonte: (KINA, 2001)

Guan (2005), também submeteu as amostras de TP-347 a 700°C durante um período de 6000 h. Foram observados precipitados distribuídos ao longo dos contornos de grão, carbonetos grosseiros dentro do grão austeníticos nas regiões da ZTA e fase σ . Não observou-se formação de fase σ a 2000 h de ciclo a 700°C no estudo feito por Gill's (1981).

Durante o estudo observam-se seis faixas de tempo e temperatura conforme tabela 14, avaliadas quanto a presença de $M_{23}C_6$, NbC e fase σ .

Autor	Temperatura	Tempo	Presença de fase Sigma	M ₂₃ C ₆	NbC
Guan 2005	700°C	6000h	Sim	Sim	Sim
Gill's 1981	700°C	2000h	Não	Sim	Sim
Kina 2001	600°C	48h	Não	Sim	Sim
<u>Essa Dissertação</u>	700°C	30h	Não	Sim	Sim
Kina 2001	600°C	24h	Não	Sim	Sim
Guan 2005	700°C	4,5h	Não	Sim	Sim

Tabela 14: Avaliação da presença de fases

A partir do resumo feito dos autores e comparando-os com os resultados encontrados nessa dissertação, pode-se observar a presença de M₂₃C₆ e de NbC. Não foi observado a formação de fase σ exceto no estudo feito por Guan (2005) à 6000 h. Isto demonstra que o processo de formação desta fase é difusional, ou seja, depende do tempo o qual é exposto o material a temperatura de 700°C.

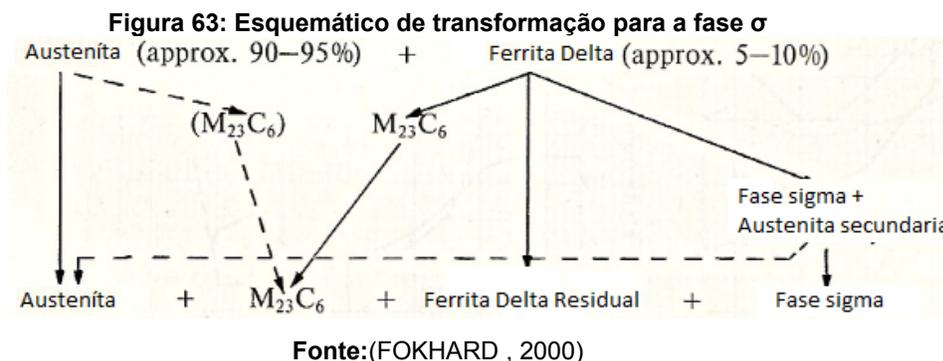
Se faz necessário um entendimento melhor dos mecanismos de formação da fase σ e a partir destes, definir o comportamento da solda e dos reparos avaliando-os a susceptibilidade de formação de fase σ através dos mecanismos de formação.

A possibilidade de formação da ferrita δ a longos ciclos de temperatura não é tão clara nos autores estudados. Segundo Chandra (2012), a formação de fase σ pode ser derivada por três caminhos; (1) Transformação da matriz austenítica, (2) Transformação de M₂₃C₆, (3) Transformação da ferrita δ existente.

Comparando a pesquisa feita por Chandra et al (2012) , com a presente pesquisa foi verificado que embora a formação da fase σ pudesse ocorrer através da transformação de M₂₃C₆ e da transformação austenítica, uma vez que as amostras soldadas e reparadas apresentaram esse tipo de carboneto ao longo dos contornos do grão e apresentam originalmente austenita em sua matriz, a ausência desse mecanismo se dá em função dos baixos níveis de dispersão dos carbonetos de cromo encontrados na análise qualitativa feita na micrografia.

Nos estudos feitos por Schwenberg (1994), foi observado que pequenas quantidades de ferrita δ ficaram retidas após aquecimento a 700°C a um longo período de tempo. Essa quantidade de ferrita não foi suficiente para que ocorresse a transformação em fase σ . Segundo Folkhard (1988) para que ocorra a formação de fase σ o percentual de ferrita δ deve estar entre 5 e 10%, ver esquemático da figura

