

Cleiton Cabral da Silva

**INFLUÊNCIA DA SOLDAGEM MULTIPASSE
PELO PROCESSO GTAW NO PASSE DE RAIZ DE
UMA JUNTA SOLDADA DE AÇO INOXIDÁVEL
SUPERDUPLEX UNS S32760**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Fev/2016

Cleiton Cabral da Silva

(Engenheiro de Materiais, Universidade do Vale do Paraíba, 2004)

**INFLUÊNCIA DA SOLDAGEM MULTIPASSE
PELO PROCESSO GTAW NO PASSE DE RAIZ DE
UMA JUNTA SOLDADA DE AÇO INOXIDÁVEL
SUPERDUPLEX UNS S32760**

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração:

Engenharia da Soldagem

Orientador: Prof.Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Fev/2016

*"Eu não falhei, apenas encontrei 10 mil maneiras que não davam
certo".*

THOMAS EDISON

"Às minhas fontes de inspiração e meus grandes Incentivadores:
meus pais, Sebastião e Dalva, minha esposa
Denise e meu filho Ian".

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi pela dedicação, orientação e incentivo durante a realização deste trabalho.

Agradeço, especialmente, à minha família maravilhosa meus pais por todo o apoio em momentos difíceis e comemorado muito em momentos de alegria e de conquistas, responsáveis por tudo que tenho e que sou.

Graças aos poucos amigos, Adriano Macena e Sergio Alexandrino que mesmo com a correria do dia-a-dia, pela distância, com a falta de tempo e de contato, permaneceram sempre na torcida por mim e ao amigo Andrey Wesley pela inestimável ajuda que permitiu que este trabalho pudesse ser realizado.

A toda a equipe da empresa PROAQT, na pessoa do Sr. CORRADINI que abriu as portas do laboratório e disponibilizou a equipe que prontamente contribuiu de forma imensurável para a elaboração deste trabalho.

E finalmente a Deus por me conceder forças para seguir firme mesmo com o denso fardo colocado sobre os ombros.

CURRICULUM VITAE

CLEITON CABRAL DA SILVA

Experiência profissional

AUDITEST - SISCOJ AUDITEST Manutenção, Montagem e Inspeção Industrial LTDA.

Data De Janeiro de 2014 ate Janeiro de 2015
Função Operador de Sistemas no Projeto – BRASA na Fabricação de tubulação para unidade flutuante de armazenamento e transferência. Controle do processo produtivo na caldeiraria Jambeiro, atuando no monitoramento com o auxílio do software SISCOJ na fabricação de juntas soldadas, com materiais como aço carbono, aço inox, duplex, super duplex (MARICÁ e SAQUAREMA).
Principais atividades e responsabilidades Controlar e organizar as informações sobre normas técnicas oficiais, documentos técnicos, relatórios e auxilio junto ao cliente na elaboração de databook final.

MCE Engenharia

Data De Fevereiro de 2011 ate Abril de 2013
Função Engenheiro da Qualidade no Projeto - MPX para a Construção de Usina Termelétrica.
Principais atividades e responsabilidades Planejar e supervisionar as atividades de ensaios, inspeção e assistência técnica, visando assegurar a qualidade dos Serviços prestados seja na fase de Fabricação, no canteiro de Obras ou no cliente, visando garantir que cada componente empregado, bem como o produto final estejam de acordo com as especificações de normas oficiais, da empresa e do cliente.
 Avaliar necessidades de clientes, analisando as especificações dos produtos solicitados, verificando se as especificações podem ser inspecionadas adequadamente pelo Depto. Técnico.
 Supervisionar a inspeção dos materiais recebidos, visando garantir a conformidade com as especificações exigidas.
 Supervisionar a elaboração de todos os ensaios e testes especificados para cada produto.
 Controlar e organizar as informações sobre normas técnicas oficiais, fazendo sua divulgação conforme a necessidade e aplicabilidade a cada setor da empresa.
 Elaboração de Data Book final de Obras.

Tarkett Fadamac

Data De Abril de 2008 ate Janeiro de 2011
Função Inspetor da Qualidade
Principais atividades e responsabilidades Desenvolvimento de Produtos
 Controle de Materia-Prima
 Controle de Processo através das ferramentas da Qualidade e Solução de Problemas (CEP; MASP; FMEA; PDCA)
 Melhoria Continua de Processo
 Auditor Interno (ISO-9000; 14000) e OHSAS 18000
 Projeto Implementado para reaproveitamento de rejeitos em processos.

Educação e formação **Escola Politécnica da Universidade de São Paulo**

Data De Janeiro de 2014 a Dezembro de 2015
Qualificação atribuída Especialização em Engenharia de Soldagem

Universidade do Vale do Paraíba

Data De Janeiro de 1999 a Dezembro de 2003
Qualificação atribuída Engenharia de Materiais

Colégio Antonio Afonso

Data De Janeiro de 1994 a Dezembro de 1997
Qualificação atribuída Técnico em Química Industrial

ursos Extracurriculares **Inspeção em Teste por Ponto (em processo de qualificação)**

Qualidade em Processos Industriais

Mecânica

PAOP

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) possuem uma microestrutura austeno-ferrítica com uma fração média de cada fase de aproximadamente 50%. Esta microestrutura duplex é responsável pelas excelentes propriedades mecânicas, especialmente o limite de escoamento e a tenacidade, e pela elevada resistência à corrosão por pites e sob tensão em meios contendo cloretos. A soldagem destes aços é frequentemente uma operação crítica. Este trabalho visa avaliar a influência da soldagem multipasse no passe de raiz sobre o balanço de fases ferrita/austenita e na precipitação de fases deletérias nas regiões da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC) dos AISD. Os resultados mostraram que o efeito da soldagem multipasse sobre as frações volumétricas das fases no metal de base foi baixa e que no metal de solda houve uma tendência de queda na quantidade de ferrita com o acréscimo no número de passes.

ABSTRACT

The duplex (DSS) and superduplex (SDSS) stainless steels have an austenitic-ferritic microstructure with a mean fraction of each phase by approximately 50%. This duplex microstructure is responsible for the excellent mechanical properties, especially the yield strength and toughness, and high resistance to pitting corrosion and cracking in chloride containing media. The welding of these steels is often a critical operation. This work aims to evaluate the influence of multipass welding in the root pass microstructure on the balance of ferrite phase / austenite and precipitation of deleterious phases in the regions of the fusion zone (FZ) and in the heat affected zone (HAZ) of samples of DSS and SDSS. The results showed that the effect of the multipass welding on the volumetric fractions of the phases in the base metal was low and in the weld metal presented a decrease in the ferrite volumetric fraction with the increase in the number of pass.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Comparação entre o PRE dos Aços Inoxidáveis Austeníticos e duplex.....	6
Figura 2.2 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr	11
Figura 2.3 – Efeito do carbono na expansão da fase austenita	13
Figura 2.4 – Projeções líquidus e solidus do sistema ternário Fe-Cr-Ni.	14
Figura 2.5 – Seção vertical do diagrama Fe-Cr-Ni a 70% de Fe.	15
Figura 2.6 – Diagrama de constituição de De-Long.	19
Figura 2.7 – Modelo de nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação ($\delta \rightarrow \sigma / \gamma$) em um AID.....	21
Figura 2.8 – Micrografia da transformação eutetóide $\gamma_2 + \sigma$. AID S32750 após 72 horas a 700°C.....	23
Figura 2.9 – Mecanismo de corrosão intergranular baseado no empobrecimento de cromo das regiões próximas as extremidades do grão.	26
Figura 2.10 – Influência dos elementos de liga na formação de vários precipitados.....	28
Figura 2.11 – Ciclos térmicos de soldagem em diferentes pontos de uma junta soldada.	31
Figura 2.12 – Repartição térmica para uma junta soldada	32
Figura 2.13 – Ciclos térmicos de uma solda multipasse em um ponto localizado na ZAC próximo a raiz.	32
Figura 2.14 – Isoterma do fluxo de calor para as condições de chapas fina intermediária e grossa	34

Figura 2.15 – Influência da velocidade no formato das isothermas.	35
Figura 2.16 – Influencia do pré-aquecimento na velocidade de resfriamento. .	36
Figura 2.17 – Ciclos térmicos de uma soldagem multipasse em um ponto na ZAC próximo ao passe de raiz	37
Figura 2.18 – Ciclos térmicos de uma soldagem multipasse em um ponto na ZAC próximo ao terceiro passe.	38
Figura 2.19 – Relação entre a energia livre de Gibbs e a temperatura.....	39
Figura 2.20 – Diagrama esquemático da interface S/L.	41
Figura 2.21 – Efeito do gradiente de solidificação e temperatura no modo de solidificação	42
Figura 2.22 – Esquema de super-resfriamento constitucional.	43
Figura 2.23 – Efeito do super-resfriamento constitucional nos modos de solidificação: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dentritico; (d) equiaxial dentritico.....	44
Figura 2.24 – Crescimento competitivo na zona de fusão.....	46
Figura 2.25 – Gradientes térmicos e formatos da poça de fusão (a) elíptico; (b) de gota.	47
Figura 2.26 – Mecanismo de nucleação heterogênea.....	49
Figura 2.27 – Mecanismos de nucleação na poça de fusão (a) vista de topo; (b) vista lateral.....	50
Figura 2.28 – Efeito dos níveis de N ₂ no metal de adição quando utilizado como gás de proteção no AISDs.....	54
Figura 2.29 – Ábaco para estimar o tempo de resfriamento 1200°C-800°C em função da energia de soldagem e espessura da chapa	56

Figura 2.30 – Diagrama das mudanças microestruturais nas diferentes zonas da junta soldada de um AID.....	58
Figura 2.31 – Ciclo térmico na ZAC para temperatura acima da linha solvus de ferrita.....	61
Figura 2.32 – Estágios de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. (a) temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$; (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase.	63
Figura 2.33 – Esquema dos equipamentos necessário para a soldagem GTAW	64
Figura 2.34 – Polaridades encontradas no processo de soldagem.	66
Figura 4.1 – Geometria da junta.....	71
Figura 4.2 – Sequencia de soldagem realizada.....	72
Figura 4.3 – Posição da retirada das amostras e dimensão	75
Figura 4.4 – Pontos de referência para leitura das fases δ e γ ; (a) CP-01, (b) CP-02, (c) CP-03	76
Figura 4.5 – Perfis de leitura de microdureza; (a) CP-01, (b) CP-02, (c) CP-03	77
Figura 4.6 – Retirada e dimensões das amostras para ensaio de corrosão.....	79
Figura 4.7 – Arranjo para o ensaio de corrosão.....	80
Figura 5.1 – Perfil de dureza CP-01.....	81
Figura 5.2 – Perfil de dureza CP-02	82
Figura 5.3 – Perfil de dureza CP-03.....	82
Figura 5.4 – Perfil de dureza na raiz das amostras soldadas.....	83
Figura 5.5 – Micrografia óptica do metal de base do UNS 32760 mostrando as fases de ferrita atacada (escura) e austenita atacada (clara) 500x. δ 55% γ 45%.	85

Figura 5.6 – Micrografias das microestruturas da região da ZF do passe de raiz das amostras; (a) CP-01 500x; (b) CP-02 500x (c) CP-03 500x	87
Figura 5.7 – Teor de Ferrita no passe de raiz do CP-03.....	89
Figura 5.8 – Micrografia da ZAC do passe de raiz CP-03	91
Figura 5.9 – Micrografias das microestruturas da região da ZAC do passe de raiz das amostras; (a) CP-01 200x; (b) CP-02 200x (c) CP-03 200x	92
Figura 5.10 – Teor de Ferrita no passe de raiz do CP-03.....	93
Figura 5.11 – Micrografia da região da ZAC da raiz do CP-03 500x	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – valores típicos encontrados de PRE para AID e AISD.....	7
Tabela 2.2 -: Composição química dos AID e AISD.....	8
Tabela 2.3 -: Propriedades mecânicas dos AID e AISD mais comuns	10
Tabela 2.4 -: Elementos formadores de fases dos AID e AISD.....	16
Tabela 2.5 -: Faixa de aporte térmico para soldagem de aços duplex, superduplex e hiperduplex	56
Tabela 4.1 -: Composição química do superduplex UNS S32760.....	69
Tabela 4.2 -: Classificação e dimensões do AISD utilizado.....	70
Tabela 4.3 -: Composição da mistura gasosa utilizada no processo de soldagem	70
Tabela 4.4 -: Parâmetros de soldagem.....	73
Tabela 5.1 -: Perda de massa das amostras soldadas.....	95

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

AID: Aço Inoxidável Duplex

AISD: Aço Inoxidável Superduplex

δ : Ferrita

γ : Austenita

σ : Sigma

α' : Alfa linha

M_xN_y : Nitretos

M_xC_y : Carbonetos

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS	iii
CURRICULUM VITAE.....	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	viii
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS.....	ix
SUMÁRIO	xi
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	3
2.1.1 Classificação Dos Aços Inoxidáveis.....	4
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	4
2.2.1 Aços Inoxidáveis Duplex X Aços Inoxidáveis Superduplex. ..	5
2.2.2 Propriedades Mecânicas.....	8
2.2.3 Resistência A Corrosão.....	10
2.3. DIAGRAMA DE EQUILIBRIO DE FASES.....	11
2.3.1 Sistema FeCr.....	11
2.3.2 Sistema FeCrC.....	12
2.3.3 Sistema FeCrNi.....	13
2.3.4 MICROESTRUTURA.....	14
2.3.5 DIAGRAMA DE SCHAEFFLER x DIAGRAMA DE DELONG.....	17
2.4 PRECIPITAÇÃO DE FASES.....	19
2.4.1 Fase Alfa Linha α'	20
2.4.2 Fase Sigma σ	20
2.4.3 Fase Ausntenita Secundária γ_2	22
2.4.4 Fase CHI χ	23
2.4.5 Fase De Laves R.....	24
2.4.6 NITRETOS M_xN_y	24
2.4.7 CARBONETOS M_xC_y	25
2.4.8 ELEMENTOS DE LIGA.....	26
2.5 SOLDAGEM.....	28
2.5.1 Eficiência Térmica Do Processo De Soldagem.....	29
2.5.2 Distribuição Térmica.....	30
2.5.3 fatores que influenciam no ciclo térmico.....	33

2.5.3.1 Metal de base.	33
2.5.3.2 Espessura da Chapa.	33
2.5.3.3 Intensidade de Corrente.	35
2.5.3.4 Velocidade de Soldagem.	35
2.5.3.5 Pré-Aquecimento.	36
2.6 SOLDAGEM MULTIPASSE.	36
2.7 SOLIDIFICAÇÃO	38
2.7.1 Modos de Solidificação e Super Resfriamento Constitucional	40
2.7.2 Solidificação na Poça de Fusão.	45
2.7.3 Solidificação dos Aços Inoxidáveis Duplex.	50
2.8 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	52
2.8.1 Processo de Soldagem.	52
2.8.1.1 Metal de Adição.	53
2.8.1.2 Gás de Proteção.	53
2.8.1.3 Tempo de Resfriamento e Energia de Soldagem	55
2.8.2 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex durante a Soldagem.	57
2.8.2.1 Zona Fundida.	58
2.8.2.2 Zona Afetada pelo Calor.	59
2.8.2.3 Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Elevada.	60
2.8.2.3 Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa.	62
2.8.3 Processo de Soldagem GTAW.	64
2.8.3.1 Seleção do Tipo de Corrente.	65
3. OBJETIVOS.	68
4. MATERIAIS E MÉTODOS.	69
4.1 MATERIAIS.	69
4.2 CONSUMÍVEIS.	69
4.3 PREPARAÇÃO DA JUNTA.	71
4.4 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.	71
4.5 ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.	73
4.5.1 Ensaio de Inspeção Visual.	74
4.5.2 Ensaio por Líquido Penetrante.	74
4.6 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA.	74
4.7 MICROSCOPIA ÓPTICA.	75
4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA.	77
4.9 CORROSÃO.	78
4.10 ANÁLISE QUÍMICA.	80
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.	81
5.1 Ensaios não Destrutivos.	81
5.2 DUREZA.	81
5.3 ENSAIO METALOGRÁFICO.	83

5.3.1 Microestrutura Do Metal De Base.....	84
5.3.2 Zona Fundida.....	85
5.3.3 Zona Afetada Pelo Calor.	90
5.4 ENSAIO DE CORROSÃO.....	94
6. CONCLUSÃO.	96
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	99
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:	100

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

O aço inoxidável duplex (AID), e o super duplex (AISD) apresentam uma microestrutura, composta aproximadamente por partes iguais de ferrita (50%) e austenita (50%). Isso permite que esses aços associem as propriedades do aço inoxidável ferrítico e também do aço inoxidável austenítico. Dentre tais propriedades destacamos: alta resistência a tração e fadiga, tenacidade (ainda que em baixas temperaturas), boa soldabilidade e excelente resistência a corrosão (por pites, sob tensão). Tais características os tornam interessantes para vários segmentos da indústria, principalmente para a indústria de petróleo e gás, sendo uma alternativa para ambientes agressivos como meios aquosos com presença de cloretos. Outras aplicações para esses aços podem ser: tubulação de trocadores de calor, tubulação subterrâneas, separadores de óleo e gás.

Se a soldagem não for executada cuidadosamente as vantagens dos AISD comparado aos demais aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas. Com isso tem sido dada grande importância ao tema principalmente para os aços AISDs.

Pretende-se, nesse estudo, avaliar a influencia de um processo de soldagem multipasse GTAW no passe de raiz, região esta que esta exposta a ambientes geralmente agressivos.

O trabalho visa apresentar a evolução pela qual passa essas regiões (metal de base, zona afetada pelo calor e zona fundida) com o andamento do processo e

do possível surgimento de fases indesejáveis que prejudicam o desempenho do material em serviço.

A caracterização microestrutural das juntas soldadas foram realizadas por microscopia óptica (MO).

As propriedades mecânicas foram obtidas através de ensaio de dureza e resistência a corrosão por pites segundo norma ASTM G48 método A.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 – AÇOS INOXIDÁVEIS.

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que apresentam em sua composição, como elemento de liga predominante o cromo numa concentração em peso de no mínimo 10,5%. Apresentam alta resistência a corrosão numa variedade de ambientes especialmente a atmosfera ambiente. [1]

Além da resistência a corrosão, alia uma elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência significativa ao calor, e mantem suas propriedades mesmo em temperaturas elevadas como à baixas temperaturas. Tais características determina a vasta aplicabilidade dos aços inoxidáveis [2].

O que difere os aços inoxidáveis dos demais aços, e os torna resistentes, e a formação de uma camada seja de óxido ou hidreto na superfície no metal que é estabilizado pelo cromo que o impede do contato com o meio agressivo. Esse fenômeno é conhecido como passividade e pode ocorrer com o cromo, níquel, titânio e outras ligas destes metais.

Sendo o cromo o principal constituinte responsável para a formação deste filme passivador, este efeito favorável já pode ser observado mesmo numa pequena quantidade presente na liga. Porém, em certas condições (elevadas temperaturas, tensões de tração ou ainda meios agressivos), o filme protetor pode se romper e iniciar um processo de corrosão.

2.1.1 – CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.

Diferente dos outros sistemas para a classificação, onde usualmente se classifica pela composição química do aço, para os aços inoxidáveis os mesmos são categorizados pela fase metalúrgica apresentada em sua microestrutura. [3]

De acordo com LIPPOLD, os aços inoxidáveis se apresentam em cinco classes são elas:

- Aços inoxidáveis martensíticos
- Aços inoxidáveis ferrítico
- Aços inoxidáveis austeníticos
- Aços inoxidáveis Duplex (austeno-ferríticos)
- Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

2.2 – AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) é caracterizada por uma microestrutura que consiste de uma mistura de aproximadamente 50% em volume de austenita em uma matriz ferrítica. O balanceamento destas fases depende do fabricante. Geralmente o percentual da fase austenítica, varia dentro de uma faixa de 30 a 70%. Tal estrutura é obtida, através de um controle simultâneo da composição química e da temperatura de solubilização.

Outra definição para os AID, defini como sendo aproximadamente igual número de contornos de grão alfa-alfa e beta-alfa, cuja a soma é igual ao numero de interfaces alfa-beta.

De acordo com Olsson [4], os AID podem ser classificados como:

UNS S32101 – AID, que apresenta resistência à corrosão por pites e frestas, muito maiores que um aço inoxidável austenítico 304L e próximo ao 316L.

UNS S32304 – AID, que apresenta que apresenta resistência à corrosão por pites e frestas superior a de um aço inoxidável austenítico 316L.

UNS S31803 – AID mais comumente utilizado que apresenta uma resistência a corrosão por fresta semelhante a classe de alta liga austenítica 904L.

UNS S32507 - AISD (aços inoxidáveis superduplex), apresenta um maior número de índice de resistência equivalente ao pite (PRE) comparado aos outros AID.

2.2.1 – Aços Inoxidáveis Duplex X Aços Inoxidáveis Superduplex.

A diferença de denominação entre os aços duplex (AID) e superduplex (AISD) não está relacionada com diferenças em suas microestruturas ou tratamentos térmicos empregados, mas simplesmente pelas diferenças de suas composições químicas, que para os mesmos refletem um ponto muito importante que é a sua resistência à corrosão por pites (PRE) em meios

contendo cloretos. Este conceito PRE (*Pitting Resistance*), foi proposto na década de 70, e muito utilizado ainda hoje.

Ele é calculado, pelas adições dos percentuais em peso dos elementos que diretamente influenciam a resistência a corrosão por pites e são eles: Cromo, Molibdênio, Nitrogênio e Tungstênio.

Das varias expressões encontradas na literatura para o calculo da resistência a corrosão por pites, a mais comumente utilizada é:

$$\text{PRE} = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N$$

O número PRE, fornece uma previsão da resistência à corrosão por pites. Os aços inoxidáveis com PRE acima de 40 são classificados como superduplex (AISD), e os com PRE inferior a 40 são classificados como duplex (AID).

A figura 01 abaixo apresenta uma comparação entre o PRE dos aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis duplex, evidenciando sua melhor resistência a corrosão.