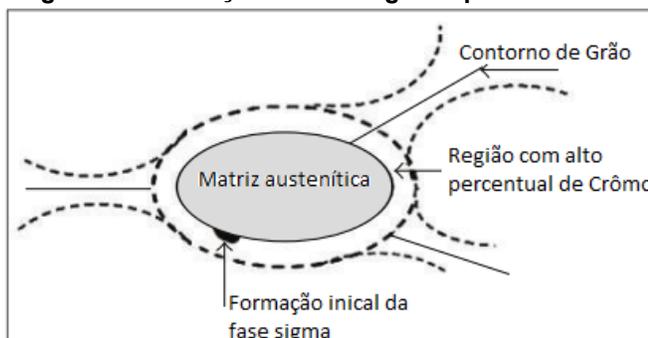
63. Baseando-se nesses estudos e comparando como percentual de ferrita encontrado nas amostras soldas e reparadas dessa disse trabalho (aproximadamente 1%), sugere-se que a ferrita δ encontrada permanecera retida na matriz austenítica após aquecimento a 700°C.



A ferrita δ se transforma em fase σ e carbonetos por duas etapas de reação eutetoide. A primeira etapa leva a formação de austenita e carbonetos de Cr por uma reação eutetóide lamelar. A fase σ se forma como resultado de uma reação eutetóide secundária.

Segundo Chandra et al (2012), a fase σ formada a partir da austenita presente na matriz do grão e adjacente ao contorno de grão, é devido à alta concentração de elementos ferritizantes. A ferrita δ pode se formar em um estágio secundário e que antecede o surgimento da fase σ . A figura 64 mostra o surgimento inicial da fase σ na matriz austenítica.

Figura 64: Formação da fase sigma a partir da austenita

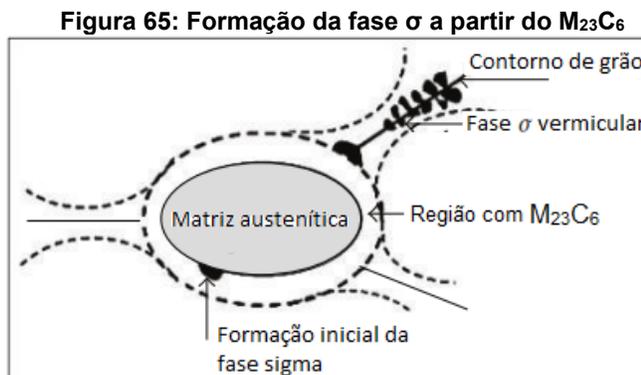


Fonte: (CHANDRA, 2012)

Considerando os resultados dessa dissertação e dos estudos feitos por Chandra (2012), para as amostras soldadas e reparadas sugere-se a formação

dessa ferrita δ independentemente da quantidade de reparos, uma vez que esta é proveniente de um estágio secundário de formação da fase σ a partir da matriz austenítica presente em todas as amostras.

O mecanismo de transformação de $M_{23}C_6$ em fase σ segundo Chih-Chum e Weite (2012) está representada na figura 65. Todas as amostras do presente estudo contem $M_{23}C_6$ e sugere o mesmo mecanismo de transformação.



Fonte:(CHIH-CHUM, WEITE 2012)

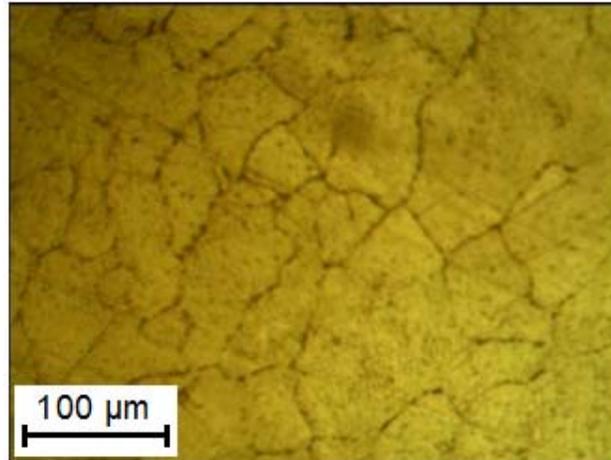
A fase σ formada a partir do $M_{23}C_6$, possui uma aparência vermicular de crescimento instável.

Analisando os resultados encontrados das amostras soldadas e reparadas e baseando-se nos autores estudados, não foi identificado qualquer evidência ou mecanismo que torna as amostras com reparos mais susceptíveis a formação de fase σ e ferrita δ do que as amostras soldadas.

6.2.6 Ensaio de corrosão intergranular

Amostras dos corpos de prova soldadas e reparadas foram submetidos ao ensaio de corrosão intergranular seguindo a metodologia da ASTM 262 (prática A). Após ensaio, as amostras foram avaliadas no microscópio para verificação das regiões atacadas. Na figura 66 observa-se a microestrutura após ataque.

Figura 66: Micrografia (200X) após ataque conforme ASTM 262 prática A



As regiões as quais estão presente os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ denota uma estrutura classificada como “*dual*”, ou seja, os ataques dos carbonetos não tomam todo o contorno no entorno do grão.

A partir desse resultado pode-se concluir que as amostras não foram susceptíveis a corrosão intergranular. Esta só seria susceptível se todo o contorno do grão estivesse tomado por carbonetos, nesse caso classificada como “*ditch*”.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

7.1 CONCLUSÃO

Na condição soldado (sem pós-aquecimento) de um(01) a quatro (04) reparos foi observada na ZTA de todas as amostras uma microestrutura de matriz austenítica com ilhas de ferrita dispersa ao longo da microestrutura. Não foi observada em algum corpo de prova soldado, a presença de carbonetos dispersos no contorno de grão e dentro do grão austenítico. A região de interface do metal de solda e ZTA apresentaram formação dendrítica e a ZTA apresentou-se com granulação grosseira variando o tamanho, conforme a ASTM, de No 4 a No 5.

Na condição soldado com pós-aquecimento (700 °C durante 30 h), foi observada na ZTA de todas as amostras, uma microestrutura de matriz austenítica, com pequenas ilhas dispersas de ferrita vermicular e precipitações de carbonetos de Cr ao longo dos contornos de grão porém de forma dispersas, além de carbonetos de Nb dispersos dentro do grão austenítico. Não foi observada fase σ .

Todas as amostras após aquecimento à 700 °C durante 30 horas, foram submetidas a ensaio de corrosão intergranular conforme ASTM A262 prática A, não sendo observado qualquer alteração na microestruturas das amostras antes de depois do ensaio, ou seja, as amostras não foram susceptíveis a corrosão intergranular.

Quanto à probabilidade do ataque por hidrogênio, não foi observado nas amostras soldadas, a presença de ferrita δ suficiente para o ataque por hidrogênio bem como inclusões que serviriam de ancoramento destas durante o processo de fragilização. Para as amostras com pós-aquecimento a presença de regiões sensitizadas não representam, segundo bibliografias indicadas, um risco de fragilização por hidrogênio sendo esta susceptibilidade maior na presença de fase σ .

Pode-se concluir que os sucessivos reparos não foram suficientes para alterar as propriedades do aço inoxidável austenítico TP-347 na condição soldada bem como após ser submetido a sua condição de serviço. A partir dos resultados encontrados pode-se inferir que uma tubulação na condição nova pode ser reparada

até quatro vezes sem que haja perda de suas características microestruturais e nem de sua resistência à corrosão intergranular.

7.2 CONTRIBUIÇÕES

Como contribuição dessa dissertação tem-se o entendimento mais claro e sistêmico de como o material se comporta quando submetido a sucessivos reparos e como principal contribuição a definição na quantidade, aceitável, de reparos considerando os aspectos metalúrgicos e de resistência a corrosão avaliados durante os experimentos.

7.3 ATIVIDADES FUTURAS DE PESQUISA

De forma a avançar nos estudos do comportamento do aço inoxidável austenítico na condição de reparo, como atividade futura de pesquisa pode-se propor uma avaliação experimental na ZTA, considerando o mesmo esquema proposto por essa dissertação, submetendo os corpos de prova soldados a um carregamento de hidrogênio e após isso avaliando a resistência mecânica do material na temperatura de serviço, ou seja, fazendo os ensaios mecânicos na temperatura na qual esse material habitualmente é submetido.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. **Properties and selection of Irons, Steels and high performance alloys, Specialty Steels and heat-resistant alloys, Wrought Stainless Steels**, Vol.1 2002.

AYER R; KLEIN C.F; MARZINSKY C.N. **Instabilities in stabilized austenitic stainless steels**. Metallurgical Transactions, vol. 23 (1992) 2455-2459.

BROOKS, J.A; WEST, A.J, **Corrosion Science**, Trans Metals, A12A (1981) 213.

BUCKLEY, J.A. **The effect of pre-straining and δ -ferrite on the embrittlement of 304L stainless steel by hydrogen**. Corrosion Science vol. 34, issue 3 (1993) 93-107.