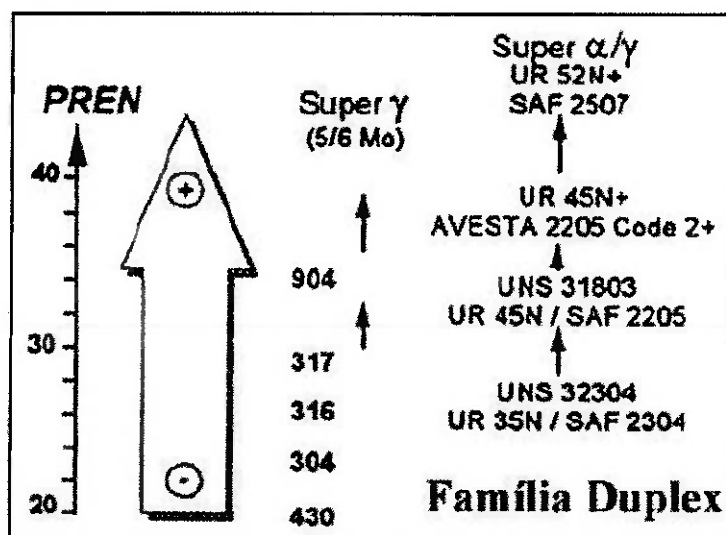


Figura 2.1: Comparação entre o PRE dos Aços Inoxidáveis Austeníticos e duplex [5]

A Tabela 2.1 apresenta os valores de PRE para os AID e AISD mais comuns.

Tabela2.1: valores típicos encontrados de PRE para AID e AISD. [6]

UNS	Nomes comerciais	Código Europeu (EN)	PRE _N
Alloy Lean			
S31500	3RE6, A903, VLX 569	1.4417	23
S32304	SAF2304, UR35N, VLX534	1.4362	25
S32304	UR50	-	31
Standard 22%Cr			
S31803	2205, UR45N, Falc223, AF22, VS22	1.4462	34
	VLX562, DP8, 318LN, A903,		
	1.4462/PRESS35, NKCr22, SMCr		
	Remanit 4462		
S3205	UR45N+, 2205	1.4462	35
High Alloy			
S31200	UHB 44LN, UR 47N, VLX547	-	38
S31260	DP3	-	38
S32550	Ferrallium 255, UR52n	1.457	38
S32900	AISI 329, UHB 44L, 1RE51, 453S	1.446	33
S32950	7Mo Plus	-	36
Superduplex			
S32520	UR52N +, SD40	1.4507	41
S32750	SAF2507, UR47N +	1.4410	41
S32760	Zeron 100, FALC100	1.4501	>40
S39226			>40
S39274	DP3W	-	42
S39277	AF918, 25.7Ncu	-	42

A Tabela 2.2 apresenta as principais composições dos AID e AISD comerciais, sendo ressaltadas as composições dos AISD.

Tabela 2.2: Composição química dos AID e AISD. [6]

UNS	Elementos % em peso										
	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Outros
Standard 22%Cr											
J92205 (2205)	0.03	0.02	0.04	1.0	1.5	4.5-6.5	21-23.5	2.5-3.5	1.0	0.1-0.3	-
J93183 (KCR-D183)	0.03	0.03	0.04	2.0	2.0	4.0-6.0	20-23	2.0-4.0	1.0	0.08-0.25	0.5-0.15Co
High alloy											
J93345 (Escaloy)	0.08	0.025	0.04	-	1.0	8.0-11.0	20-27	3.0-4.5	-	0.1-0.3	-
J93370 (CD-4MCu)	0.04	0.04	0.04	1.0	1.0	4.75-6.0	24.5-26.5	1.75-2.25	2.75-3.25	-	-
J93371 (3A)	0.06	0.04	0.04	1.0	1.0	4.0-6.0	24-27	1.75-2.5	2.75-3.25	0.15-0.25	-
J93372(CD-4MCuN)	0.04	0.04	0.04	1.0	1.0	4.7-6.0	24.5-26.5	1.7-2.3	2.7-3.3	0.1-0.25	-
J93550 (KCR-D283)	0.03	0.03	0.04	2.0	2.0	-	23-26	5.0-8.0	1.0	0.08-0.25	0.5-0.15Co
Superduplex											
J93380 (Zeron100)	0.03	0.025	0.03	1.0	1.0	6.5-8.5	24-26	3.0-4.0	0.5-1.0	0.2-0.3	0.5-1.0W
J93404 (Alloy 958)	0.03	-	-	1.0	1.5	6.0-8.0	24-26	4.0-5.0	-	0.1-0.3	-

2.2.2 – PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Os AID apresentam baixo coeficiente de expansão térmica, semelhante aos aços inoxidáveis ferríticos, o que o torna adequado para situações onde requer ciclos térmicos.

A sua condutividade térmica, apresenta-se maior comparado aos aços inoxidáveis austeníticos combinado com a resistência mecânica mais elevada,

que permite componentes de paredes finas em muitas aplicações, tais como vasos de pressão. [6]

Os AID apresentam maiores valores de limite de escoamento e resistência a tração, que muitos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos e com alongamento de até 25%. Como todos os outros metais e ligas, as propriedades mecânicas dependem de fatores tais como o tamanho do grão, grau de segregação. [6]

Segundo Robert Gunn [6] os altos valores encontrados para a resistência a tração e limite de escoamento, são resultado de vários mecanismos simultâneos que são eles:

- Endurecimento por solução sólida intersticial (C,N).
- Endurecimento por solução sólida substitucional (Cr, Mo, Ni, etc).
- Endurecimento por refinamento de grão devido à presença de duas fases.
- Possível endurecimento devido a formação de austenita secundária.
- Endurecimento devido a ferrita, uma vez que, para uma composição semelhante, esta fase é mais dura que a estrutura austenítica.
- Esforço induzido pela contração diferencial de ambas as fases durante o resfriamento a partir das temperaturas de recozimento.

A combinação desses mecanismos, explica as notáveis propriedades mecânicas dos AID.

A Tabela 2.3 apresenta as propriedades mecânicas dos AID e AISD mais comuns.

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas dos AID e AISD mais comuns. [6]

TIPO	CLASSE	Limite de escoamento MPa	Limite de resistência MPa	Alongamento %
FERRITICO	S40900	205	380	20
	S44700	415	550	20
AUSTENITICO	S31603	170	485	40
	S31254	300	650	35
DUPLEX E SUPERDUPEX	S31200	450	690	25
	S31803	450	620	25
	S32550	550	760	15
	S32750	550	795	15
	S32760	550	750	25
	S32900	485	620	15

2.2.3- RESISTÊNCIA A CORROSÃO.

A resistência a corrosão dos AID é definida principalmente como sendo a habilidade de se passivar e repassivar em serviço. Quanto a resistência a corrosão localizada superior, comparada, por exemplo, a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos, é devido a resistência das fases que o compõem (α e γ). [7]

A grande utilização dos AIDs, deve-se principalmente a excelente resistência a corrosão por pites, frestas e também sob tensão. Também são utilizados onde uma resistência a corrosão generalizada se faz necessária.

2.3 – DIAGRAMA DE EQUILIBIO DE FASES.

A compreensão de diagramas de fases para sistemas de ligas é de extrema importância, tendo em vista que há uma grande correlação entre a microestrutura que se desenvolve e as propriedades mecânicas. [1]

2.3.1- SISTEMA Fe-Cr

Este sistema, é o primeiro a ser descrito já que o Cr trata-se do principal elemento de liga presente nos aços inoxidáveis. A figura 2.2 apresenta o diagrama de equilíbrio de fase para o sistema Fe-Cr.

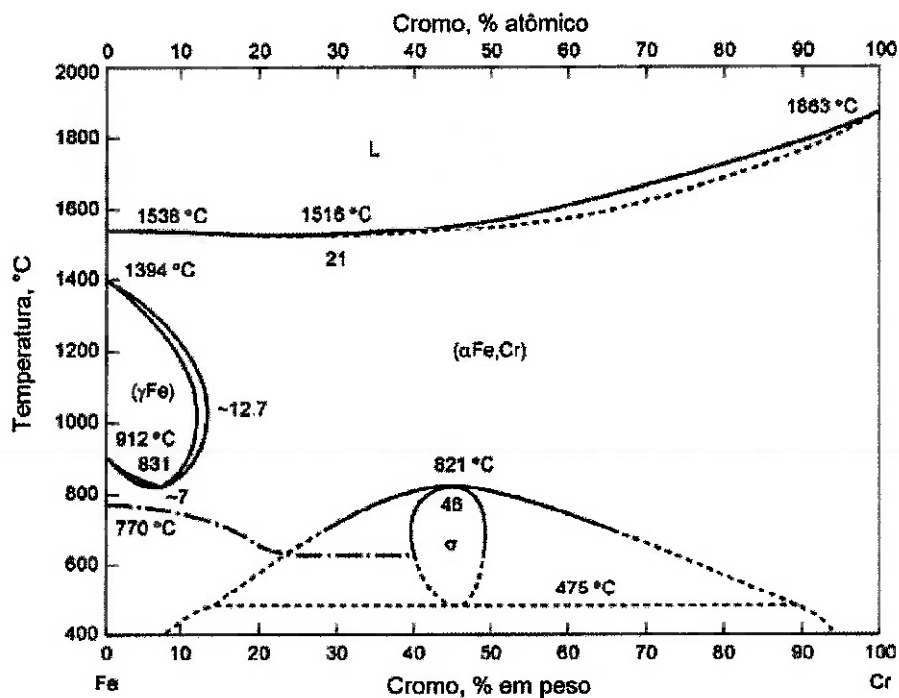


Figura 2.2: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr [3]

É possível observar que há uma completa solubilidade do Cr no aço em elevadas temperaturas e a solidificação de todo o sistema Fe-Cr ocorre como ferrita. Em baixas concentrações de Cr, até 12,7% em peso observa-se a formação de austenita em temperaturas entre 912°C e 1394°C. Altas taxas de resfriamento para concentrações de até 12,7% de Cr pode transformar essa austenita em martensita. A baixa temperatura encontra-se a chamada fase sigma, que ocorre com maiores frequências em ligas que apresentam teores de Cr acima de 20% em peso.

A formação da fase sigma, ocorre de forma muito lenta e requer tempos de exposição elevados nas faixas de temperaturas entre 600°C e 800°C. Por ser uma fase frágil, sua presença é extremamente indesejável.

O diagrama do sistema Fe-Cr, também apresenta uma linha horizontal na temperatura de 475°C. Nessa temperatura, ocorre um fenômeno conhecido como fragilização a 475°C que são de precipitados ricos em Cr dentro da matriz alfa conhecidos como fase alfa primária (α').

2.3.2- SISTEMA Fe-Cr-C.

A adição do carbono neste sistema, muda significativamente fazendo com que a região austenítica demonstrado na figura 02, sofra uma expansão permitindo que a austenita seja estável a elevadas temperaturas mesmo contendo maiores teores de cromo.

A figura 2.3 mostra o efeito da adição de carbono na expansão da fase austenita, mesmo que em pequenas quantidades.

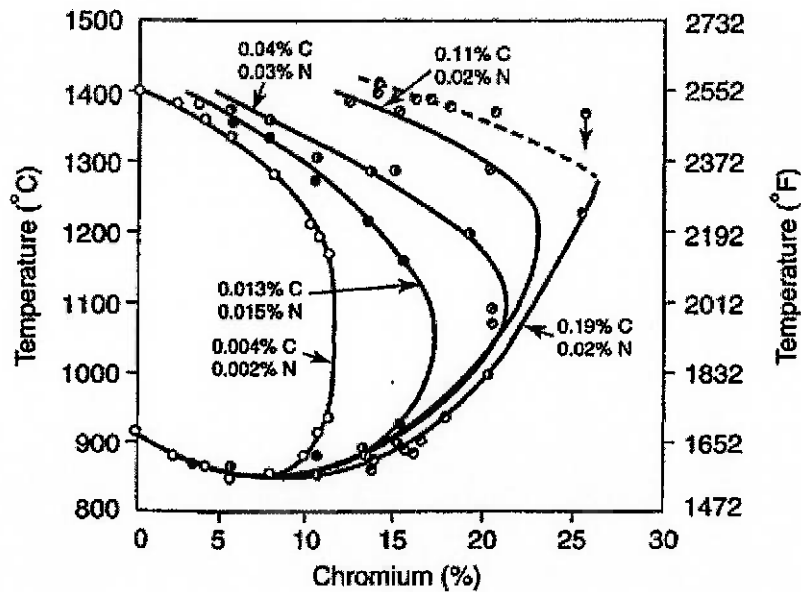


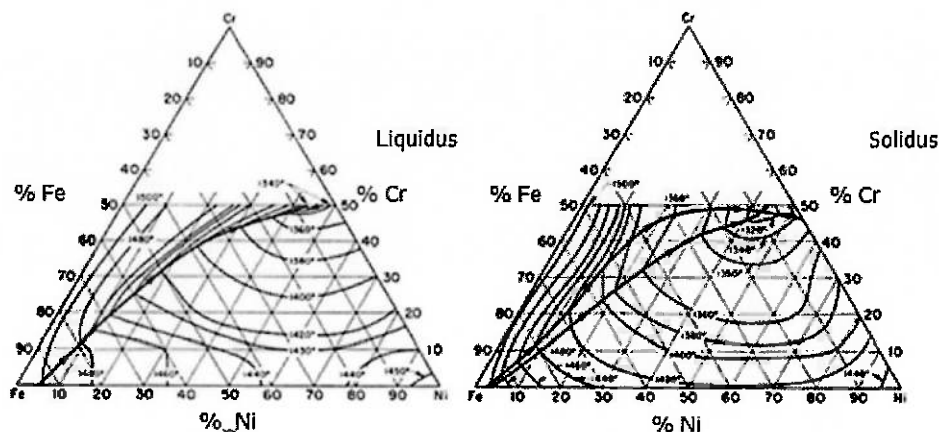
Figura 2.3: Efeito do carbono na expansão da fase austenita. [3]

2.3.3- SISTEMA Fe-Cr-Ni.

A adição de níquel também permite que o campo da fase austenita se expanda e permite a austenita ser uma fase estável a temperatura ambiente. Este sistema ternário é a base para os aços inoxidáveis austeníticos e AID. Neste diagrama, é possível observar a presença de duas linhas (liquidus e solidus), que podem ser utilizadas para descrever o comportamento da solidificação de ligas baseadas nesse sistema. Nota-se que a superfície liquidus, é demonstrada por uma linha próxima ao lado Fe-Cr iniciando próximo ao ápice do triângulo onde há maior concentração de Fe até o lado Cr-Ni. Esta faixa do diagrama separa as composições que solidificam como ferrita primária das composições que solidificam como austenita.

A superfície solidus, é demonstrada por duas linhas que parte da região rica em Fe ate o lado Cr-Ni rica em níquel. Entre essas duas linhas, as fases ferrita e austenita coexistem. Esta região separa os campos de ferrita e austenita.

Figura 2.4: Projeções liquidus e solidus do sistema ternário Fe-Cr-Ni. [3]



2.3.4- MICROESTRUTURA

A microestrutura dos AID, são caracterizadas pela presença de cerca de 50% em volume de ilhas de austenita com microestrutura cristalina CFC numa matriz CCC de ferrita. Esta microestrutura é obtida através de controle simultâneo da composição química e temperatura. Pertence ao sistema Fe-Cr-Ni, porem existem outros elementos de liga que são adicionados que alteram sua microestrutura e suas propriedades. Dentre os elementos adicionados ao sistema estão o Mo, N, W, Cu e Si.

A figura 2.5 mostra uma seção do diagrama pseudo binário Fe-Cr-Ni para um percentual de 70% de Fe em peso, em que a solidificação de em AID é completamente ferrítica. Com o avanço do resfriamento, parte desta ferrita

começa a se transformar em austenita chegando a temperatura ambiente com uma microestrutura bifásica (ferrita + austenita) isso se as condições de resfriamento não permita a formação de outras fases.

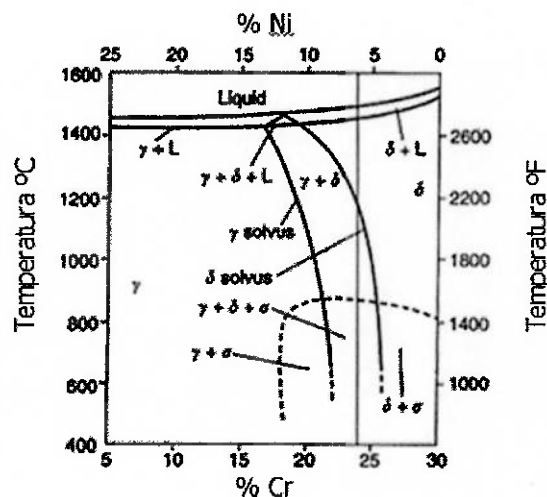


Figura 2.5: Seção vertical do diagrama Fe-Cr-Ni a 70% de Fe. [3]

Durante o processo de fabricação do AID (laminação), que é realizada na faixa de temperatura entre 1000°C até 1200°C podendo chegar a 1300° no caso dos AISD. Após é realizado um tratamento térmico de solubilização na faixa de 1050°C a 1150°C. Com isso obtém-se a microestrutura duplex com uma fração volumétrica de ferrita na faixa de 40 a 45%.

A previsão desta microestrutura é bastante difícil já que uma grande quantidade de elementos de liga se fazem presentes na constituição dos AIDs, e estes modificam o sistema Fe-Cr-Ni. Por isso há uma série de trabalhos com formulações empíricas que tentam estimar as frações volumétricas de ferrita e austenita.

Estes elementos de liga adicionados afetam o equilíbrio das fases e a relativa estabilidade entre as mesmas. Esses elementos podem ser divididos naqueles que estabilizam ou promovem a formação de uma fase.

Os aços austeníticos, possuem altos níveis de níquel e outros elementos formadores da fase austenita, já os ferríticos, contêm um balanço de elementos, como altos níveis de cromo tal que a fase ferrita é a microestrutura predominante. Este balanço tem importantes implicações em propriedades mecânicas, resistência a corrosão e soldabilidade.

Segundo Lippold [3] a Tabela 2.4 traz os elementos que promovem a formação das fases ferrita e austenita.

Tabela 2.4: Elementos formadores de fases dos AID e AIDs.

FASE	Elementos que promovem a formação da fase	
FERRITA	Cromo Molibdênio Nióbio Titânio	Alumínio Vanádio Tungstênio Silício
AUSTENITA	Níquel Manganês Carbono	Nitrogênio Cobre Cobalto

A presença desses elementos associados levou a uma série de diagramas para a previsão da constituição das fases e relação de equivalências na

solidificação do sistema Fe-Cr-Ni. Expressões também foram propostas que agrupam esses elementos presentes e seus efeitos (ferritizantes ou autenitizantes). Essas expressões passaram a determinar o que hoje é conhecido como Cromo equivalente e Níquel equivalente.

2.3.5- DIAGRAMA DE SCHAEFFLER X DIAGRAMA DE DELONG.

Os teores de ferrita e de martensita em depósitos de solda dependem de suas respectivas composições químicas. em aços inoxidáveis e depósitos de solda dependem de suas respectivas composições químicas. O cálculo destes teores foi realizado num diagrama de constituição.

Os mais comumente utilizados digramas de constituição para a previsão da microestrutura na do metal de solda, são Schaeffler e De Long. Porem há uma diferença entre as considerações que ambos fazem para o assunto.

Schaeffler, não inclui o elemento Nitrogênio na equação 1 para o cálculo de níquel equivalente, mesmo este elemento ser de importante influencia como um elemento que promove a formação da microestrutura austenita. De acordo com Lippold, esta não inclusão do elemento Nitrogênio se deu pelo fato de haver dificuldade para a determinação do nitrogênio na época. [3]

A fórmula proposta por Schaeffler para o níquel equivalente foi:

$$\text{Ni}_{eq.} = \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 30\text{C} \quad (1)$$

DeLong, em vez de prever a constituição do metal de solda, para toda a série dos aços inoxidáveis, ele se concentrou em particular numa determinada

região de interesse. Ampliou a escala e posicionou as linhas com mais precisão, permitindo um maior detalhe do conteúdo de ferrita no metal de solda austenítico. Também investigou a importante influência do elemento nitrogênio na microestrutura do metal de solda, mostrando que este tem forte influência no teor de ferrita.

A fórmula proposta por De Long para o níquel equivalente foi:

$$\text{Ni}_{eq.} = \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 30\text{C} + 30\text{N} \quad (2)$$

Um segundo ponto foi o aumento no declive das linhas de ferrita para explicar as discrepâncias existentes entre os valores medidos e os valores encontrados por exemplos no 316, 316L e 309. A terceira diferença entre Schaeffler e DeLong, é que os espaços entre as linhas de ferrita são constantes ao passo que para Schaeffler, o espaço entre as mesmas variam.

A figura 2.6 apresenta o diagrama de constituição de De Long.

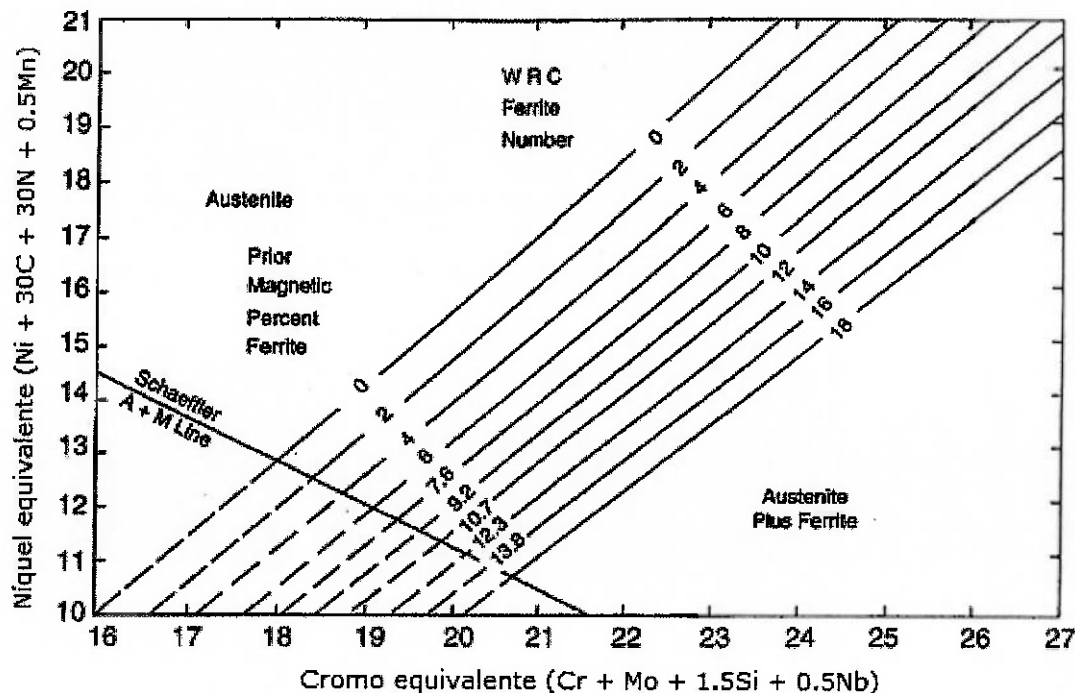


Figura 2.6: Diagrama de constituição de De-Long. [3]

2.4- PRECIPITAÇÃO DE FASES.

Seja por condições de serviço, tratamentos térmicos inadequados ou até mesmo pelo processo de soldagem, os AID e AISD encontram-se expostos a temperaturas nas quais não somente as fases ferrita e austenita que compõem a microestrutura básica podem estar presentes, podendo outras fases estarem surgindo em decorrência dessas intervenções. Na faixa de temperatura de 300°C a 1050°C essas fases podem estar presentes devido a instabilidade da microestrutura básica presente nesses aços transformando-se em outras fases como alfa linha, sigma, chi, austenita secundária, fase de Laves além de nitretos e carbonetos.

A presença dessas fases é indesejável uma vez que afeta as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como também a resistência a corrosão. Essas fases ocorrem preferencialmente na matriz ferrítica.

2.4.1- FASE ALFA LINHA (α').

Na temperatura de decomposição mais baixa encontrada nos AIDs, encontra-se a fase alfa linha (α'), que ocorre entre 300 e 525°C e é a principal causa do endurecimento e da fragilização a 475°C. [6]. Sugere-se que a formação de (α') é uma consequência da diferença de miscibilidade no sistema Fe-Cr, onde a ferrita sofre decomposição em duas outras fases. Uma ferrita rica em Fe e outra rica em Cr. A fase (α') é frequentemente associada com a co-precipitação, de Cr_2N sob a forma de redes de agulhas sub-grãos intercaladas dentro de um filme (α').

2.4.2- FASE SIGMA (σ).

Das fases precipitadas que podem estar presentes nos AID e AISD a fase sigma (σ), destaca-se como a principal, devido ao sua fração volumétrica observada e a sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

Com aproximadamente 25 a 30% de precipitação da fase sigma, a dureza se eleva de 250 para 450 Vickers, já o alongamento pode para 7%

comparado aos 40% sem a presença desta fase. [8]. Quanto a resistência a corrosão, a precipitação de (σ) reduz a resistência à corrosão dos AIDs, sua presença pode aumentar a velocidade de corrosão de um AID em até oito vezes [8] quando submetidos a ambientes ácidos preferencialmente as regiões da matriz empobrecidas de Cr e Mo.

Esta fase, um composto intermetálico de composição Fe-Cr-Mo bastante dura e frágil que surge em temperaturas entre 650 e 1000°C. Sua formação se dá pelo processo de decomposição da ferrita nas fases sigma e austenita ($\delta \rightarrow \sigma / \gamma$), nucleando preferencialmente nos contornos de grão ferrítico e nas interfaces δ / γ . Elementos como Cr e Mo que são estabilizadores da ferrita, são precursores da formação da fase sigma.

A figura 2.7 apresenta um modelo representativo para a nucleação e crescimento da fase (σ), durante a transformação $\delta \rightarrow \sigma / \gamma$. [9]

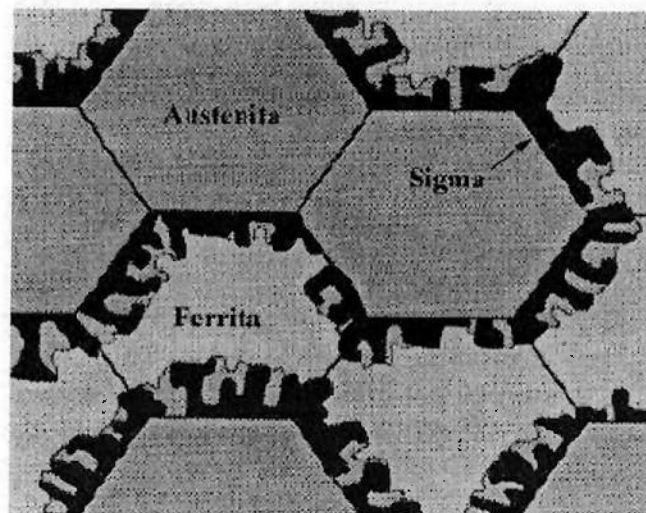


Figura 2.7: Modelo de nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação ($\delta \rightarrow \sigma / \gamma$) em um AID. [9]

Alguns fatores podem influenciar a precipitação de (σ), são eles: [9]

- Composição química da liga;
- Frações volumétricas de ferrita e austenita;
- Deformação plástica a frio ou a quente;
- Temperatura do tratamento de solubilização.
- Tamanho de grão da ferrita.

2.4.3- FASE AUSTENITA SECUNDÁRIA (γ_2).

A austenita secundária (γ_2) pode ser formada rapidamente por diferentes mecanismos dependendo da temperatura. Abaixo de 650°C, a composição desta austenita secundária tem uma composição semelhante à da ferrita, sugerindo um movimento de muitos átomos que resultam na alteração da microestrutura do cristal (diffusionless transformation) apresentando características semelhantes à formação da martensita. Entre 650 e 800°C, onde a difusão é mais rápida, muitas formas de austenita podem precipitar como austenita de Widmanstätten. Entre 700 e 900°C, uma transformação eutetóide do tipo $\gamma_2 + \sigma$ pode ser formada. Como (γ_2) absorve o níquel, e até certo ponto rejeita Cr e Mo, incentiva a formação de precipitados rico em Cr e Mo semelhante a fase sigma. Do mesmo modo, uma forma de γ_2 que se forma nos limites δ / γ é encontrado por esta região esta empobrecida de Cr, especialmente se houver co-precipitação de nitretos. A figura 2.8 ilustra a presença das microestruturas $\gamma_2 + \sigma$ no AID.

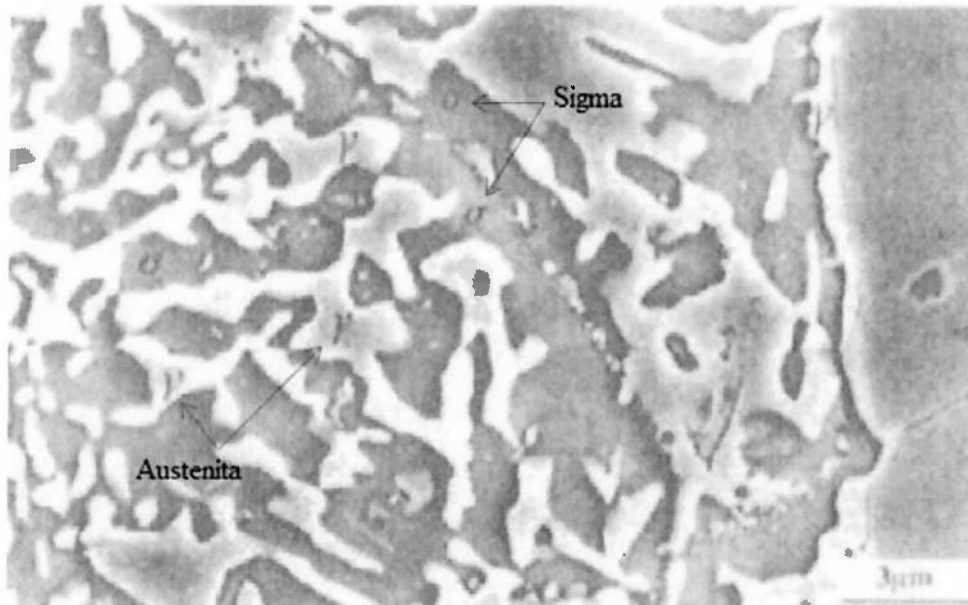


Figura 2.8: Micrografia da transformação eutetóide $\gamma_2 + \sigma$. AID S32750 após 72 horas a 700°C. [9]

2.4.4- FASE CHI (χ).

Parecida com a fase sigma, esta fase se forma em temperaturas entre 700 e 900°C porem numa quantidade menor. O enriquecimento da ferrita com elementos formadores de intermetálicos e a exposição por longos períodos de tempo a baixas temperaturas (700°C), favorece a precipitação de χ . Parecida com a fase σ , a fase χ frequentemente se forma na interface δ / γ e seu crescimento se da para dentro da ferrita.

Quanto aos malefícios provocados pela fase chi, atribui-se semelhante influencia como a fase sigma se tratando de resistência a corrosão e dureza, porem como ambas as fases coexistem, torna-se difícil o estudo individual de seus efeitos.[6]

2.4.5- FASE DE LAVES (R).

Assim como na fase chi, a exposição a baixas temperaturas por longos períodos de tempo promove a precipitação da fase R. A temperatura para o surgimento fica entre 550 e 650°C, se formam em sítios tanto intragranular como intergranular. São ricas em Mo e reduzem a resistência a corrosão da microestrutura. Porém aqueles que precipitam nos sítios intergranular, apresentem levemente um maior teor de Mo (40% a 50%) comparado aos dos sítios intragranulares, com isso sua influencia na resistência a corrosão por pite e mais marcante.

2.4.6- NITRETOS (M_xN_y).

O nitrogênio é adicionado aos AIDs para estabilizar a fase austenita e melhorar propriedades como resistência a corrosão. Sua solubilidade é maior na austenita comparada a solubilidade na ferrita. Porém, se aquecer a temperaturas a valores superiores a 1300°C, a solubilidade do nitrogênio na ferrita é alta, e no dessa temperatura cair bruscamente, poderá haver uma supersaturação de nitrogênio, causando precipitação intragranular de Cr_2N na ferrita ou nos contornos de grão δ / δ e δ / γ , pois não haverá tempo suficiente para o nitrogênio voltar para a austenita. A precipitação do Cr_2N se da por nucleação e crescimento, onde a nucleação pode iniciar-se nas discordâncias, inclusões, contornos de grão (δ / δ e δ / γ) ou ainda nas interfaces α/γ .

Os nitretos de cromo podem estar presentes na estrutura se o aço não for tratado termicamente ou soldado adequadamente. A propósito, a soldagem favorece tal precipitação devido à exposição a temperaturas entre 700 e 950°C e tem forte influência na resistência a corrosão devido ao empobrecimento de Cr nas regiões de contorno de grão.

2.4.7- CARBONETOS.

O carboneto M_7C_6 se forma em temperaturas entre 950 e 1050°C nos contornos de grão δ / γ . Embora esta formação leve apenas dez minutos para acontecer, a mesma pode ser evitada por técnicas normais de tempera. Nos AIDs modernos por conterem menor quantidade de C (0,02%), carbonetos de qualquer forma são raros de serem visto.

Já nos AIDs com maiores níveis de C (0.03%), os $M_{23}C_6$ rapidamente pode se precipitar em temperaturas entre 650 e 950°C, necessitando de pouco tempo para se precipitar na temperatura de 800°C. A precipitação ocorre predominantemente nos contornos das fases δ / γ onde a ferrita rica em Cr cruza com a austenita rica em C. Porém o $M_{23}C_6$ também pode ser encontrado, nos contornos das fases δ / δ e γ / γ em menores valores dentro dos grãos de ferrita e austenita.

Um problema que pode ocorrer com a formação de carbonetos, dentre eles de cromo, é o fenômeno conhecido como sensitização, onde há a migração de Cr presente na fase ferrítica para se ligar ao C presente na fase austenítica formando os carbonetos e promovendo na região adjacente um

empobrecimento de Cr tornando essa região mais susceptível a ataque de ambientes agressivos. A figura 2.9 ilustra um mecanismo de corrosão intergranular devido ao empobrecimento de Cr na região do contorno de grão.

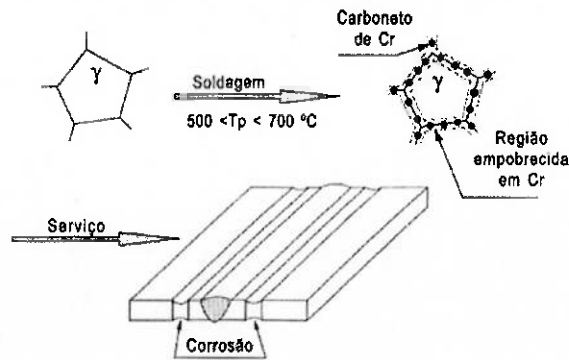


Figura 2.9: Mecanismo de corrosão intergranular baseado no empobrecimento de cromo das regiões próximas as extremidades do grão [10].

2.4.8- ELEMENTOS DE LIGA.

A precipitação de fases intermetálicas sendo elas descritas anteriormente, que ocorre nos AIDs e AISDs é bastante influenciada pela composição química dos aços. O melhoramento que tais materiais tem sofrido com os anos, como melhorias em propriedades mecânicas e resistência a corrosão passa pela adição de elementos de liga. Esses aços altamente ligados, gera a possibilidade da precipitação de tais fases quando submetidos por exemplos a ciclos térmicos presentes no processo de soldagem.

Após o surgimento dos primeiros núcleos da fase sólida, os elementos de liga são distribuídos conforme uma sequência de solidificação, e em paralelo, a velocidade de crescimento destes núcleos e a velocidade de resfriamento no estado sólido influenciam este processo.

Em ligas onde o processo de solidificação se inicia com a formação de austenita, verificou-se que durante o crescimento desta fase, há uma segregação de elementos de liga em regiões específicas e elementos segregados que são estabilizadores da ferrita, como Cr, Mo e Mn, tendem a se concentrar no líquido e promover um ambiente favorável para a formação de ferrita a partir do líquido.

No caso em que a solidificação inicia-se com a formação de ferrita, o oposto vem a ocorrer: o Ni tende a ir mais intensamente para o líquido que o Cr, o que proporcionara uma concentração que permite a nucleação de austenita na interface L/ δ .

Elementos como Cr, Mo, W são adicionados para melhorar a resistência a corrosão, nos AISDs elementos como Mo e W além de melhorar a resistência a corrosão por pite estabilizam compostos intermetálicos quando expostos a altas temperaturas, modificando formação de fase sigma, ampliando o campo de fase sigma no diagrama TTT (transformação-tempo-temperatura).

A figura 2.10 mostra a influencia dos elementos de liga na formação de precipitados.

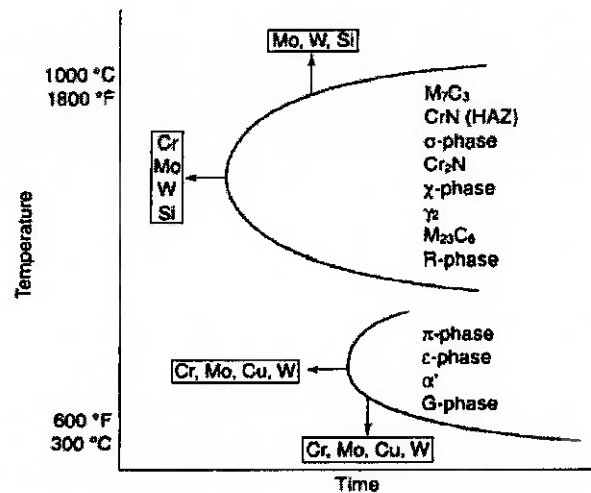


Figura 2.10: Influência dos elementos de liga na formação de vários precipitados. [6]

2.5- SOLDAGEM.

O processo de união entre duas partes metálicas usando uma fonte de calor com ou sem aplicação de pressão denomina-se soldagem, tendo como resultado a solda. [11]

Um processo de soldagem requer as algumas características que são:

- Produzir uma quantidade de energia suficiente para unir dois materiais, similares ou não, com ou sem fusão entre as partes.
- Evitar o contato da região aquecida e/ou fundida com o ar atmosférico;
- Remover eventuais contaminações das superfícies que estão sendo unidas ou na deposição de material, oriundas do metal de base ou do metal de adição;

- Propiciar o controle das transformações de fase na solda, para que esta atinja as propriedades desejadas sejam físicas, químicas ou mecânicas.

No processo a arco elétrico, o calor necessário para a fusão tanto do metal de adição quanto do metal de base é proveniente do próprio arco elétrico. Esta energia é responsável pela temperatura, volume da poça de fusão, tempo de solidificação e velocidade de resfriamento. [8]

2.5.1- EFICIÊNCIA TÉRMICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM.

Nas soldagens a arco elétrico, verifica-se uma perda do calor disponível por radiação dissipada para atmosfera, por convecção para o meio gasoso que protege a poça de fusão, e apenas uma parte é efetivamente utilizada para a execução do processo.

Sendo assim define-se como eficiência térmica de um processo de soldagem como sendo a razão entre a energia efetivamente transmitida para o metal de base e a energia gerada pelo arco elétrico como mostrado na equação

3.

$$\eta = q_0 / I \cdot U \quad (3)$$

onde:

η = fator de eficiencia

q_0 = energia transmitida para o cordão de solda

I = corrente de soldagem (A)

U = tensão do arco (V)

Inúmeros trabalhos, apontam uma faixa para eficiência térmica entre 06 e 08. Esta faixa pode ser explicada pelas inúmeras técnicas e arranjos experimentados.

2.5.2- DISTRIBUIÇÃO TÉRMICA.

A soldagem é caracterizada por picos de temperaturas e gradientes localizados de temperaturas. A importância dos ciclos térmicos que os materiais são submetidos durante a soldagem, é responsável por influenciar diretamente na microestrutura, consequentemente nas propriedades finais dos materiais.

Os ciclos térmicos representam a variação da temperatura dentro de um intervalo de tempo num determinado ponto da solda. Ele basicamente consiste em três fases: etapa de aquecimento, etapa onde a temperatura máxima é atingida e etapa de resfriamento gradual. [11]

A figura 2.11 apresenta esquematicamente um diagrama de tempo-temperatura para três pontos situados ao longo de uma linha perpendicular a

região do passe de raiz diminui. Também é possível observar que há uma redução na velocidade de resfriamento do primeiro para o terceiro passe para um mesmo ponto observado na ZAC do passe de raiz como mostrado na figura 2.12

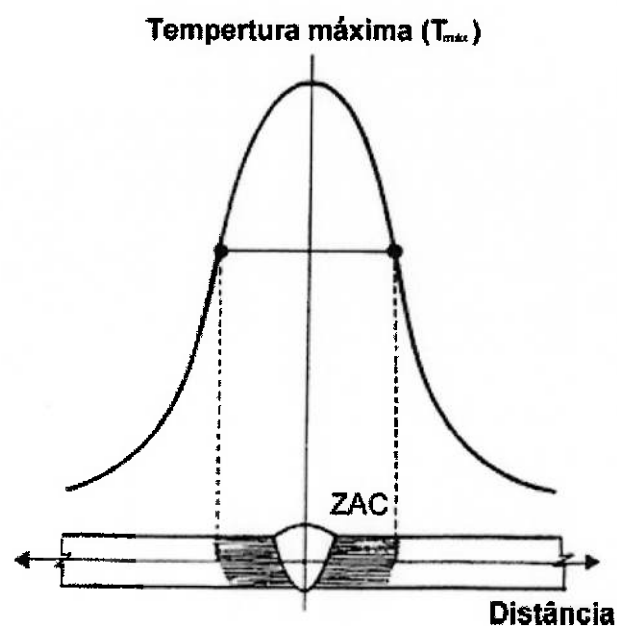


Figura 2.12: Repartição térmica para uma junta sodada [13]

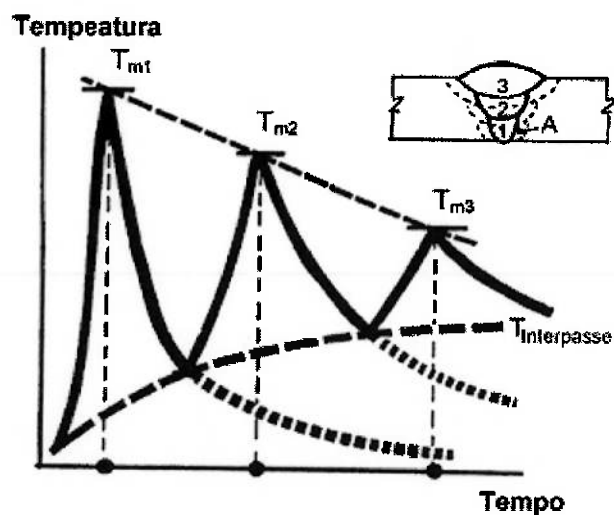


Figura 2.13: Ciclos térmicos de uma solda multipasse em um ponto localizado na ZAC próximo a raiz. [13]

2.5.3- FATORES QUE INFLUENCIAM NO CICLO TÉRMICO.

2.5.3.1- METAL DE BASE.

Propriedades intrínsecas do metal de base tais como condutividade térmica, calor específico modificam o gradiente de temperatura aumentando a velocidade de resfriamento.

2.5.3.2- ESPESSURA DA CHAPA.

Quanto se trata de classificação de espessura de chapa, a simples percepção de espessura pode levar a grandes erros na determinação de uma história térmica de uma junta soldada.

Para se evitar tais equívocos, foi proposto um termo adimensional (τ) para a classificação de espessuras para as chapas, dado pela equação 4.

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C (T_c - T_0)}{E}} \quad (4)$$

Onde:

h = espessura da chapa

ρC = calor específico volumétrico

T_c = temperatura onde a velocidade de resfriamento é calculada

T_0 = temperatura inicial da chapa

E = energia de soldagem (KJ/mm)

Para os casos onde o valor encontrado para (τ) seja maior que 0,9 considera-se a chapa como sendo grossa. Para os casos onde o valor encontrado para (τ) seja menor que 0,6 considera-se como chapa fina. Para os valores encontrados de (τ) entre 0,6 e 0,9 a chapa é considerada como intermediária.

As isothermas também se apresentam de maneiras diferentes para chapa grossa e chapa fina. Para os casos de chapa grossa, as isothermas são distribuídas de maneira simétricas em relação ao ponto central da solda. Já na chapa fina a distribuição ocorre simetricamente em relação ao plano de simetria da linha de solda perpendicular a superfície da chapa. Nas intermediárias as isothermas são deformadas pelo efeito do resfriamento por radiação sobre a superfície superior. [14]

A figura 2.14 ilustra as isothermas para as condições de chapas finas intermediárias e grossas.