BARDAL, Einar. **Corrosion and Protection**. Manchester: Springer-Verlag, p.82-169, 2004.

BLONDEAU, REGIS. **Metallurgy and Mechanics of welding**. Ed. Wiley. 2001.

BOGDAM P. **Effect of Nb and Ti additions on microstructure and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels**. Materials Characterization vol. 47 (2001) 181-186.

BRIANT C.L. **Sensitization of partially martensitic stainless steel at very low temperatures**. **Corrosion** 38 Vol. 38, N° 11 (1982) 596-597.

CHANDRA K., KAIN VIVEKANAND, TEWARI R. **Microstructural and electrochemical characterization of heat-treated 347 stainless steel with different phases**. Corrosion Science 67 (2012) 118-129.

CHOWDHURY S., MUKHOPADHYAY N. Failure analysis of a weld repaired steam turbine casing. Engineering Failure Analysis Vol. 5, issue 3 (1988) 205-218.

CHEN T.H, YANG J.R. **Effects of solution treatment and continuous cooling on sig-phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel**. Materials Science and Engineering vol.311 (2001) 28-41.

CHIH-CHUM H; WEITE WU. **Overview of intermetallic Sigma phase precipitation in stainless steels**. ISRN Metallurgy (2012), Article ID 732471.

ERNEMAN J. AND SCHWIND M. **The evolution of primary and secondary niobium carbonitrides in AISI 347 stainless steel during manufacturing and long-term ageing**. Materials Science and technology vol.20 (2004) 1245.

ERVER M., BRUMMER G. **Planned and implemented remedial measures to prevent IGSCC and to ensure safe plant operation with BWR piping systems made of stabilized austenitic steels**. Nuclear Engineering and Design Vol. 171, issue 1-3 (1997) 125-136.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of stainless Steels**. Springer Verlag, Wien NewYork (1988) 104-143.

FERREIRA, PJ; ROBERTSON, IM; BIRNBAUM, HK, **influence of hydrogen on the stacking –fault energy of an austenitic stainless steel**, Materials science Forum, USA, Vol. 207-209 (1996) 93-96.

FISHER, G.J AND MACIAG, R.J. **Handbook of stainless steels Heat Affected Zones**. Welding Journal, (2005).

FONTANA, M.G, GREENE, N.D. **Corrosion Engineering**. Mecgraw-Hill (1978) 50-65.

FARRAR R.A. **Importance of microstructural transformation for welding and the stability of long-term service**. Weld Word 36 (1995) 143-151.

GUAN K., XU X. **Effect of aging at 700 °C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds**. Nuclear engineering and design 235 (2005) 2485 -2494.

GILL T.P.S, GNANAMOORTHY, J.B. **Kinetics of precipitation of $M_{23}C_6$ carbide and α -phase in type 316 stainless steel**. Trans. Indian Inst. Met 20 (1981) 1115-1124.

GROVER H.K, WICKENS A. **Effect of minor elements on long-term creep rupture properties of 316 austenitic stainless steel**. Proceeding of the international conference, the metals society London (1982) 81-87.

GARIN J.L, MANNHEIM R.L. **Sigma-phase formation upon solidification rate in heat-resistant steels**. Mater Sci. Forum (2003) 426-432; 1301-1306.

IKAWA, H, NAKAO, Y, NISHIMOTO, K. **Tecknol repeats**. Osaka University 29 (1978) 1434.

LUPPO, M; HAZARABEDIAN, A; GARCIA, J, **Effects of δ ferrite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel**, Corrosion Science 41 (1999) 87-103.

LIPPOLD, JOHN, KOTECKI, DAWIAN. **Welding Metallurgy and weldability of stainless steels**. Wiley-intercience, (2005) 353.

LAY, J.K.L.A. **A Review of Precipitation Behaviour in AISI Type 316 Stainless Steel**. Material Science and Engineering 61 (1983) 101-109.

MODONESI, P.J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Associação Brasileira de Soldagem, 2001.

MESSLER, ROBERT. **Principles of welding: Processes, physics, chemistry and Metallurgy**. Wiley-vch, 2009.