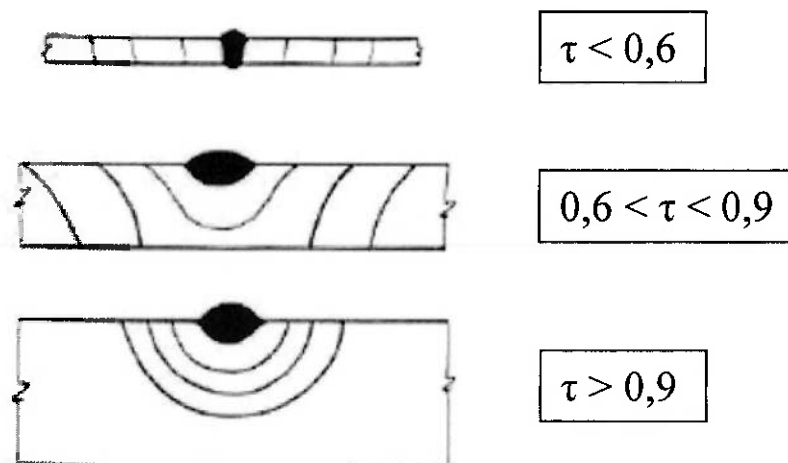


Figura 2.14: Isotherma do fluxo de calor para as condições de chapas fina intermediária e grossa. [14]

2.5.3.3- INTENSIDADE DE CORRENTE.

A intensidade de corrente influencia na extensão da ZAC.

2.5.3.4- VELOCIDADE DE SOLDAGEM.

A velocidade de soldagem altera o formato das isothermas apresentando-se numa forma circular para velocidades menores de soldagem e elípticas para velocidades superiores. A figura 2.15 apresenta a influência da velocidade no formato das isothermas.

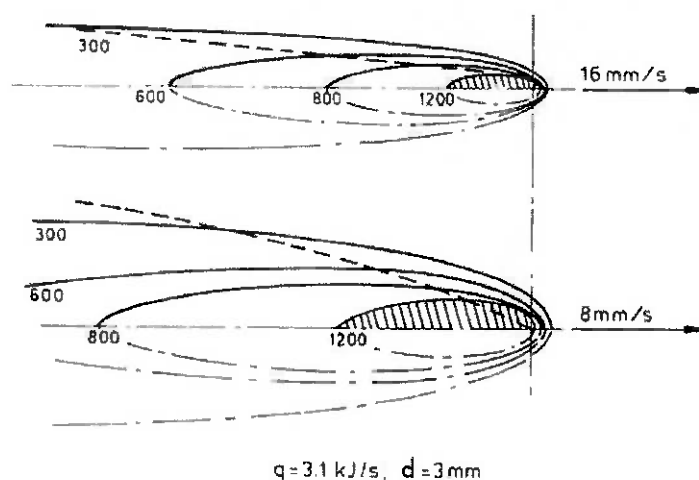


Figura 2.15: Influência da velocidade no formato das isothermas. [15]

2.5.3.5- PRÉ-AQUECIMENTO.

O pré-aquecimento não influencia as isotermas porém diminui o intervalo entre a temperatura T_0 e a temperatura a ser considerada. Além disso, influencia a velocidade de resfriamento como ilustrado na figura 2.16.

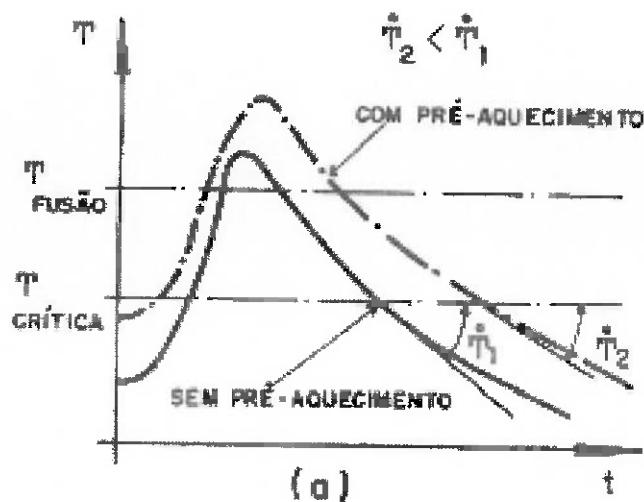


Figura 2.16: Influencia do pré-aquecimento na velocidade de resfriamento.

[11]

2.6- SOLDAGEM MULTIPASSE.

A soldagem multipasse, submete um determinado ponto a sucessivos ciclos térmicos. Esses ciclos térmicos são função da temperatura inicial do ponto a ser observado, o número de passes aplicados, a temperatura entre os passes e a posição do ponto em relação ao centro do cordão de solda. A figura 2.17 ilustra um ciclo térmico para um ponto próximo ao passe de raiz numa soldagem multipasse. Observa-se que a temperatura máxima é atingida no

primeiro passe, e a velocidade de resfriamento é superior que para os passes subsequentes.

Nota-se uma diminuição a medida que os passes vão sendo executados devido a variação da temperatura inicial, além do aumento da distância do ponto inicial em relação ao centro da solda. A velocidade de resfriamento também tem a sua taxa reduzida devido ao efeito do pré-aquecimento decorrente dos passes anteriores.

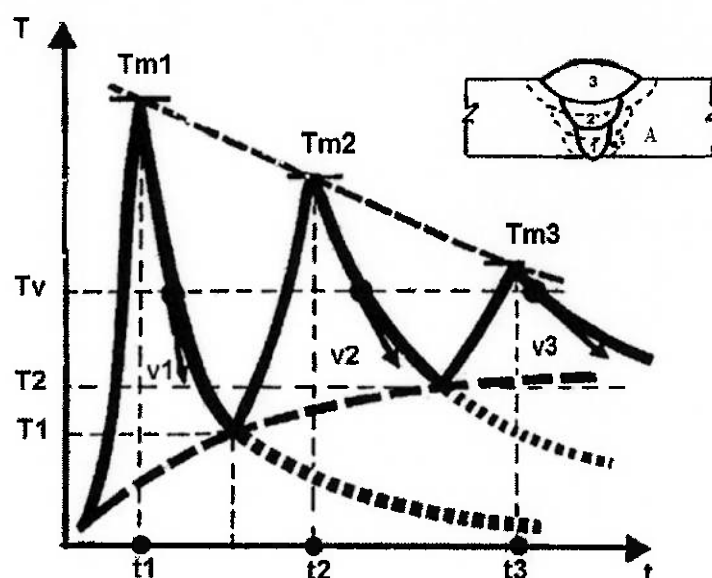


Figura 2.17: Ciclos térmicos de uma soldagem multipasse em um ponto na ZAC próximo ao passe de raiz. [13]

Ao contrário da figura anterior, a figura 2.18 ilustra a situação de adotarmos um ponto próximo ao ultimo passe, a temperatura inicial será baixa, já que a distância entre o ponto a ser avaliado e a fonte de calor é maior. A máxima temperatura será atingida neste ponto, no instante em que a fonte de

calor estiver realizando o terceiro passe, onde a proximidade da fonte de calor é maior.

Quanto à velocidade de resfriamento, é moderada devido ao efeito de pré-aquecimento dos passes anteriores.

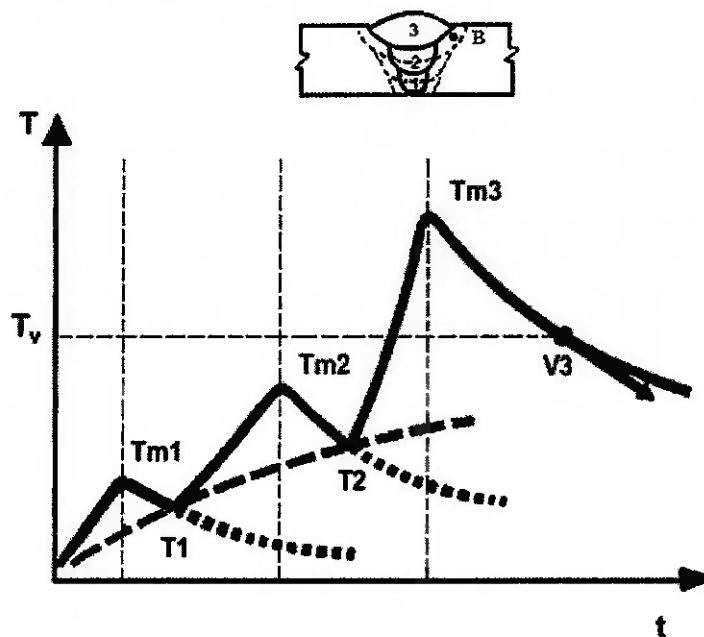


Figura 2.18: Ciclos térmicos de uma soldagem multipasse em um ponto na ZAC próximo ao terceiro passe. [13]

2.7- SOLIDIFICAÇÃO.

Solidificação é a uma transformação de fase que ocorre na passagem do estado líquido para o sólido, envolvendo mudança na estrutura cristalina, a qual é controlada pela energia livre de Gibbs da fase líquida em relação a energia livre da fase sólida.

Na figura 2.19 nota-se que na temperatura do início da solidificação, a variação entre elas são iguais, assim o sistema esta em equilíbrio. Para que a solidificação ocorra a temperatura deve ser abaixo da temperatura de solidificação para que apareça uma força termodinâmica capaz de iniciar o processo, esta redução é denominada de super resfriamento e será tanto maior quanto maior a diferença entre as temperaturas.

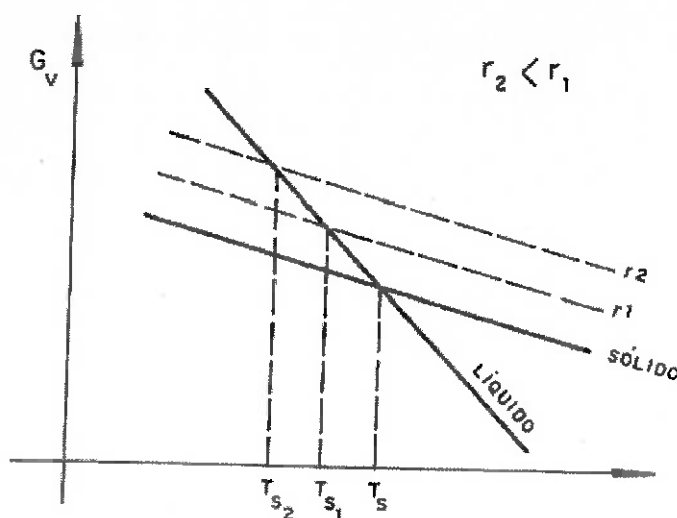


Figura 2.19: Relação entre a energia livre de Gibbs e a temperatura. [11]

A solidificação ocorre através da nucleação e crescimento, o crescimento desse núcleo depende do seu tamanho. No instante em que há a formação do núcleo, ocorre uma diminuição da energia livre do sistema devido o surgimento de uma interface sólido/líquido (S/L). Porém esta interface (S/L) promove um aumento na energia livre do sistema. À medida que a temperatura diminui, novas interfaces (S/L) irão surgir e se a energia proveniente dessas interfaces forem maiores que as energias de formação dessas interfaces, os núcleos irão

es fundir novamente, caso contrário as interfaces de solidificação terão prosseguimento.

A forma como a nucleação ocorre determina se a mesma será homogênea ou heterogênea. Caso essa nucleação ocorra no interior do núcleo sem a interferência de agentes externos, dizemos que a nucleação é homogênea. Caso ela ocorra na presença de impurezas, inoculantes ou superfícies externas como por exemplo a parede do molde a nucleação é denominada heterogênea. [11]

2.7.1 MODOS DE SOLIDIFICAÇÃO E SUPER RESFRIAMENTO CONSTITUCIONAL.

Alguns modos de solidificação podem ocorrer em metais. Estes modos descrevem as diferentes formas morfológicas que podem existir na interface S/L e, em muitos casos ainda são visíveis mesmo quando resfriado à temperatura ambiente. Sob condições de baixas taxas de solidificação, altos gradientes de temperatura, ou ambos, a solidificação a frente do plano pode ocorrer. Na maioria dos casos, os planos se quebram em outros modos, celulares e dendríticos. O modo de solidificação mais estável é o que ocorre pelo efeito combinado da composição, gradiente de temperatura, e taxa de solidificação. Os modos de solidificação que podem ser observados nos metais estão ilustrados na figura 2.20.

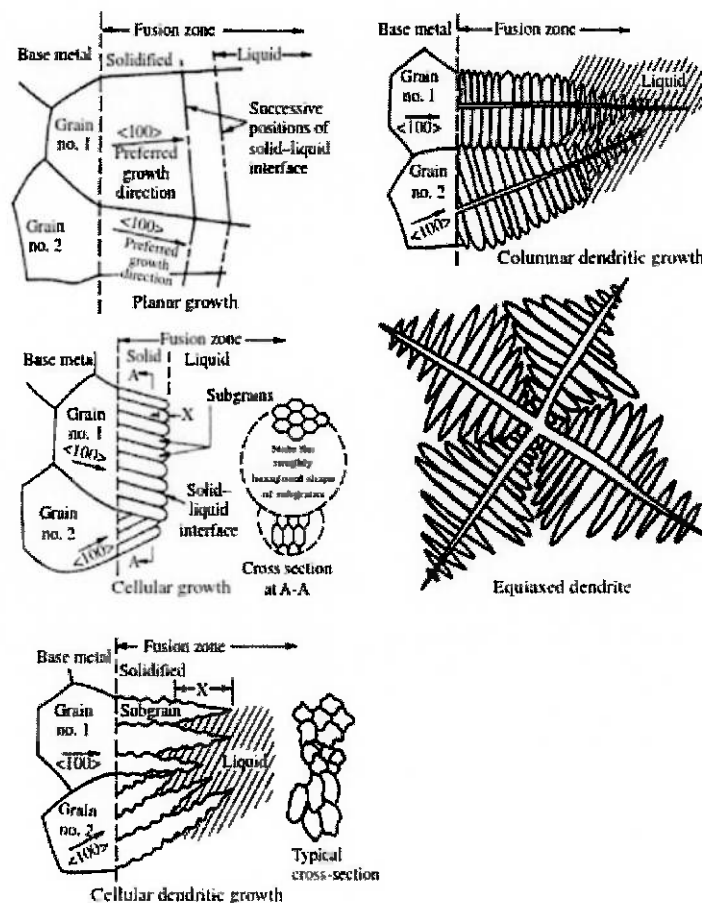


Figura 2.20: Diagrama esquemático da interface S/L. [16]

Os modos de solidificação mais comuns encontrados em soldas são os modos celular e celular dendríticas. O modo planar de solidificação normalmente não é estável na prática pois demanda muito de baixas taxas de crescimento e sob condições normais de solidificação, a interface planar quebra rapidamente em uma frente de crescimento celular ou celular dendrítica.

Crescimentos equiaxiais dendríticos, também não são normalmente observados em soldas devido a necessidade de um grande super-resfriamento constitucional. Isto é algumas vezes observado, no final de uma solda quando

o gradiente de temperatura é muito baixo, devido à extinção do arco. Como mostrado na figura 2.21, um modo planar de crescimento é favorável quando o gradiente de temperatura é elevado ou a taxa de solidificação é muito baixo. Com o aumento da taxa de solidificação, porém com gradientes muito elevados de temperatura, o modo de solidificação desloca-se para celular e, em seguida, dendrítica. Se o gradiente de temperatura for extremamente baixo, o modo equiaxial dendrítica é possível.

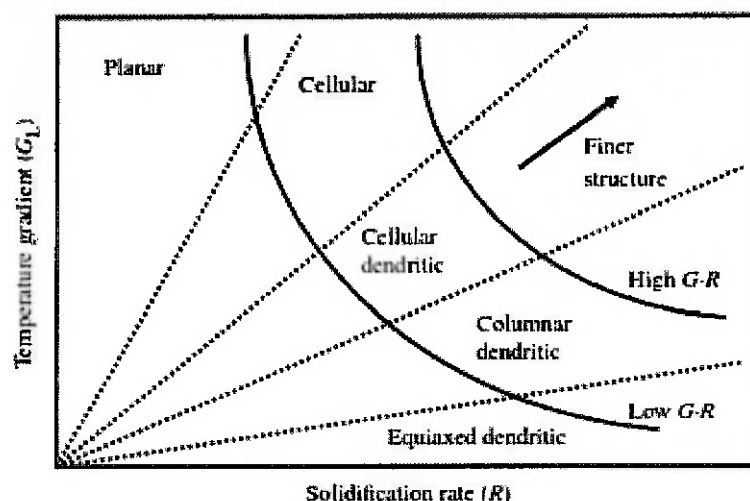


Figura 2.21 Efeito do gradiente de solidificação e temperatura no modo de solidificação. [16]

Nas ligas metálicas, diferença de composição aparece entre as partes sólida e líquida no processo de solidificação. Com o decorrer do processo um acúmulo de soluto rejeitado pela parte recém-solidificada migra para frente da interface S/L. A concentração de soluto neste líquido será maior que a

concentração inicial da liga tornando a temperatura de solidificação neste ponto mais baixa. Este resfriamento é chamado de super-resfriamento constitucional.

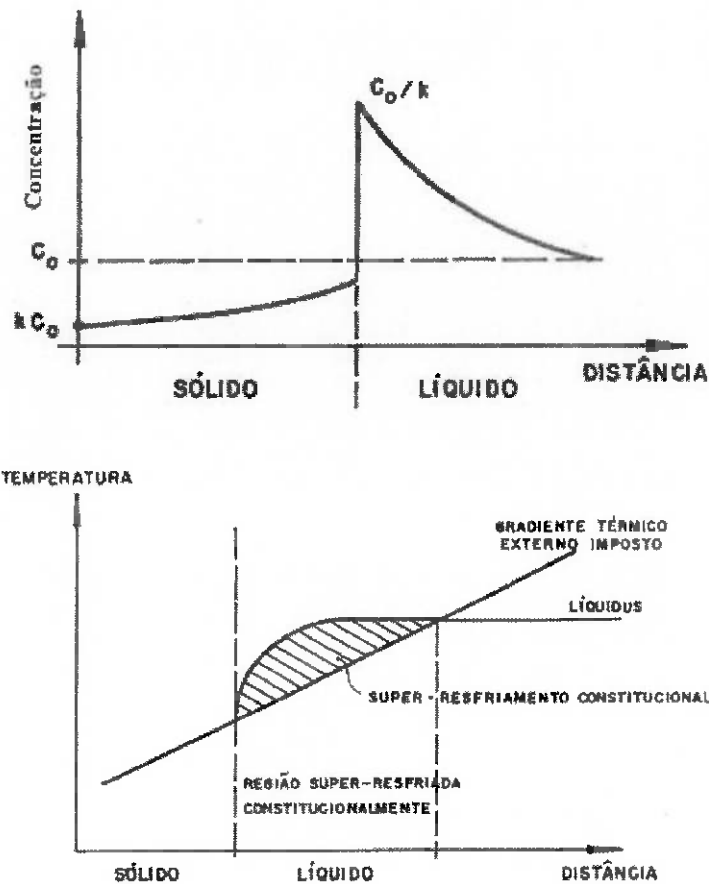


Figura 2.22: Esquema de super-resfriamento constitucional. [11]

O super-resfriamento constitucional desestabiliza a interface plana fazendo com que cresça uma protuberância na interface S/L, fazendo com que essa interface deixe de ser plana. Para garantir que a interface S/L se mantenha plana, o gradiente de temperatura real (G) na interface S/L deve ser no mínimo igual ao gradiente da curva liquidus na interface S/L. Portanto, para uma interface planar S/L ser estável, o seguinte critério deve ser atendido:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T_s}{D_L} \quad (5)$$

Onde:

G= Gradiente térmico na interface

R= Taxa de resfriamento

ΔT_s = Intervalo de solidificação (diferença de temperatura entre liquidus e solidus)

D_L = Coeficiente de difusão do soluto no líquido.

A figura 2.23 mostra que os modos de solidificação podem variar com o aumento do super-resfriamento.

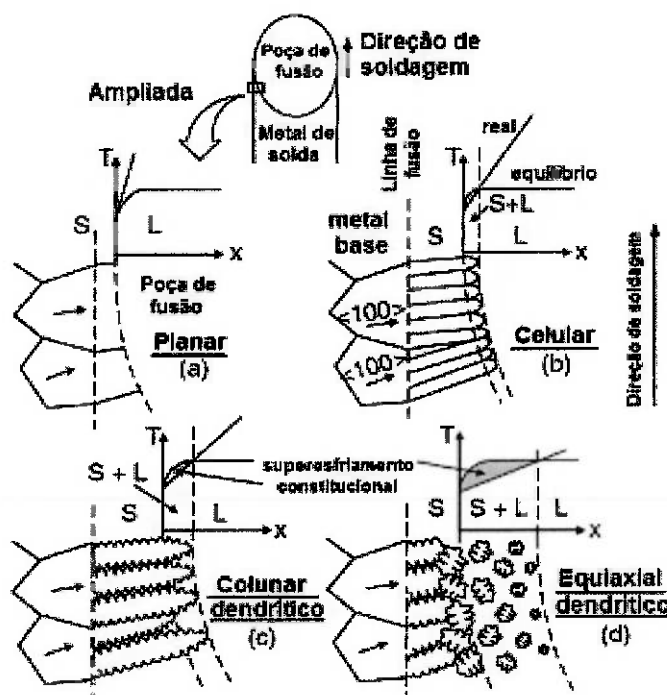


Figura 2.23: Efeito do super-resfriamento constitucional nos modos de solidificação: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico; (d) equiaxial dendrítico. [17]

2.7.2- SOLIDIFICAÇÃO NA POÇA DE FUSÃO.

Savage e colaboradores, citado por Davies [18] foram quem propuseram um mecanismo para explicar uma região parcialmente fundida localizada entre o metal de base e o cordão de solda. A ela chamaram de zona de ligação. Segundo o modelo existem locais onde o ponto de fusão é maior que o ponto de fusão da liga devido a concentração de soluto. [11]

Essa região parcialmente fundida, representa uma região de transição entre 100% de fundida na zona de fusão (ou região não misturada no limite de fusão) e a região sólida 100% da solda (ZAC). [16]

A partir da região parcialmente fundida que a solidificação da solda ocorre, e seu crescimento acontece com a mesma orientação cristalina da região parcialmente fundida. Os cristais que se formam durante a solidificação são nucleados pelos cristais sólidos localizados na interface (região não misturada no limite de fusão/ZAC). Na literatura, este tipo de crescimento do cristal é conhecido como crescimento epitaxial. Paralelamente ao crescimento epitaxial, ocorre uma concorrência entre grãos que resulta em alguma mudança na relação de tamanho e direção, determinado pelo gradiente de extração de calor e a direção planar $\langle 100 \rangle$. A figura 2.24 ilustra os crescimentos epitaxial e competitivo. [19]

Esses fenômenos que acontecem na poça de fusão determinam a microestrutura final da solda que pode ser refinada ou grosseira. O tamanho do grão do metal de base, também é outro fator que interfere na microestrutura final da solda, quanto maior, mais grosseira será a microestrutura final. Isso

significa que quanto maior a temperatura atingida na zona de ligação, maior será o tamanho do grão e consequentemente mais grosseira será a solda. [11]

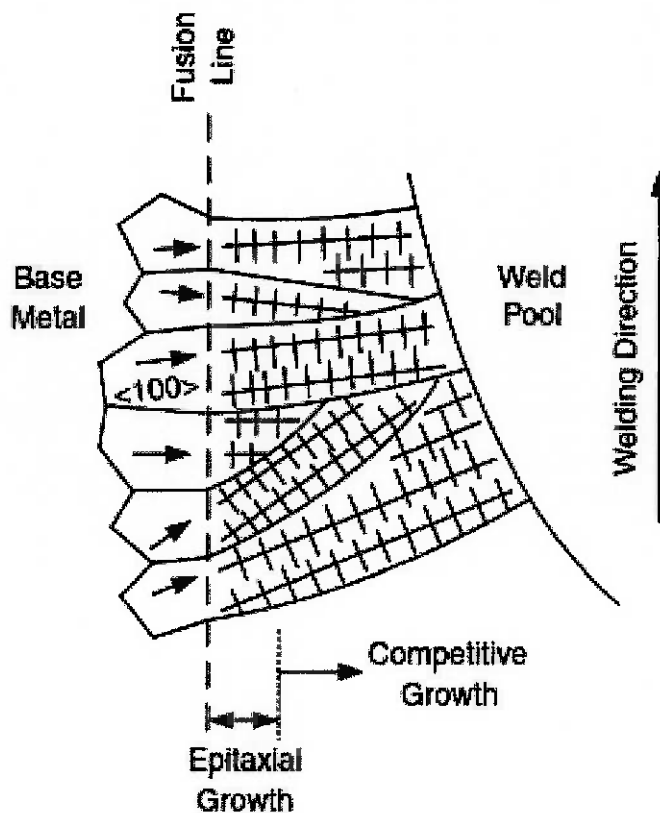


Figura 2.24: Crescimento competitivo na zona de fusão. [17]

Os parâmetros de soldagem, também impõem grande importância na microestrutura dos grãos, uma vez que se o gradiente G é aumentado, diminui-se a energia de soldagem consequentemente a região de super-resfriamento será menor tendendo a um crescimento plano. Caso o gradiente G for diminuído a região de super-resfriamento será maior e haverá uma tendência de crescimento dendrítico. A velocidade R de crescimento da interface S/L esta relacionada a velocidade de soldagem que esta ligada ao gradiente térmico.

[11]

A poça de fusão no processo pode apresentar duas geometrias. Ela pode ser elíptica ou de gota. Essa geometria é determinada pela velocidade de soldagem e balanço térmico entre a energia de soldagem e as condições de transferência de calor no metal de base. [11]

Velocidades mais elevadas imprimem uma geometria de gota enquanto em baixas velocidades uma geometria elíptica. Observando a figura 30 podemos notar que o gradiente térmico máximo é decomposto em duas componentes (Gradiente x e Gradiente y) para ambas as geometrias (elíptica e de gota) descritas anteriormente. Analisando as componentes, observa-se a predominância na componente da gradiente x para a geometria da poça em formato de gota enquanto que a predominância na componente da gradiente y é observada na geometria da poça de fusão o formado elíptico.

A figura 2.25 mostra o crescimento dos grãos conforme a preferencia das componentes dos gradientes x e y

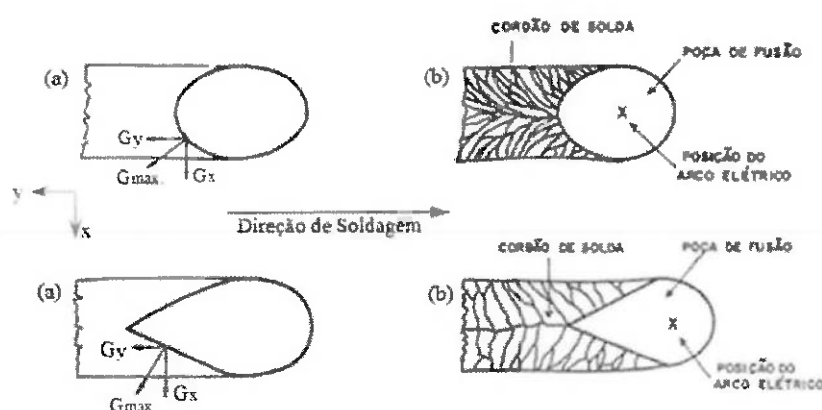


Figura 2.25: Gradientes térmicos e formatos da poça de fusão (a) elíptico; (b) de gota. [11]

Nas ligas metálicas a velocidade de solidificação é aumentada devido o super resfriamento, assim não é apenas a poça de fusão que terá sua geometria modificada mas também a morfologia dos grãos. Haverá formação não só apenas de grãos colunares como formação a partir da nucleação heterogênea de grãos equiaxiais no centro da poça de fusão. [17]

A formação de novos grãos na poça de fusão além do crescimento epitaxial gera estruturas mais refinadas que promove um aumento na propriedade mecânica do metal de solda além de diminuir a suscetibilidade do surgimento de trincas a quente. Há quatro mecanismos conhecidos que dão origem a esses novos grãos obtidos através de técnicas de soldagem, são eles: [17]

1. **Fragmentação de dendritas:** a convecção na poça de fusão é a principal causa de fragmentação de dendritas. Essas dendritas são transportadas para dentro da poça de fusão e agem como nucleantes para novos grãos. Este mecanismo é o mais referenciado para o refinamento de grão na poça de fusão.

2. **Destacamento de grãos:** assim como na fragmentação de dendritas, a convecção na poça de fusão também se faz presente neste mecanismo. Este movimento de convecção pode destacar grãos existentes na interface S/L o envolvendo para a poça de fusão. Também como no mecanismo anterior, esses grãos destacados, podem agir como nucleantes para novos grãos.

3. Nucleação heterogênea: partículas estranhas presentes na poça de fusão tais como átomos podem estar dispostos de uma forma cristalina que atuarão como núcleos heterogêneos. A figura 2.26 ilustra a nucleação heterogênea.

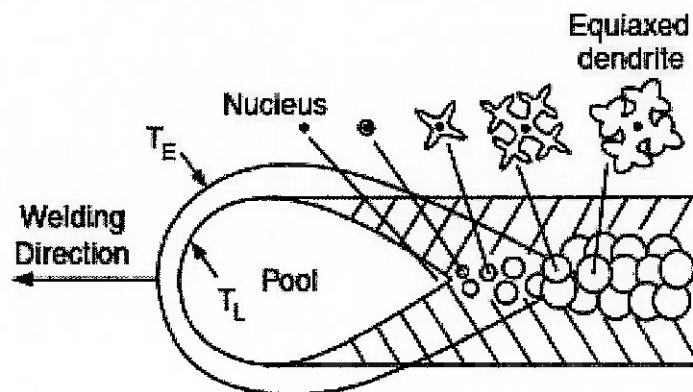


Figura 2.26: Mecanismo de nucleação heterogênea. [17]

4. Nucleação na superfície: a superfície da poça de fusão pode estar sujeita ao super resfriamento seja pelo jato do gás, pela redução ou até mesmo retirada da energia de soldagem. Isso pode induzir a nucleação na superfície da poça de fusão e migrarão para o interior da poça de fusão devido a diferença de densidade com o metal líquido.

A figura 2.27 apresenta os mecanismos utilizados para de nucleação de grãos na poça de fusão.

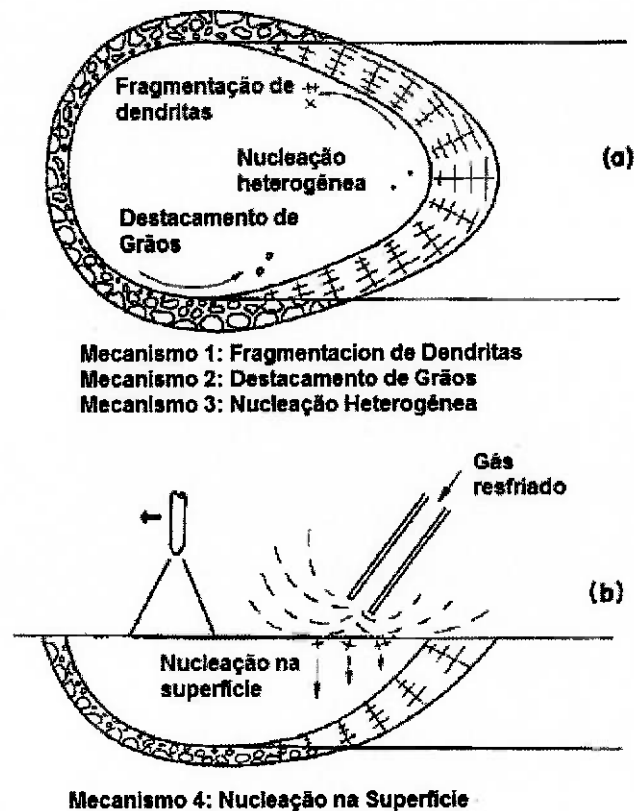


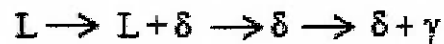
Figura 2.27: Mecanismos de nucleação na poça de fusão (a) vista de topo; (b) vista lateral. [17]

2.7.3- SOLIDIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Os AIDs solidificam totalmente como ferrita e são totalmente ferríticos até o final de sua solidificação. Dependendo da composição, a ferrita é estável temperatura elevada antes de cair abaixo da temperatura da linha solvus momento em que a austenita começa a se formar. Sua transformação para austenita ocorre no estado sólido e depende da velocidade de resfriamento e composição química e determina o balanço final da microestrutura nos AIDs.

[16]

A sequencia de transformação nos AIDs é:



O metal de solda nos AIDs contem uma mistura de ferrita e austenita. A solidificação ocorre como ferrita e não há formação de austenita ate o final da solidificação. A solidificação da ferrita envolve crescimento epitaxial do material de origem no limite de fusão. Ocorrerá um crescimento dendrítico inicial orientado em relação ao gradiente térmico e produzindo uma microestrutura ferrítica colunar. Isso fornece as condições de partida para novas transformações de estado sólido que irão dominar a microestrutura do metal de solda final. O tamanho de grãos de ferrita e orientação, juntamente com o seu teor e morfologia, influenciarão as propriedades do metal de solda. [6, 16]

No instante em que a transformação para a austenita começa abaixo da temperatura da linha solvus da ferrita, a austenita forma-se primeiramente ao longo dos grãos de ferrita e é dependente da composição do metal de solda. A formação inicial ocorre intergranularmente seguida por placas laterais ou placas Widmanstatten intragranulares dependendo do tamanho de grãos de ferrita e velocidade de taxa de resfriamento. Isto ocorre por nucleação e crescimento por difusão controlada. Assim, a taxa de resfriamento é de grande importância na determinação do grau de transformação. Taxas de resfriamento lenta resultam na formação de maiores frações de austenita, enquanto as taxas de resfriamento rápida resultam menores frações de austenita. No entanto, como a nucleação de austenita é facilitada nos contornos de grãos, um pequeno

tamanho de grão da ferrita, favorece em princípio, altos teores de austenita. Em geral, metais de solda em duplex possuem conteúdo de ferrita na faixa de 30-70%, dependendo da composição e taxas de resfriamento. [6]

2.8- SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Para grande parte das aplicações atuais dos AIDs, algum processo de soldagem está envolvido. Dado este fato, a soldabilidade dos AIDs tem sido bastante estudada. Cuidados devem ser tomados para a soldagem desse material a fim de se preservar características importantes como propriedades mecânicas e resistência a corrosão.

2.8.1- PROCESSO DE SOLDAGEM.

Todos os processos de soldagem comuns foram aplicados a aços inoxidáveis duplex com variados graus de sucesso. Dentre os processos mais tradicionais estão:

SMAW – Shielded Metal Arc Welding	Eletrodo revestido
GTAW – Gás Tungsten Arc Welding	Tig
GMAW - Gás Metal	MIG
SAW - Submerged Arc Welding	Arco Submerso
FCAW – Flux Cored Arc Welding	Arame tubular
PAW – Plasma Arc Welding	Plasma

Para estes processos, os procedimentos adequados devem ser bem definidos. [6]

2.8.1.1- METAL DE ADIÇÃO.

O fato do processo de soldagem conter ciclos de aquecimento e resfriamento que impõe a regiões envolvidas velocidades de resfriamentos que podem ocasionar uma fração elevada de ferrita principalmente na zona fundida o que acarretara uma diminuição da resistência a corrosão, o uso de metais de adição com composição química igual ao metal de base é limitado para a soldagem dos AIDs. [20, 21]

Para auxiliar a formação de austenita na zona fundida, utiliza-se metais de adição com teor de níquel entre 2- 4% acima do metal de base. Como descrito na Tabela 4 o níquel auxilia na formação de austenita. [6]

Excesso de Ni pode levar a formação de intermetálicos indesejáveis na zona de fusão. [22]

2.8.1.2- GÁS DE PROTEÇÃO.

O gás comumente utilizado nos processos que precisam de proteção gasosa é o Argônio. A fim de se obter um efeito sinérgico e melhorar as condições de soldagem adicionam-se outros gases como He, N₂ e CO₂. Cada um promove efeito no processo de soldagem com aumento na velocidade de

soldagem como é o caso do He ou a melhoria da molhabilidade e estabilização do arco no caso do CO_2 ou ainda aumento no potencial de ionização, estabilização do arco e aumento na fração volumétrica de austenita na zona de fusão para o uso de N_2 . [23]

O uso de N_2 tem influencia na microestrutura do metal de adição, por isso é importante o controle do mesmo durante a soldagem. Seu excesso pode levar à porosidade do metal de solda. A solubilidade N_2 na fase líquida aumenta com a queda da temperatura, o que assegura que não existe qualquer risco de formação de poros durante o estado líquido. Ao contrário da solubilidade de N_2 nos aços inoxidáveis austeníticos que é menor no estado sólido proporcionando assim um risco maior de formação de poros durante a solidificação. [6] A figura 2.28 demonstra o efeito dos níveis de N_2 no metal de adição quando utilizado como gás de proteção.

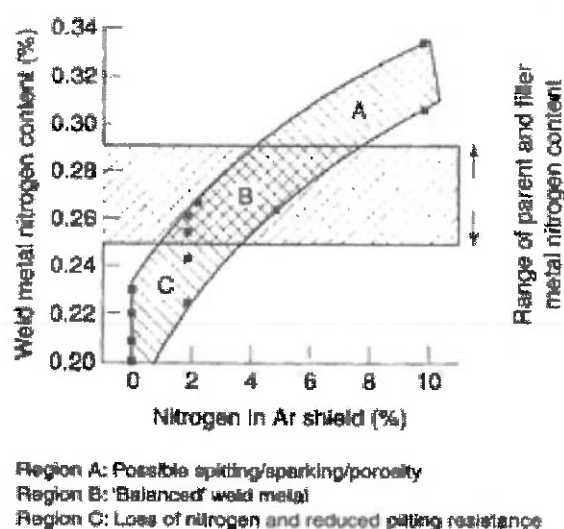


Figura 2.28: Efeito dos níveis de N_2 no metal de adição quando utilizado como gás de proteção no AISDs [6]

2.8.1.3- TEMPO DE RESFRIAMENTO E ENERGIA DE SOLDAGEM.

Um importante parâmetro para descrever o efeito na soldagem (formação de austenita e intermetálicos) é o tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C. Este tempo de resfriamento é afetado por vários parâmetros, tais como a configuração da junta, a espessura da chapa, a energia do arco e de pré-aquecimento e temperatura de interpasse.

Energias de soldagem elevadas são capazes de diminuir a velocidade de resfriamento da junta favorecendo assim a precipitação de austenita e consequentemente estabilizando a microestrutura. Da mesma forma que favorece a precipitação de intermetálicos e crescimento de grãos de acordo com a temperatura atingida. Com energias de soldagem baixas a velocidade de resfriamento aumenta dificultando a precipitação da austenita produzindo elevadas frações volumétricas de ferrita e precipitados de M_xN_y . Diante da complexidade de se propor uma energia exata para execução do processo, vários autores propõem janelas operacionais para energia de soldagem. Para a soldagem dos AISDs são recomendadas energias de soldagem inferiores a fim de se prevenir a formação de intermetálicos. Para esse material recomenda-se limites conforme Tabela 2.5 [6, 8, 24]

Tabela 2.5: Faixa de aporte térmico para soldagem de aços duplex, superduplex e hiperduplex.

Material	Espessura da junta soldada, e (mm)		
	$e \leq 7$	$7 < e \leq 20$	$e > 20$
Duplex	0,5 a 1,2 KJ/mm	0,7 a 1,5 KJ/mm	1,0 a 2,0 KJ/mm
Superduplex e Hiperduplex	0,5 a 1,0 KJ/mm	0,7 a 1,2 KJ/mm	1,0 a 1,5 KJ/mm

A figura 2.29 apresenta um ábaco para o cálculo do tempo de resfriamento entre 1200-800° C (Δ_{12-8}) em função da energia de soldagem e espessura da chapa. Faixa esta que ocorre a precipitação da austenita e de outras fases.

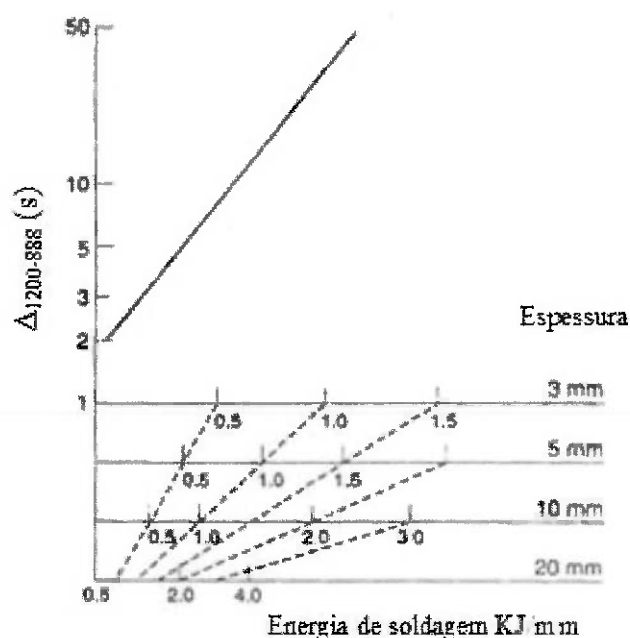


Figura 2.29: Ábaco para estimar o tempo de resfriamento 1200°C-800°C em função da energia de soldagem e espessura da chapa [6]

2.8.2- MICROESTRUTURA DOS AIDIS DURANTE A SOLDAGEM.

As microestruturas obtidas na Zona de Fusão (ZF) e na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) dependem de fatores como a história térmica a que é submetida cada uma destas regiões. Durante o processo de soldagem, tanto no aquecimento quanto no resfriamento, ocorrem mudanças microestruturais no material. Tais mudanças se fazem necessário o controle a fim de se alcançar as características desejadas para a junta. Este controle pode ser realizado de acordo com a história térmica e a composição química. A história térmica é responsável pela microestrutura da ZAC e, eventualmente, na ZF. Já a composição química é responsável pela microestrutura na ZF e pode ser mudada através do metal de adição ou através da composição do gás de proteção.

A figura 2.30 mostra a microestrutura nas diferentes zonas da junta soldada afetada pelo ciclo térmico. Pode-se observar, 5 regiões na junta soldada: fundida, parcialmente fundida, de crescimento de grão da ferrita, bifásica parcialmente transformada e bifásica similar ao metal de base. Não foi representada a precipitação de outras fases, além da ferrita e austenita.

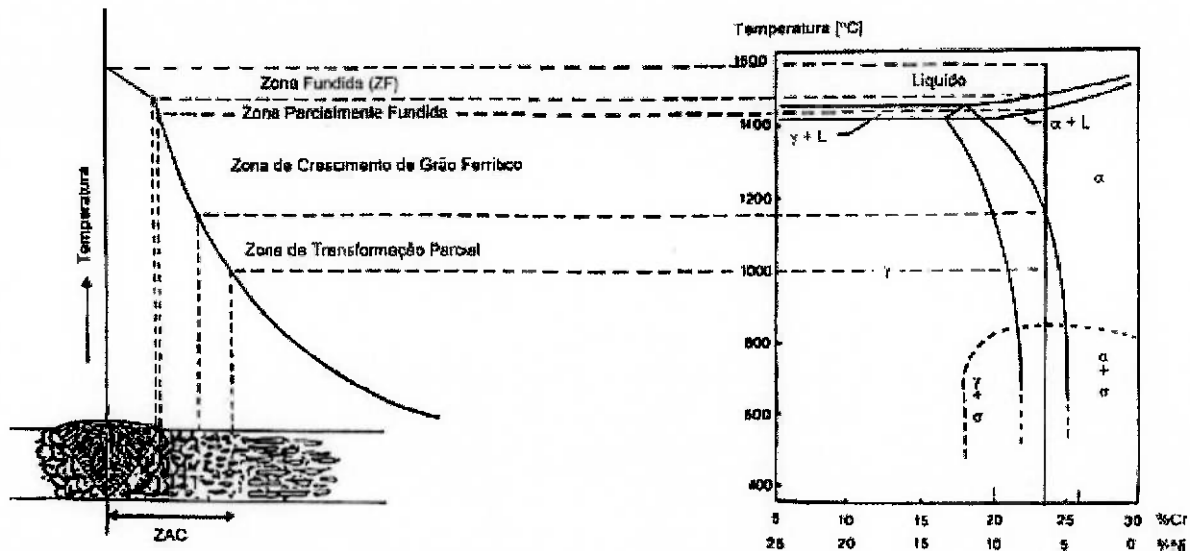


Figura 2.30: Diagrama das mudanças microestruturais nas diferentes zonas da junta soldada de um AID. [25]

2.8.2.1- ZONA FUNDIDA (ZF).

A zona fundida representa a região de uma solda, onde existem fusão e nova solidificação durante o processo de soldagem. A microestrutura na zona fundida é função da composição e condições de solidificação. [16]

Na solidificação da poça de fusão, ocorre o crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita na região parcialmente fundida produzindo uma microestrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na ZF. Como mencionado anteriormente, o tamanho de grão presente na região parcialmente fundida tem influência direta na microestrutura da ZF. Com o resfriamento ocorre também a precipitação da austenita e as demais fases.

Com relação à composição química presente na ZF como visto anteriormente, composição química e o gás de proteção utilizados influenciam no controle de austenita e, portanto na precipitação de nitretos de cromo.

2.8.2.2- ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC).