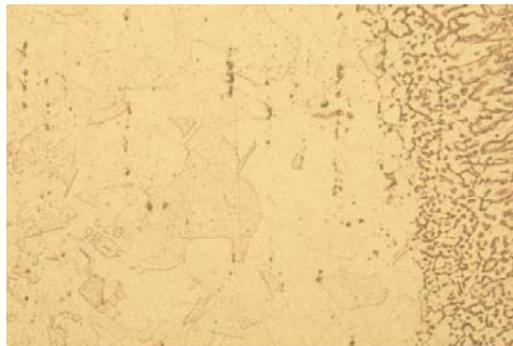
- C. MEADOWS, J.D. FRITZ. **Understanding Stainless Steel Heat Affected Zone**. American Welding Society, (2005) available online at: <https://www.aws.org/w/a/process>.
- MINAMI Y, KIMURA H, TANIMURA M. **Creep rupture properties of 18 pct Cr- 8 pct Ni-Ti-Nb and type 347H austenitic stainless steels**. Journal Mater Energy Syst. 7 (1985) 45-54.
- NACE, **Standard Material Requirements Sulfite stress cracking resistant metallic for oilfield equipment MR0175**, USA, (2000) 47-53.
- PEREZ, T.E; FUNES, A; GARCIA, O, **Proceedings of the third International Congresso in Hidrogen in Metals**, Pergamon Press (1982) 923.
- PLAUT, R.L; HERRERA, C.; ESCRIBA, D.M.; RIOS, P.R.; PADILHA, A, F. **A short review on wrought Austenitic Stainless Steels at high Temperatures: Processing, Microstructure, Properties and Performance**. Materials Research. Vol.10, No. 4 (2007) 453-460.
- PADILHA, A.F AND RIOS, P.R. **Decomposition of Austenite in austenite Stainless Steels**. Isij International, 42 (2002) 325-337.
- POELL, D.J; PILKINGTON, R.; MILLER, D.A. **The precipitation characteristics of 20%Cr/25 % Ni-Nb stabilized stainless steel**. Acta metal 36, vol. 3 (1988) 713-724.
- KOU, SINDO. **Welding Metallurgy**. Wiley-intercience, 2003.
- KINA A AND SOUZA V.M. **Influence of heat treatment on the intergranular corrosion resistance of the 347 cast and weld metal high temperature services**. Elsevier and Journal of Materials processing technology 199 (2008) 391-395.
- KALLQVIST J, ANDREN H.O. **Microanalysis of a stabilized austenitic stainless steel after long-term ageing**. Mater Sci Eng A270 (1999) 27-32.
- RUSLI R.H. **hydrogen observation in weldments overlaid clad pressure vessel**. Makara technology vol. 12, N° 2 (2008) 70-74.
- SCHWEITZER, P.A. **Fundamental of Metallic Corrosion. Atmospheric and media corrosion of metals, Corrosion Engineering Handbook**. CRC. New York. 1996.
- SMITH, W.F. **Structure and Properties of Engineering Alloys**. Mecgraw-Hill Publishing Co (1981) 120-135.
- SONG.Y; BAKER, T.N.; MCPHERSON, N.A. **Study of precipitation in as-welded 316 LN plate using 316L/317L weld metal**. Materials Science and Engineering A, vol.212 issue 2 (1996) 228-234.
- SALES, AMILCAR. **Estudo da soldagem do aço inoxidável austenítico TP 347H para prevenir a corrosão localizada “gumo de faca”**. Posmec-ufsc. 2005.

- SCHWIND M, Kallqvist J. **Σ -phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels**. Acta Mater 48 (2000) 2473–2481.
- SCHWEINSBERG D.P, SUN B, OTIENO-ALEGO V. **Corrosion and inhibition of aged 347 grade stainless steel boiler tubes**. Corrosion science 36 (1994) 361-372.
- THOMPSON, A.W; BERSTEIN, I.M, **Proceedings of the conference Hydrogen in Metals**, ASM, Metals Parks (1974) 91.
- TSAY, L; LIN, W, **Hydrogen sulphide stress corrosion cracking of weld overlays for desulfuration reactors**, Corrosion Science Vol.40 N°4/5 (1998) 577-591.
- TAVARES,S.S.M;MOURA,V.;COSTA,V.C;FERREIRA,M.L.R;PARDAL,J.M.**Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600-800 °C**. Materials Characterization 60 (2009) 573-578.
- TYSON W. Embrittlement of types 316L and 347 weld overlay by post-weld heat treatment and hydrogen. Metallurgical Transactions A Vol. 15A (1984) 1984-1475.
- WOODTLI, JARMILA; KIESELBACH, ROLF, **Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking**, Engineering Failure Analysis 7 (2000) 427-450.
- WACHTER O, BRUMMER G. **Experiences with austenitic steels in boiling water reactor**. Nuclear Engineering Design, Vol.168, issue 1-3 (1997) 35-52.
- WASNIK D.N et al. **Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel**. Scripta Mater 49 (2003) 135-141.
- WILMS et. al. **The effect of σ -phase precipitation at 800 °C on the chemical properties of a high alloyed duplex stainless steel**. Corrosion Science. Vol. 36, N° 5, (1994) 871-881.