Na ZAC, o balanço microestrutura entre ferrita e austenita é determinado por condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e sua permanência nessa temperatura. As reações que ocorrem na ZAC podem ser bastante complexas. Existem muitas reações metalúrgicas possíveis, e qualquer área na ZAC podem sofrer uma ou mais das seguintes reações: [16]

- Recristalização
- Crescimento de Grão
- Transformação de Fase
- Dissolução
- Formação de precipitados
- Tensão residual

O grau de crescimento do grão é dependente da microestrutura primaria do metal de base e da energia de soldagem. Se o tamanho do grão no metal de base é pequeno e a energia de soldagem e quantidade de deformação plástica é alta, um substancial crescimento do grão pode ser esperado. Se o tamanho inicial dos grãos é grande e a quantidade de deformação plástica é baixa, o

crescimento dos grãos pode ser mínimo, mesmo com elevada energia de soldagem. [26]

A ZAC pode ser dividida em duas regiões: uma região submetida à temperaturas elevadas chamada de ZONA AFETADA PELO CALOR DE TEMPERATURA ELEVADA (ZACTE), sendo delimitada pelas temperaturas solvus da ferrita e a temperatura solidus da liga, onde o aço duplex está completamente ferritizado; e outra chamada ZONA AFETADA PELO CALOR DE TEMPERATURA BAIXA (ZACTB), região na qual o limite superior é a temperatura solvus da ferrita. Nesta região o campo continua bifásico, mas com diferentes frações volumétricas finais de austenita. [8]

2.8.2.3- ZONA AFETADA PELO CALOR DE TEMPERATURA ELEVADA (ZACTE).

A extensão da ZACTE é determinada pela composição química, a geometria da junta e os parâmetros de soldagem do AID, a qual, é definida com relação ao campo monofásico do diagrama de fases. Tanto a dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento estão envolvidos nas transformações no estado sólido, quanto a reformação de austenita e precipitados durante o resfriamento em contorno de grão ferrítico e em alguns sítios intragranulares. A figura 2.31 ilustra as transformações ocorridas na ZAC para um ponto aquecido a uma temperatura acima da temperatura solvus da ferrita.

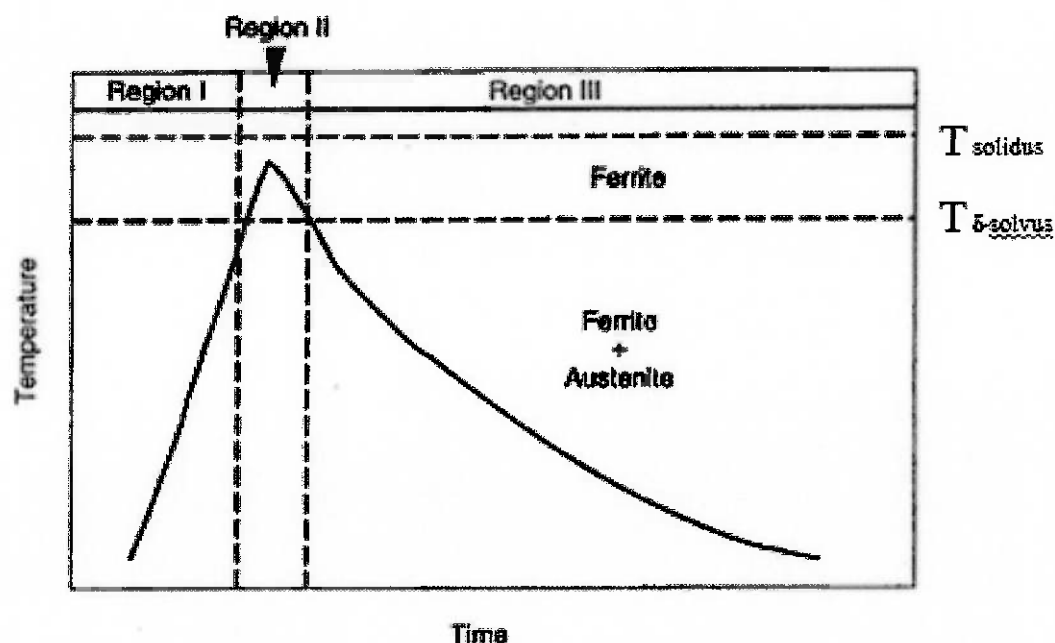


Figura 2.31: Ciclo térmico na ZAC para temperatura acima da linha solvus de ferrita. [3]

Na região I ocorrem mudanças microestruturais provocadas pela dissolução da austenita e pelos precipitados presentes no metal de base. A velocidade de aquecimento determinará a completa dissolução da austenita ou o adiamento da dissolução da mesma. Um rápido aquecimento retarda a dissolução da austenita e dos precipitados enquanto que o aquecimento em velocidades inferiores permitirá à completa dissolução da austenita próxima a temperatura solvus.[14]

A região II representa parte do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico campo este adjacente a linha de fusão com predominância de crescimento de grãos ferríticos. A região III descreve o resfriamento abaixo da linha solvus. Ocorre nessa região a precipitação de fases intermetálicas

reformação de austenita que são produtos da velocidade de resfriamento. Taxas de resfriamento mais elevadas retardam a transformação da austenita resultando em teores mais elevados de ferrita na ZAC. [12]

Segundo Baeslack e Lippold [27] a composição da austenita e da ferrita é função da velocidade de resfriamento. Altas velocidades mantêm as frações idênticas, entretanto em baixas velocidades de resfriamento, a transformação é controlada por difusão e as frações apresentam variações.

Ciclos térmicos segundo Hovart e colaboradores [28], aplicados em um AID entre temperaturas de 20° a 900°C não alteram a fração volumétrica e a microestrutura dos grãos de ferrita e austenita em uma solda multipasse. Reaquecimentos contínuos, geralmente promove aumento na fração de austenita.

2.8.2.4- ZONA AFETADA PELO CALOR DE TEMPERATURA BAIXA (ZACTB).

Abaixo da temperatura solvus da ferrita, que delimita o início da ZACTB, encontra-se a temperatura onde as frações de ferrita e austenita são as de equilíbrio. Também pode ser definida como a faixa de temperatura de precipitação de algumas fases, sendo assim dependendo da temperatura máxima atingida pela região no ciclo térmico pode ser determinado dois estágios.

No estágio I tem-se a dissolução parcial da austenita e, de acordo com a velocidade de resfriamento, a sua posterior precipitação. O crescimento de grão ferrítico é inibido pelos grãos de austenita não dissolvidos. Durante o

resfriamento, a austenita cresce a partir de núcleos intergranulares não dissolvidos de austenita. Ao final a fração de nitretos é bem reduzida, visto que a fração de austenita nesta região é bem maior que na ZACTE. Entretanto, ao resfriar a liga, atinge-se um certo valor crítico, no qual a resistência à corrosão localizada pode ser afetada, iniciando-se no contorno α/α principalmente.

No estágio II estão delimitadas as temperaturas máximas e mínimas de precipitação de alguma fase de interesse, dependendo da cinética de transformação e do tempo de permanência nesta faixa de temperatura. É possível observar duas faixas de temperatura de um ciclo térmico, no qual a primeira temperatura máxima foi acima de $T_{a/\gamma}$ e na segunda uma temperatura máxima localizada dentro do intervalo de precipitação da fase de interesse. Neste caso tem-se somente a região II do ciclo térmico praticamente sem modificações na das frações volumétrica de austenita. Nesta última região pode ocorrer precipitação de nitretos e outras fases intermetálicas, caso a velocidade de resfriamento da junta soldada seja muito baixa ou quando a mesma é submetida a reaquecimento, como na soldagem multipasse.

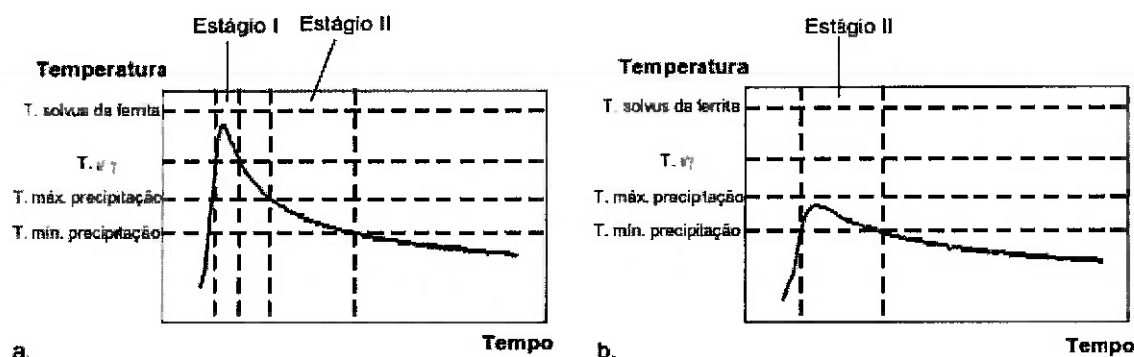


Figura 2.32: Estágios de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. (a) temperatura máxima acima de $T_{a/\gamma}$; (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase. [8]

2.8.3- PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW.

O processo TIG (Tungsten Inert Gas), utiliza como fonte de energia um arco elétrico que é mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada. A região a ser soldada ainda é protegida por um fluxo de gás inerte. [11]

O processo oferece um alto grau de controle e gerando uma raiz de boa qualidade com propriedades mecânicas e de corrosão próximas a do metal de base. [6]

A figura 2,33 apresenta os equipamentos básicos utilizado na soldagem pelo processo GTAW.

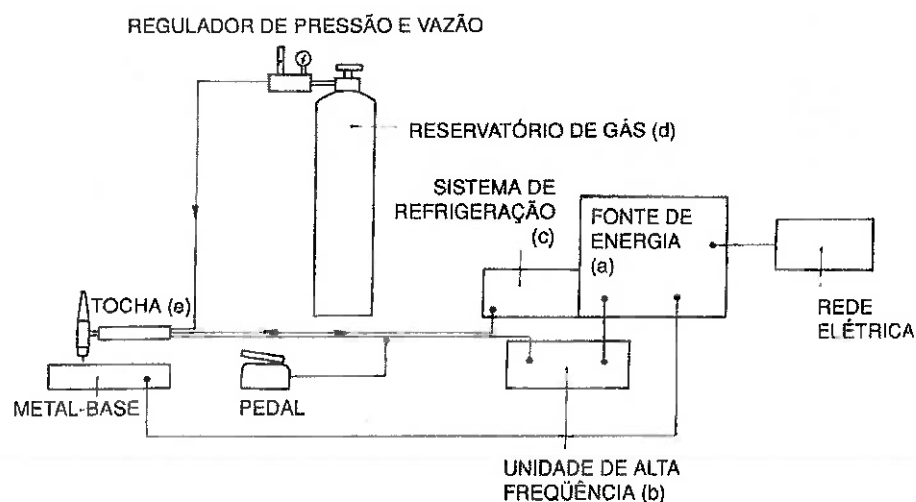


Figura 2.33: Esquema dos equipamentos necessário para a soldagem GTAW

[11]

2.8.3.1- SELEÇÃO DO TIPO DE CORRENTE.

No processo GTAW, pode-se utilizar corrente contínua ou corrente alternada.

Soldagem em corrente contínua: No caso de corrente contínua de polaridade direta (eletrodo negativo) o fluxo de elétrons se dá em direção do metal de base e o fluxo de íons positivos na direção do eletrodo. Com a incidência de elétrons no metal de base, este se torna mais aquecido o que gera uma maior penetração com um perfil estreito do cordão de solda. Na corrente contínua de polaridade reversa (eletrodo positivo), o fluxo de elétrons se dá na direção do metal do eletrodo. Neste caso o fluxo de elétrons incide no eletrodo será necessário um eletrodo de maior diâmetro devido seu aquecimento.

Soldagem em corrente alternada: é caracterizada pela alternância na intensidade e na tensão, passando o eletrodo positivo para negativo, voltando a positivo e assim por diante. Nessa inversão tanto corrente quanto tensão passam por zero apagando o arco momentaneamente.

Soldagem em corrente contínua pulsada: esse tipo de corrente promove um maior controle sobre o aporte térmico no metal de base e uma maior qualidade na soldagem. A corrente varia ciclicamente entre um nível mínimo (corrente de base), e um máximo (corrente de pico) tendo como resultado uma corrente de arco pulsado. O aquecimento e fusão ocorrem durante a corrente de pico enquanto a solidificação ocorre durante a corrente

de base. Os tempos da corrente de pico e da corrente de base são importantes pois o primeiro controla o tamanho da poça de fusão e a profundidade de penetração já o segundo controla a taxa de solidificação do cordão de solda. Por suas características, a corrente pulsada adequa-se melhor nos casos onde seja importante limitar a contribuição de calor como no caso de baixas espessuras do metal de base e também a corrente pulsada é menos sensível as variações de posição permitindo uma uniformidade maior no cordão. [29]

A figura 2.34 mostra os diferentes tipos de polaridade no processo de soldagem GTAW.

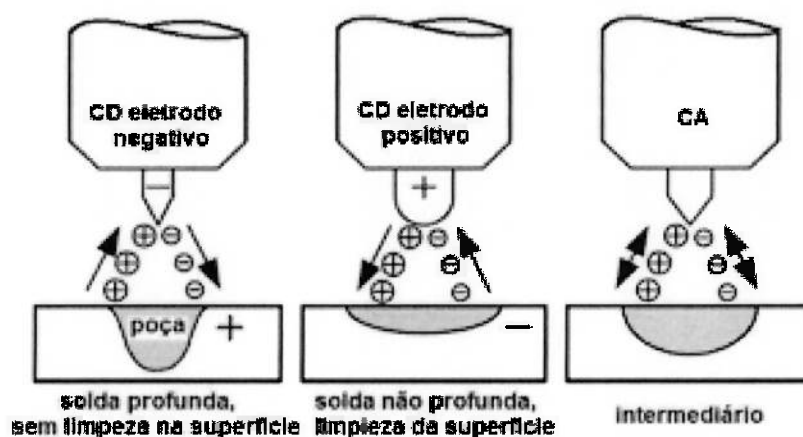


Figura 2.34: Polaridades encontradas no processo de soldagem GTAW. [29]

A mudança na polaridade ou no tipo de corrente elétrica, altera completamente a característica do arco. Inclusive a abordagem quanto a quantificar o calor fornecido para os tipos de corrente se faz diferente. No caso de corrente contínua, o calor fornecido é dado por:

(5)

$$H = \frac{60.V.I}{v}$$

Onde:

H = energia de soldagem (J/cm)

V = tensão de soldagem (V)

I = corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

Para corrente pulsada o calor fornecido é dado por:

$$H = \frac{60.V.I_p.t_p + I_b.t_b}{v.(t_p + t_b)} \quad (6)$$

Onde:

I_p = corrente de pico (A)

t_p = tempo na corrente de pico (s)

I_b = corrente na base (A)

t_b = tempo na corrente de base (s)

3. OBJETIVO.

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência dos passes de enchimento e acabamento no passe de raiz pelo processo GTAW na soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32760, analisando a sua microestrutura tanto no ponto de vista das frações volumétricas encontradas através de análise de micrografia, ensaios de dureza e susceptibilidade a corrosão por pite.

4. MATERIAIS E METODOS.

4.1-MATERIAIS:

O material utilizado neste trabalho foi um tubo em aço inoxidável superduplex comercial: uma liga de aço inoxidável superduplex, de especificação UNS S32760 com a seguinte composição química analisada por espectrômetro de emissão óptica conforme Tabela 4.1. Com diâmetro de 2 polegadas e comprimento de 700mm, o material foi seccionado em três seções de 230mm cada para a execução da soldagem.

Tabela 4.1: Composição química do superduplex UNS S32760.

DESIGNAÇÃO UNS	PERCETUAL EM PESO %								
	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	Co	W	N	Fe
UNS S32760	25,51	7,24	3,67	0,55	0,51	0,23	0,5	0,23	61,61

4.2- CONSUMÍVEIS:

Neste item serão especificados os consumíveis de soldagem utilizados na confecção das juntas soldadas.

Gás de proteção: Para a soldagem dos CPs, foram utilizadas a mistura Argônio e Nitrogênio. A utilização do N₂ se faz presente para compensar

possíveis perdas deste elemento na poça de fusão, sendo este elemento um promotor de formação de austenita e ajuda na resistência a corrosão.

A proporção utilizada no processo esta descrita na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Composição da mistura gasosa utilizada no processo de soldagem.

MISTURA GASOSA	ARGONIO 99,97% (%)	NITROGENIO 99,9% (%)
Ar + N ₂	97,5	2,5

Metal de adição: O metal de adição, tipo vareta de 1/8, para o processo GTAW conforme ASME II PARTE C (ER2594) apresenta a composição química segundo o fabricante descrita na Tabela 4.4.

Tabela 4.3: Composição química do metal de adição.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS ELEMENTOS EM PESO % ^(A)											
DESIGNAÇÃO ASME II Parte C	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	Cu	N
ER 2594	0,03	1,0	2,5	0,03	0,02	24 27	2,5 4,5	8 10,5	1,0	1,5	0,2 0,3
Consumível	0,01	0,4	0,9	0,02	<0,01	25,6	3,8	9,7	0,6	0,7	0,23

(A) Na referência (ER2594) os valores simples referem-se ao máximo percentual permitido.

4.3- PREPARAÇÃO DA JUNTA.

As juntas foram preparadas por processo manual de esmerilhamento envolvendo operação de corte e desbaste. Os discos abrasivos utilizados nestas operações foram normalmente utilizados no trabalho com aços inoxidáveis. As juntas apresentavam a geometria conforme Figura 4.1 e, como pode ser observado, trata-se de uma junta de topo com chanfro em V e penetração total.

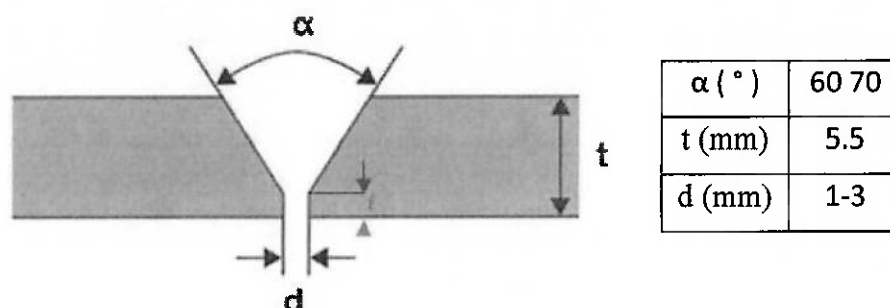


Figura 4.1- Geometria da junta.

4.4- PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.

As soldagens de todos os CPs foram do tipo "topo-topo". Para a soldagem de tubos, a superfície da poça de fusão localizada na face externa do tubo é protegida pelo gás de proteção que flui diretamente do bocal da tocha. Já a superfície da poça de fusão localizada na face interna do tubo (raiz) foi protegida pela mistura gasosa descrita da Tabela 4.3 durante todo o processo de soldagem. O processo realizado foi GTAW-manual com corrente de polaridade direta (CC-).

Para o primeiro CP foi depositado apenas o passe de raiz em toda a extensão do tubo. Já no segundo CP, além do passe de raiz previamente depositado foi depositado um segundo passe chamado de enchimento. No terceiro CP além dos passes de raiz e enchimento foi depositado um terceiro passe chamado de enchimento/ acabamento.

A Figura 4.2 ilustra a sequência de soldagem realizada.

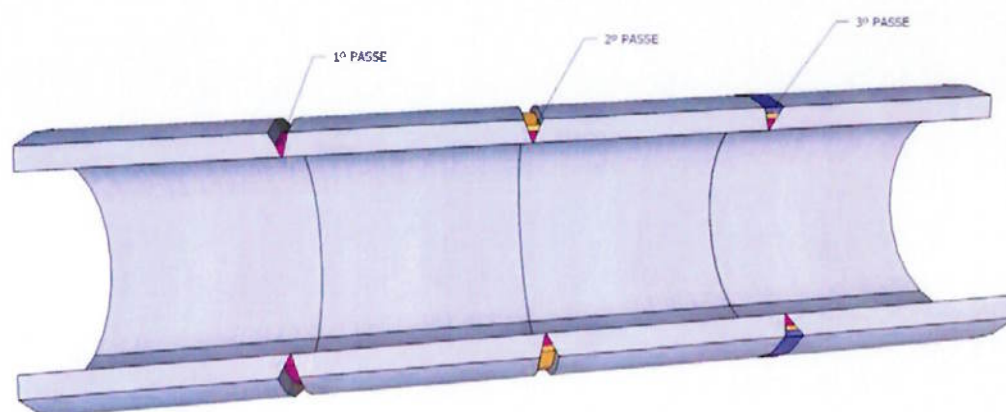


Figura 4.2: Sequência de soldagem realizada.

Os parâmetros de soldagem foram definidos com base na pesquisa bibliográfica apresentada no capítulo 2, visando obter juntas soldadas isentas de defeitos e presença de fases indesejáveis tais como, as fases apresentadas no mesmo capítulo 2, e com o balanço entre as fases δ e γ correto, responsáveis pelas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AISD. A posição de soldagem para a confecção dos CPs foi a 5G, com a tubulação na horizontal e estático. Também foi utilizada como referência a norma N-133 revisão M[24] item 5.7.3.10 (tabela 16) sugere que o aporte de calor para AISD com espessuras inferiores a 7 mm esteja no intervalo entre 0,5

– 1,0 kJ/mm. A Tabela 4.5 apresenta os valores de aporte térmicos utilizados para a confecção dos CPs.

Tabela 4.4: Parâmetros de soldagem.

Parâmetros de Soldagem	Processo de Soldagem GTAW					
	CP-01	CP-02		CP-03		
	raiz	raiz	enchimento	raiz	enchimento	acabamento
Corrente (A)	90	100	110	90	117	120
Tensão (V)	11	12	11	12	12	13
Velocidade de soldagem (mm/min)	120	130	130	130	160	190
Aporte de Calor (kJ/mm)	0,51	0,52	0,55	0,50	0,52	0,5
Preaquecimento (°C)	25	25	25	25	25	25
Temp. Interpasse máx. (°C)	93	95	97	95	98	97
Gás de Proteção (l/mm)	15	15	15	15	15	15

LEGENDA:

CC- – corrente contínua e eletrodo polarizado negativamente (polaridade direta)

NOTAS:

- i) o eletrodo utilizado no processo GTAW foi de tungstênio com 2% de tório.
- ii) a purga iniciou-se quinze minutos antes da soldagem do passe de raiz e foi mantida até o final do processo de soldagem.

4.5- ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.

Os ensaios não destrutivos têm como objetivo detectar possíveis defeitos e/ou descontinuidades presentes na solda superficialmente. Os ensaios realizados nos CPs foram: Inspeção Visual, Líquido Penetrante.

4.5.1- ENSAIO DE INSPEÇÃO VISUAL.

A inspeção visual foi realizada após a soldagem conforme ASME IX, no passe de raiz e depois na soldagem dos passes de enchimento e acabamento em todas as juntas soldadas. O objetivo a detectar a olho nu, possíveis descontinuidades superficiais presentes na solda.

4.5.2- ENSAIO POR LÍQUIDO PENETRANTE.

A inspeção por líquido penetrante, assim como na inspeção visual, foi realizada após a soldagem conforme ASME IX, no passe de raiz e depois na soldagem dos passes de enchimento e acabamento em todas as juntas soldadas. Neste ensaio o objetivo é detectar descontinuidades superficiais e muitas vezes não visíveis a olho nu, como trincas com pequena abertura e pequenos poros.

4.6- PREPARAÇÃO METALGRÁFICA.

As amostras foram preparadas para os ensaios metalográficos, seguindo a seguinte etapa; corte, lixamento a úmido com lixas de uma série granulométrica de #100 a #1200; e polimento manual com pasta de diamante de granulometria de 10 e 1 μ m, tendo como lubrificante água destilada. Foram retiradas amostras de cada um dos CPs contendo o metal de solda, no centro da amostra, a zona afetada pelo calor (ZAC) e parte do metal de base. O

esquema para retirada das amostras e suas dimensões pode ser visto na Figura 4.3.

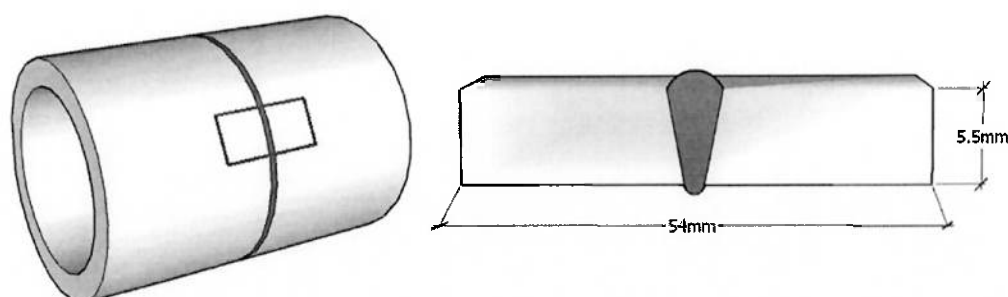


Figura 4.3- Posição da retirada das amostras e dimensão.

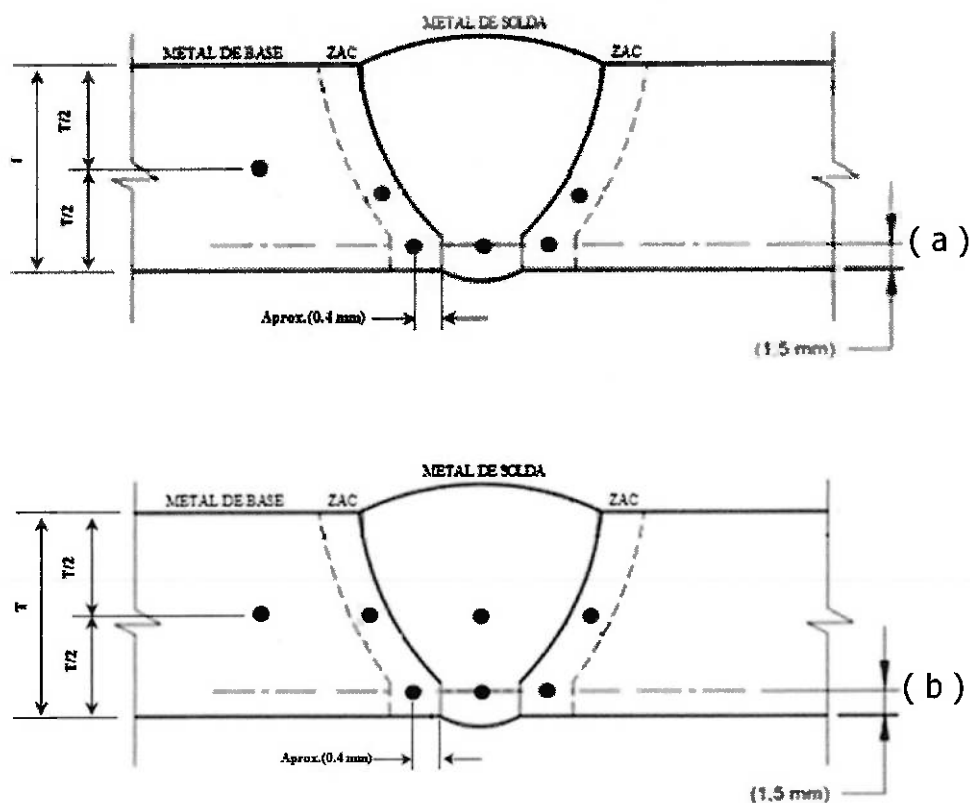
Para a análise de microscopia óptica (MO), foi utilizado ataque eletrolítico com uma solução de $\text{KOH} + \text{H}_2\text{O}$ onde as amostras foram mergulhadas por um período de 12 segundos com uma corrente de 1.75 A. Após este período exposição a reação foi interrompida por H_2O destilada e seca com álcool. Desta forma foram preparadas 3 amostras para a microscopia óptica.

4.7- MICROSCOPIA ÓPTICA.

A metalografia qualitativa e quantitativa mostra ser uma ferramenta útil no estudo de fenômenos metalúrgicos, fornecendo informações que podem embasar o correto dimensionamento do processo. O objetivo da realização de microscopia ótica foi a verificação da fração (análise quantitativa) das principais fases δ e γ ao longo de uma seção transversal da junta soldada, concentrando-se nas regiões do metal de base, zona afetada pelo calor e na zona fundida.

Um segundo objetivo foi a verificação da possível presença de fases deletérias possíveis nos AISD. A preparação das amostras seguiu as etapas conforme descrito no item 4.6. O estudo metalográfico foi realizado utilizando-se um microscópio Olympus GX-51.

As Fotomicrografias digitais com aumento de 500X foram obtidas ao longo de toda a região dos CPs (metal de base, ZAC, zona fundida) em pontos conforme Figura 4.4. A contagem de cada uma das fases δ e γ foi realizada com o programa analisador de imagens STREAM ESSENTIALS em todas as fotomicrografias a partir da revelação provocada pelo ataque descrito no item 4.6.



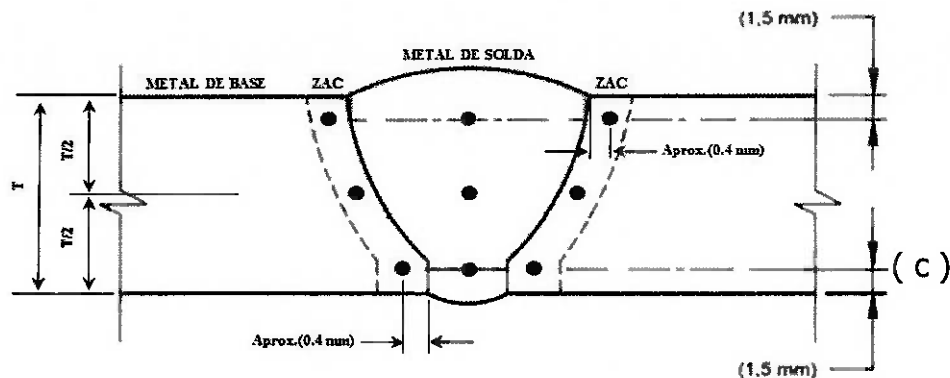
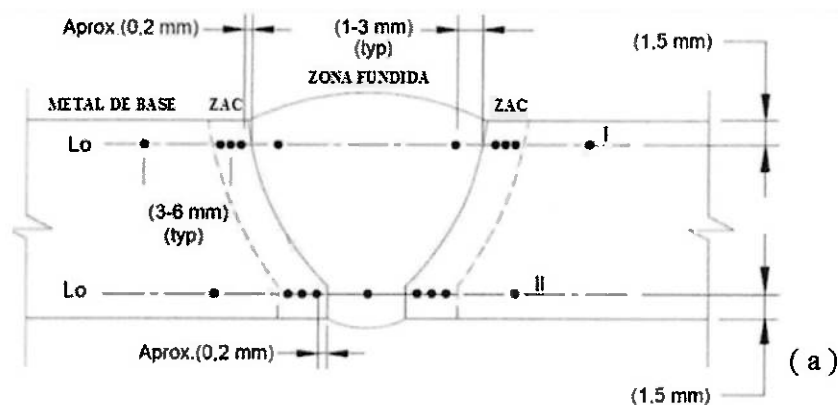


Figura 4.4: Pontos de referência para leitura das fases δ e γ ; (a) CP-01, (b) CP-02, (c) CP-03.

4.8- ENSAIO DE MICRODUREZA.

Foram retiradas uma amostra conforme Figura 4.5 de cada um dos CPs soldados para a realização de perfil de dureza HV10 (*Hardness Vickers* com carga de 10g) com o objetivo de avaliar as mudanças desta propriedade ao longo de todas as regiões (metal de base, ZAC, zona fundida).

As impressões foram realizadas adotando-se como referência a norma N-133 M[24], conforme esquema da Figura 4.5.



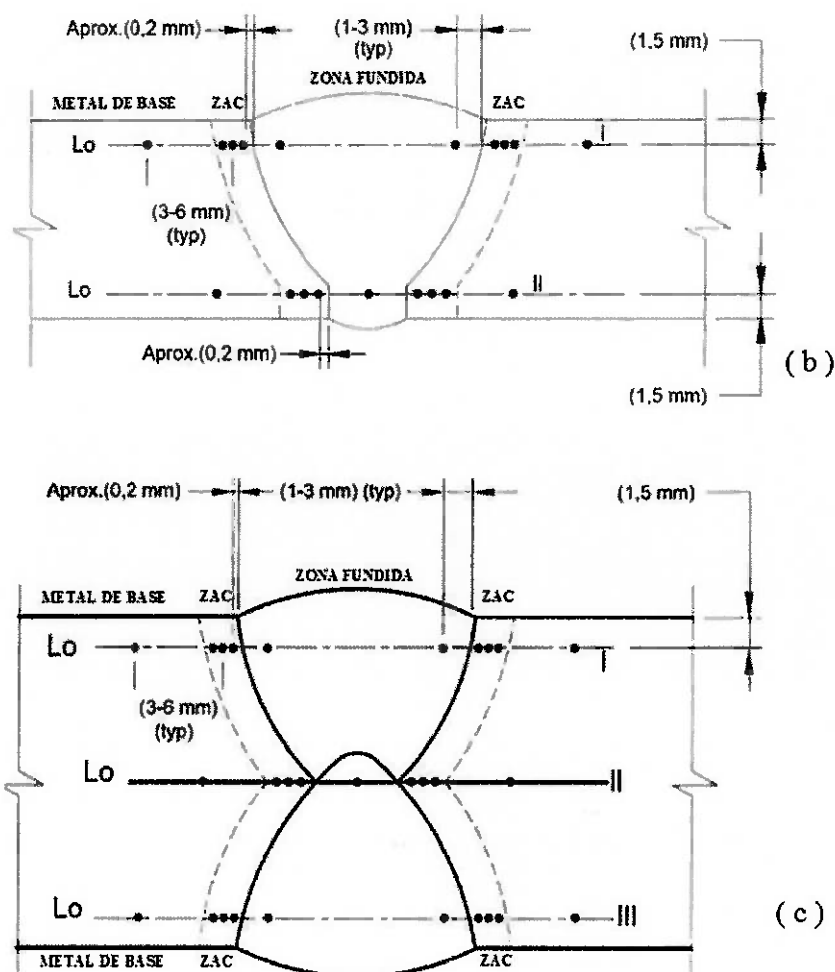


Figura 4.5: Perfis de leitura de microdureza; (a) CP-01, (b) CP-02, (c) CP-03.

4.9- CORROSÃO.

O teste de corrosão seguiu a norma ASTM G48-11, método A [30] e avalia a resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis. Como mencionado no capítulo 2 a resistência contra corrosão é gravemente comprometida quando há precipitação de fases intermetálicas. Essa corrosão é potencializada quando exposto à meios agressivos como salinos, cloretos e oxidantes. O ensaio foi desenvolvido visando acelerar o início da corrosão localizada. Assim, o grau do dano causado pela corrosão durante o ensaio será geralmente maior que o

encontrado em situações naturais comparado a qualquer período de tempo similar ao testado.

Durante a preparação das amostras para o ensaio, acabamento superficial da amostra é importante pois pode influenciar significativamente os resultados do teste. Foi retiradas uma amostra de cada um dos CPs soldados contendo as regiões de interesse o metal de base, ZAC e zona fundida. A Figura 4.6 apresenta o esquema de retirada das amostras e suas dimensões.

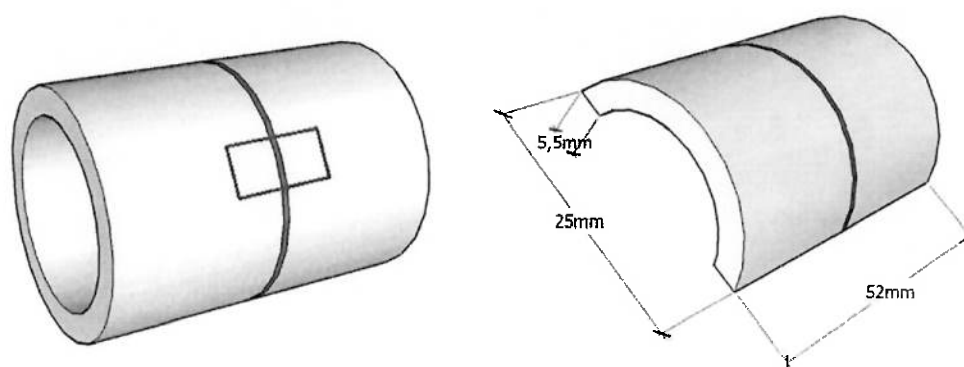


Figura 4.6: Retirada e dimensões das amostras para ensaio de corrosão.

As amostras foram preparadas e armazenadas em dessecador antes de serem expostas a solução de ataque. A área superficial foi medida e teve a sua massa registrada com balança de precisão de 0,0001g.

Posteriormente, as amostras foram imersas numa solução de cloreto férrico hexa hidratado ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) e H_2O destilada numa concentração de 6% em massa por um período de 24 horas a temperatura de 40°C. A Figura 4.7 apresenta o arranjo utilizado para a realização do ensaio.

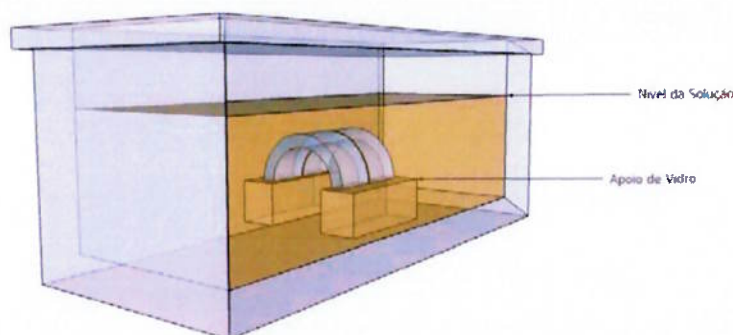


Figura 4.7: Arranjo para o ensaio de corrosão.

Após o período de imersão das amostras, a reação foi interrompida por água e com auxílio de escova de nylon para remoção de produtos provenientes da reação de ataque. Ainda foi realizada limpeza utilizando-se solvente (acetona) e as amostras foram novamente pesadas para avaliação de possível perda de massa.

Conforme norma Norsok M-601- 2008 [31], o critério para aceitação das amostras é perda de massa inferior a $4,0\text{g/m}^2$.

4.10- ANÁLISE QUÍMICA.

Foi retirada uma amostra conforme Figura 3.5 do CP-03 para a avaliação da composição química das regiões do metal de base e zona fundida. Este ensaio foi realizado numa temperatura ambiente de 24°C e umidade relativa de aproximadamente 42%, através do aparelho espectrômetro de emissão óptica ARL modelo 3460 conforme norma ASTM E1086-2014.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

5.1- ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.

Nos ensaios não destrutivos, ensaio visual e de líquido penetrante foram realizados em toda extensão da solda nos tanto nos passes de raiz quanto nos passes de acabamento, mostraram inexistência de defeitos e discontinuidades.

5.2- DUREZA.

Os ensaios de microdureza, foram realizados ao longo das regiões de interesse (metal de base, ZAC, zona fundida), do passe de raiz para o CP-01, passe de raiz e reforço para o CP-02 e passe de raiz reforço e acabamento para o CP-03, conforme perfis ilustrado na Figura 3.4 em cada uma das juntas soldadas. As Figuras 5.1, 5.2 e 5.3 apresentam o perfil de dureza encontrado para cada uma das juntas soldadas.

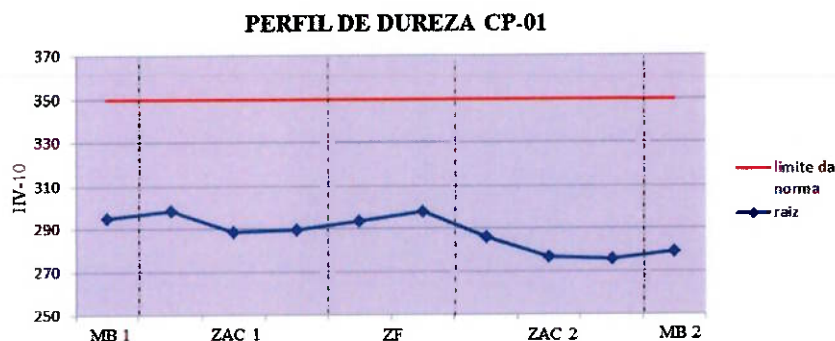


Figura 5.1: Perfil de dureza CP-01 (apenas passe de raiz).

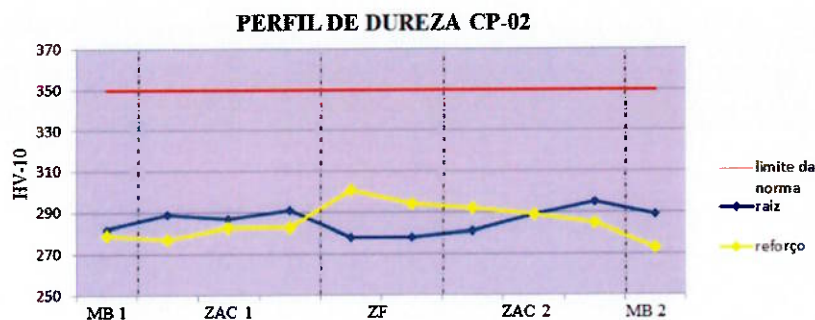


Figura 5.2: Perfil de dureza CP-02 (passes de raiz e enchimento).

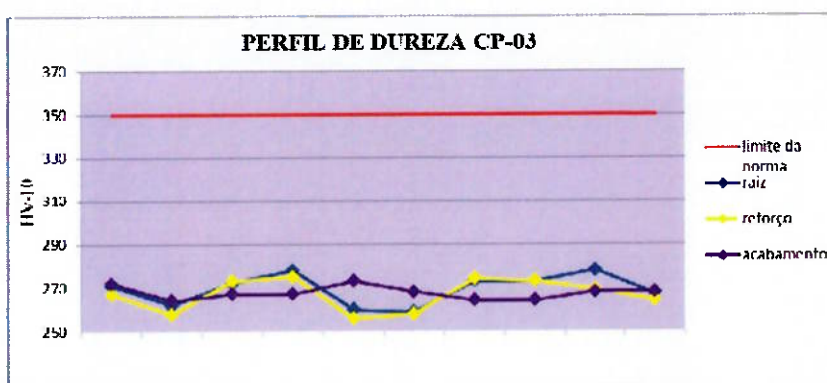


Figura 5.3: Perfil de dureza CP-03 (passes de raiz, enchimento e acabamento).

Como observado a partir das Figuras, todas juntas soldadas segundo o critério de aceitação da norma Norsok M-601- 2008 [31] foram aprovadas. Isto é os valores de dureza nas regiões analisadas foram inferiores a 350HV.

Na Figura 5.4 é apresentado os valores de dureza encontrados após cada passe executado.

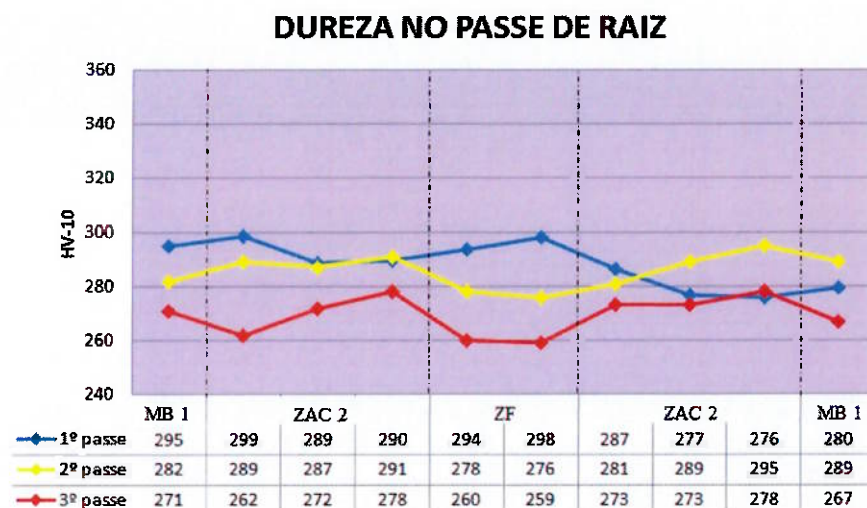


Figura 5.4: Perfil de dureza na raiz das amostras soldadas.

Nota-se uma diminuição dos valores de dureza com a execução dos passes subsequentes. Os menores valores de dureza encontrados podem ser devido a microestrutura refinada pelo qual os maiores teores de austenita encontrado cerca de 19% de aumento para a ZF e 18% para a ZAC no terceiro passe nessas regiões pode ter sido devido aos ciclos térmicos imposto pelos passes de enchimento e acabamento.

5.3- ENSAIO METALGRÁFICO.

Serão apresentados os resultados obtidos na caracterização de cada uma das regiões correspondentes das amostras (metal de base, ZAC e zona fundida). Os resultados foram obtidos, por Microscopia Óptica e os resultados de cada característica serão apresentados separadamente.