APÊNDICE A

Micrografia na condição soldado não submetido ao aquecimento.

FAIXA 1-200X -CP-1



FAIXA 1-200X -CP-6



FAIXA 2-200X



FAIXA 2-200X



Faixa 3-200X



Faixa 3-200X



APÊNDICE B

Micrografia na condição primeiro reparo não submetido ao aquecimento.

FAIXA 1-200X -CP-2



FAIXA 1-200X -CP-7



FAIXA 2-200X



FAIXA 2-200X



Faixa 3-200X



Faixa 3-200X



APÊNDICE C

Micrografia na condição segundo reparo não submetido ao aquecimento.

FAIXA 1-200X - CP-3



FAIXA 1-200X - CP-8



FAIXA 2-200X



FAIXA 2-200X



Faixa 3-200X



Faixa 3-200X



APÊNDICE D

Micrografia na condição terceiro reparo não submetido ao aquecimento.

FAIXA 1-200X - CP-4



FAIXA 1-200X - CP-9



FAIXA 2-200X



FAIXA 2-200X



Faixa 3-200X



Faixa 3-200X



APÊNDICE E

Micrografia na condição quarto reparo não submetido ao aquecimento.

FAIXA 1-200X - CP-5



FAIXA 1-200X - CP-10



FAIXA 2-200X



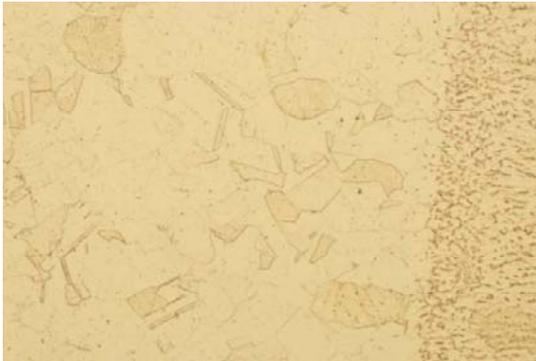
FAIXA 2-200X



Faixa 3-200X



Faixa 3-200X



APÊNDICE F

Parâmetros de soldagem Utilizados.

CP - 1					CP - 2					CP - 3				
Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem				
Soldagem	Ca ma da	Corre nte (A)	Tens ão (V)	Temp eratu ra Inter passe (°C)	Soldagem	Ca ma da	Corre nte (A)	Tens ão (V)	Temp eratu ra Inter passe (°C)	Soldagem	Ca ma da	Corre nte (A)	Tens ão (V)	Temp eratu ra Inter passe (°C)
	1	108.7	12.6	79		1	109.5	12.4	75		1	108.3	12.3	70.9
	2	108.1	13.1	124		2	106.8	12.6	121		2	108.5	11.9	118.2
	3	108.3	13	127		3	107.7	12.8	133.5		3	108.1	12.4	149.4
	4	107.7	13.3	145		4	107.9	13.3	138		4	108.4	12.4	147.8
	5	107	12.8	130		5	108.2	13	143.3		5	108.4	12.5	132.4
	6	107.8	13.1			6	107.2	12.9			6	108.9	12.5	

1° Reparo	1	157.2	12.3	90	1° Reparo	1	136	11.4	80.2
	2	133.8	11.2	121.5		2	134.7	11.8	133.9
	3	135	11.8			3	134.7	12.3	

2° Reparo	1	135.5	12.2	108.3
	2	134.3	10.8	110.8
	3	120.8	13	

CP - 4					CP - 5				
Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem				
Soldagem	Ca ma da	Corrente (A)	Tensão (V)	Temperat ura Inter passe (°C)	Soldagem	Ca ma da	Corrente (A)	Tensão (V)	Temperat ura Inter passe (°C)
	1	108.7	11.9	83.6		1	132	13.5	75.2
	2	108.6	12.3	134.6		2	141.7	12.7	102.7
	3	108.2	12.7	139.5		3	143.1	13.3	85
	4	109.1	12.4	142.6		4	142.7	13.2	127.6
	5	107.7	12.3	149.6		5	142.3	13.8	105.9
	6	108.2	12.6			6	142.4	13.6	

1° Reparo	1	133.5	10.8	103.9	1° Reparo	1	132.4	10.6	35
	2	132.9	10.9	101.9		2	140.4	10.8	93.3
	3	132.7	11.8			3	141.3	11.3	

2° Reparo	1	141.5	11.3	119.6	2° Reparo	1	142.2	12.1	98.9
	2	141.5	12.2	79		2	143.1	11.5	125.5
	3	140.8	11.9			3	142.5	11.7	
3° Reparo	1	151	12	114	3° Reparo	1	149.2	11.6	84.3
	2	152	11.4	104.9		2	148.9	11.4	121.4
	3	151.2	11.1			3	150.2	12.3	
4° Reparo	1				4° Reparo	1	149	12.7	116.6
	2					2	150.1	12	141.4
	3					3	150.2	12.2	

CP - 6					CP - 7				
Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem				
Soldagem	Cama da	Corrente (A)	Tensão (V)	Temperatura Interpasse (°C)	Soldagem	Cama da	Corrente (A)	Tensão (V)	Temperatura Interpasse (°C)
	1	142.2	12.8	76		1	142	12.8	74.5
	2	142.9	14	123.1		2	112	12.8	121.1
	3	142.7	12.5	84.2		3	142.9	13	100.7
	4	142.7	13.1	106.5		4	141.8	14.6	128.6
	5	142.5	13.6	129.6		5	142	13	108.9
	6	113.6	13.2			6	139.1	12.5	
1° Reparo	1				1	136	11.6	112	
	2				2	135	11.3	140.7	
	3				3	137	11.4		

CP - 8					CP - 9					CP - 10				
Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem					Acompanhamento de soldagem				
Soldagem	Ca	Corre	Tens	Temp	Soldagem	Ca	Corre	Tens	Temp	Soldagem	Ca	Corre	Tens	Temp
	ma	nte	ão	eratu		ma	nte	ão	eratu		ma	nte	ão	eratu
	da	(A)	(V)	ra		da	(A)	(V)	ra		da	(A)	(V)	ra
				Inter					Inter					Inter
				passe					passe					passe
				(°C)					(°C)					(°C)
1	142.4	12.1	73.2	1	92	12	75	1	142.6	13.1	81.9			
2	142.9	13.4	113.1	2	92.4	12	136	2	142.6	13.5	149.1			
3	142.7	13.7	100.4	3	106.9	12.7	115	3	142.7	14	101.1			
4	142.7	13.4	115.4	4	108.1	13	142.4	4	143.1	13.6	132.1			
5	142.7	12	99.1	5	108	12.9	123	5	142.6	13.6	148.1			

	6	142.7	12.6			6	107.4	12.8			6	142.4	12.7	
1° Reparo	1	136.6	11.8	129	1° Reparo	1	132.9	11.5	105.2	1° Reparo	1	133.3	10.6	92.9
	2	134.9	11.1	138.9		2	133	11.2	130.6		2	133	11.9	35
	3	134.4	11.9			3	132.7	12			3	120.8	10.4	
2° Reparo	1	133.5	10.8	106.3	2° Reparo	1	141.4	11.7	109.9	2° Reparo	1	143.5	11.9	115.9
	2	132.7	10.6	134.4		2	142.3	11.8	80.6		2	143.6	11.1	47.6
	3	132.9	11.5			3	141	11.9			3	143.6	11.2	
3° Reparo	1	151.2	12.2	106	3° Reparo	1	151.2	12.2	106	3° Reparo	1	148.7	12.7	106.1
	2	150.8	11.5	113.9		2	150.8	11.5	113.9		2	148.5	12.2	69.2
	3	151.4	11.9			3	151.4	11.9			3	148.3	11.5	
4° Reparo	1	149	11.1	119.6	4° Reparo	1	149	11.1	119.6	4° Reparo	1	149	11.1	119.6
	2	149.8	12	118.4		2	149.8	12	118.4		2	149.8	12	118.4
	3	151.1	12.8			3	151.1	12.8			3	151.1	12.8	