5.3.1- MICROESTRUTURA DO METAL DE BASE.

A microestrutura do AISD, que foi o metal de base das amostras utilizadas neste trabalho, é constituída por partes aproximadamente iguais de uma estrutura bifásica, de ferrita e austenita, sendo fase matriz ferrita e a segunda a fase dispersa austenita, conforme é apresentado na micrografia da Figura 5.5.

Essas fases são geralmente apresentam-se intercaladas, o que pode ser explicado pela presença de elementos de liga. As presenças de elementos que promovem a formação de ferrita também chamados de elementos ferritizantes tendem a estabilizar a ferrita, e a mesma tende a expulsar os elementos que não favorecem a sua formação formando assim uma concentração dos mesmos numa região adjacente a esta fase. A concentração desses elementos nessas regiões, elementos esses que promovem a formação de austenita também chamados de elementos austenitizantes agirão como pontos de nucleação da austenita e o seu posterior crescimento. Da mesma maneira, a austenita atrai os elementos austenitizantes e expulsa os ferritizantes, concentrando os elementos que favorecem para que a fase posterior e adjacente a ela seja a ferrita [32].

A quantidade de ferrita encontrada no metal de base das amostras soldadas foi de 55%, assumindo assim que as únicas fases presentes são ferrita e austenita, evidenciando um correto balanceamento das fases nas amostras estudadas.

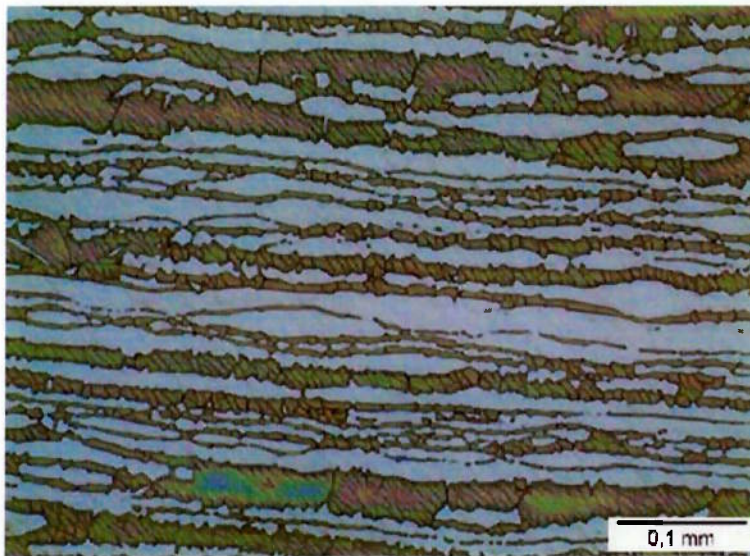


Figura 5.5: Micrografia óptica do metal de base do UNS 32760 mostrando as fases de ferrita atacada (escura) e austenita atacada (clara) 500x. δ 55% γ 45%.

5.3.2- ZONA FUNDIDA.

Na solidificação da poça de fusão, ocorre o crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita na região parcialmente fundida produzindo uma microestrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na ZF. Com a continuidade do resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases intermetálicas, nitretos e possíveis carbonetos. A precipitação da austenita ocorre nos contornos de grão da ferrita ou ainda no interior dos mesmos. [23]

O modo de crescimento da austenita a partir da ferrita pode se dar de três formas:

- a) Precipitação da austenita no contorno de grão, podendo ser continua ou descontinua de acordo com a velocidade de resfriamento.

- b) Nucleação a partir da austenita de contorno de grão da austenita de Widmanstätten tendo o seu crescimento para o interior do grão de ferrita.
- c) Por último a formação de austenita intragranular que tem maior tendência de se formar em altas taxas de resfriamento. [33]

A observação da micrografia permite identificar a microestrutura típica da ZF dos aços AISD, composta por ferrita e grãos de austenita em diferentes morfologias, como a de contorno de grão e a de Widmanstätten e intragranular. As figuras 5.6, apresentam as microestruturas da raiz da solda na região da zona fundida para as três amostras com aumento de 500x e também os resultados de um exame metalográfico quantitativo determinando as percentagens relativas de ferrita e austenita.

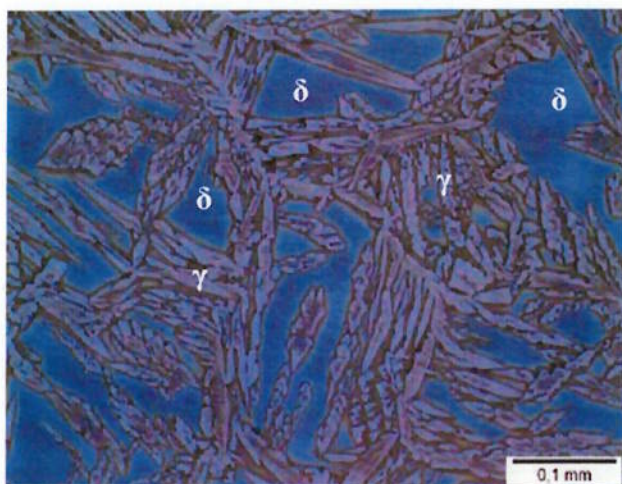


Figura 5.6: (a) micrografia do passe de raiz do CP-01 500x.

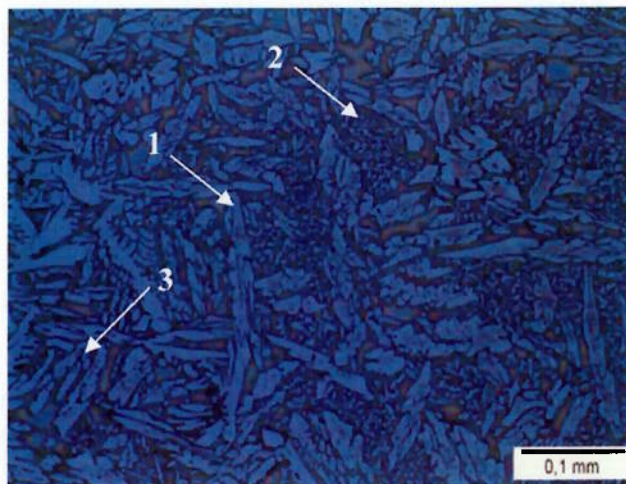


Figura 5.6: (b) micrografia do passe de raiz do CP-02 500x.

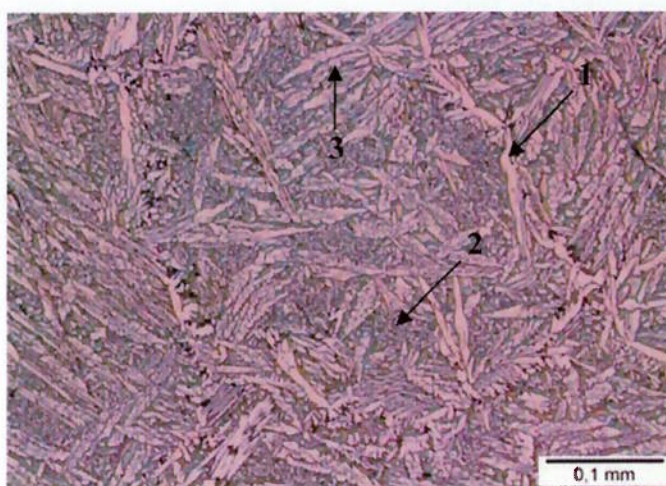


Figura 5.6: (c) micrografia do passe de raiz do CP-03 500x.

Figura 5.6: Micrografias das microestruturas da região da ZF do passe de raiz das amostras; (a) CP-01 500x; (b) CP-02 500x (c) CP-03 500x.

Na micrografia (a), amostra constituída apenas do passe de raiz, observa-se a presença da austenita de contorno de grão. Nas micrografias (b) e (c) passe de raiz + passe de reforço e passe de raiz + reforço + acabamento respectivamente pode-se observar a presença da austenita de contorno de grão

(1), austenita intragranular (2) e a presença da austenita de Widmanstätten (3).

Um motivo para a concentração de austenita, principalmente de Widmanstätten, e austenita intragranular pode estar na sua composição química. Alto teor de Ni e N do metal de base e do metal de adição são responsáveis pelo deslocamento do equilíbrio termodinâmico para maiores frações de austenita, bem como aumentam a temperatura solvus da δ . Com o aumento da temperatura solvus da δ , antecipa-se a precipitação da austenita em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita. [34,35]

A presença de austenita de Widmanstätten e intragranular no passe de raiz do CP-02 (passe de raiz + reforço) e CP-3 (passe de raiz + reforço + acabamento), comparado a micrografia da amostra do CP-1 (apenas o passe de raiz), apresenta uma maior concentração de austenita na raiz, possivelmente devido a deposição dos passes subsequentes, a qual transferiu energia ao passe de raiz o suficiente para o crescimento da austenita previamente nucleada. A zona fundida apresenta uma maior quantidade desta fase, fato este que pode ser explicado pelo maior número de inclusões presentes, facilitando posteriormente a nucleação desta austenita. [36]

A menor quantidade de austenita observada no passe de raiz do CP-1, comparada com as amostras com os passes subsequentes, possivelmente esta relacionada a alta velocidade de resfriamento produzido pelo baixo aporte de calor utilizado, que provavelmente foi o responsável pela menor fração de austenita.

Pode se observar como apresentado na Figura 5.7 a variação do teor de ferrita com o aumento da energia de soldagem. Observa-se que com o aumento da energia de soldagem, ocorreu uma redução no teor de ferrita nesta região. Fato que pode ter ocorrido devido à redução na velocidade de resfriamento nesta região provocada pelo aumento do aporte térmico dos passes subsequentes ao passe de raiz.

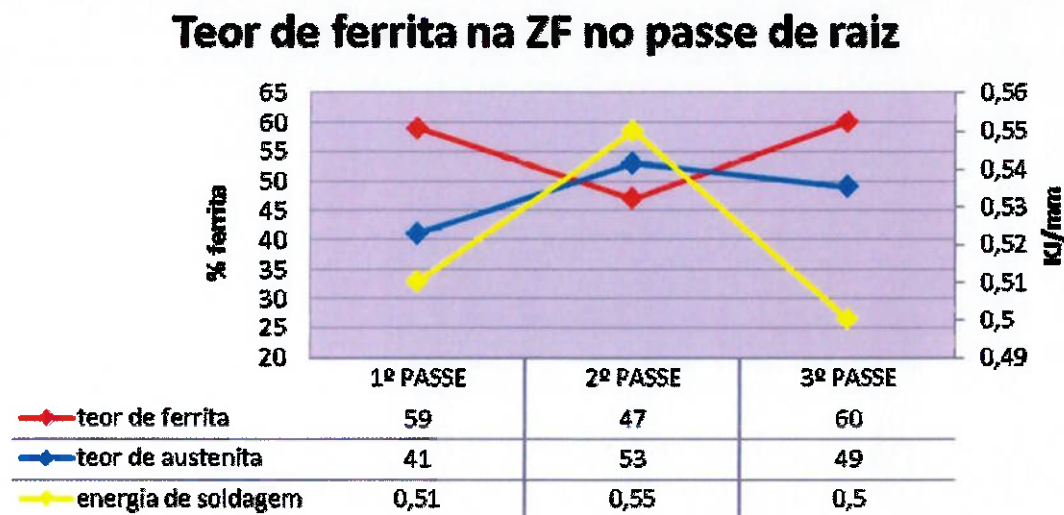


Figura 5.7: Teor de Ferrita no passe de raiz do CP-03.

Na micrografia (c), nota-se a presença em algumas interfaces austenita-ferrita com contornos mais atacados. Este fato pode induzir que houve a precipitação de alguma fase, porém não é possível identificar somente por microscopia óptica, se trata-se de nitretos ou fase sigma.

5.3.3- ZONA AFETADA PELO CALOR.

A ZAC da soldagem das ligas superduplex é a região do material de base próxima à zona de fusão que sofre importantes transformações para as propriedades da liga devido aos ciclos térmicos promovido pelo processo de soldagem. Assim essa região no que se refere à microestrutura, pode-se evidenciar duas regiões na Figura 5.8.

a) A primeira, próxima à interface com a ZF, com a presença de grãos poligonais de ferrita, que indica um processo de crescimento destes grãos, presença e grãos de austenita nos contornos de grão.

b) Uma segunda região, mais afastada com o aspecto dos grãos de ferrita e austenita não apresentando alterações (em relação à do metal de base).

Duas regiões são bastante mencionadas nas literaturas descritas como a zona afetada pelo calor em temperatura elevada (ZACTE) e zona afetada pelo calor em temperatura baixa (ZACTB), respectivamente. [25] A diferenciação consiste nas alterações microestruturais decorrentes da temperatura de pico e velocidade de resfriamento devido ao ciclo térmico sofrido por essas regiões.

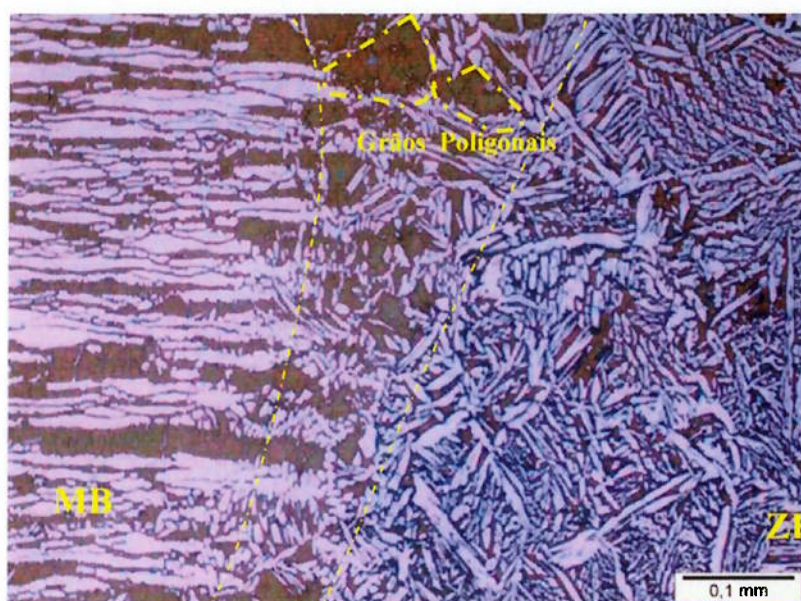


Figura 5.8: Micrografia da ZAC do passe de raiz CP-03 200x.

A evolução microestrutural da ZAC no passe de raiz apresenta uma mudança de aspecto, principalmente na ZACTE como apresentada na Figura 5.9.

Assim como ocorreu para a ZF, o ciclo térmico gerado pelos passes subsequentes (passe de reforço e passe de acabamento) promoveu um aumento na concentração de austenita na região da ZAC no passe de raiz, como evidenciado na Figura 5.10 que apresenta a contagem de ferrita na região.

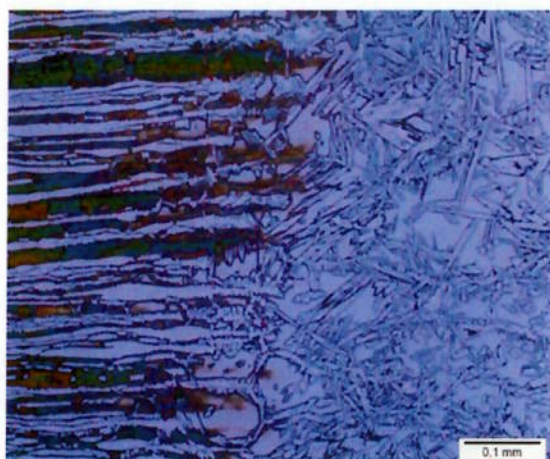


Figura 5.9: (a) micrografia do CP-01 200x.

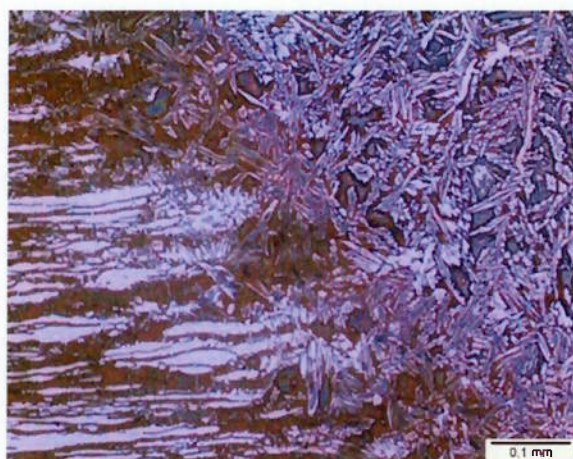


Figura 5.9: (b) micrografia do CP-02 200x.

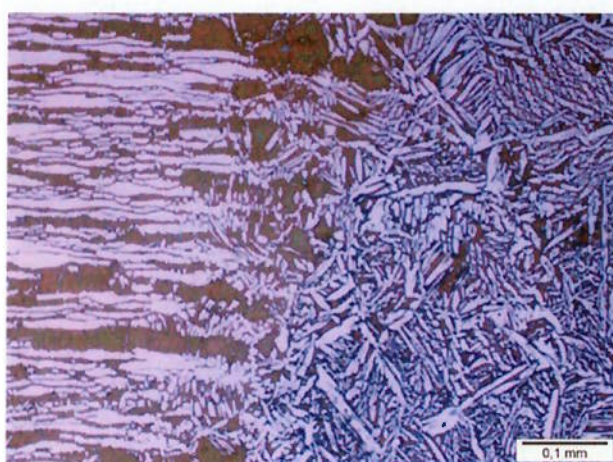


Figura 5.9: (c) micrografia do CP-03 200x.

Figura 5.9: Micrografias das microestruturas da região da ZAC do passe de raiz das amostras; (a) CP-01 200x; (b) CP-02 200x (c) CP-03 200x.

Teor de ferrita na ZAC no passe de raiz do CP-03

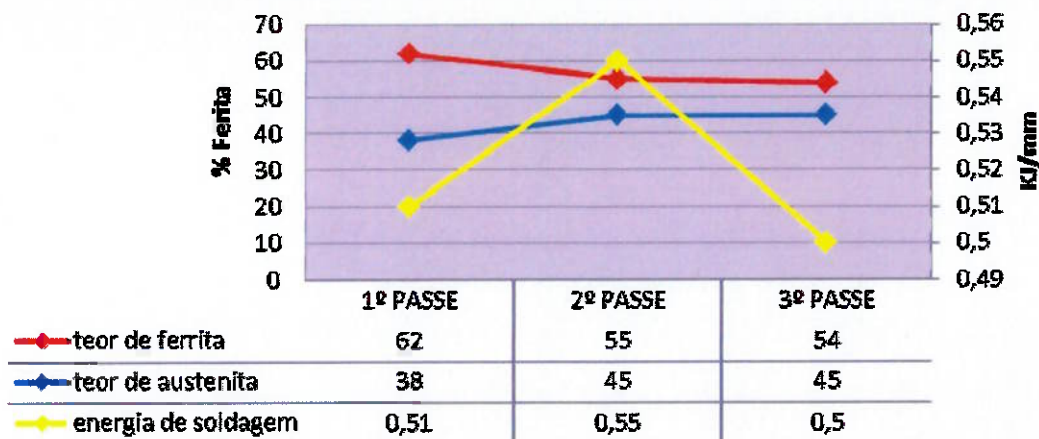


Figura 5.10: Teor de Ferrita no passe de raiz do CP-03.

O aumento no teor de austenita na região da raiz pode ser justificado se analisarmos a microestrutura inicial do metal de base e o ciclo térmico pelo qual essa região foi submetida. A microestrutura inicial do metal de base apresenta em alguns pontos placas de austenita com espessura maior que a ferrita. Tais placas podem não ter sido dissolvidas por completo quando submetida ao passe de reforço empregado. O ciclo térmico que é composto por uma etapa de permanência acima da linha solvus da ferrita, e por uma etapa de resfriamento abaixo da linha solvus. A menor dissolução da austenita na ZAC, gerou uma maior fração volumétrica desta fase austenítica quando o passe de raiz foi submetido ao ciclo do passe de reforço. Diversos autores reportam o aumento da fração da austenita na ZAC quando submetida ao aquecimento proveniente dos passes sucessivos. [8]

A austenita remanescente desta etapa do ciclo térmico pode ter impedido o crescimento acentuado dos grãos de ferrita na ZAC. [25]

Da mesma forma como foi observado na região da ZF, a micrografia (c) com aumento de 500x, tirada da mesma região da micrografia apresentada anteriormente apresenta em algumas interfaces austenita-ferrita contornos mais atacados. Este fato pode induzir que houve a precipitação de alguma fase, porem não é possível identificar somente por microscopia óptica que se trata de nitretos ou fase sigma.

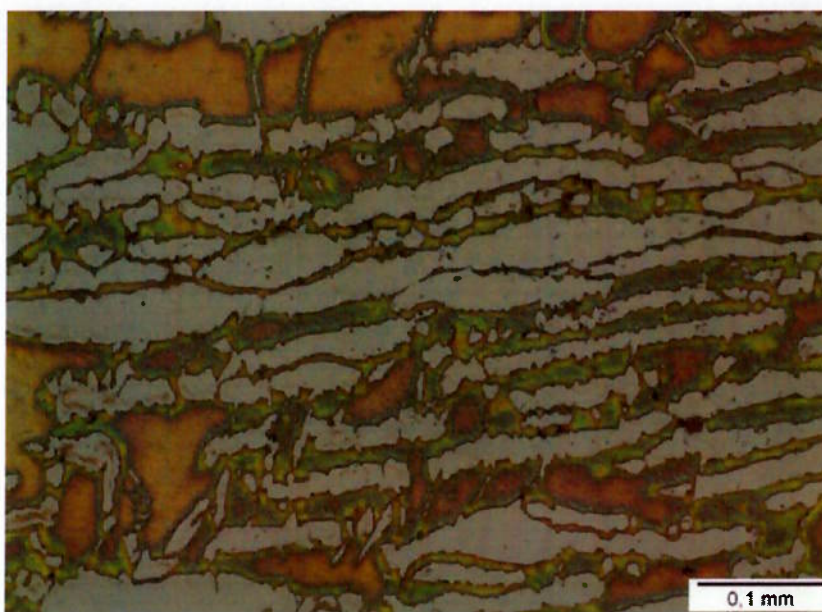


Figura 5.11: Micrografia da região da ZAC da raiz do CP-03 500x.

Na análise da imagem fornecida pelo software utilizado o teor dessa região ataca é de 1%.

5.4- ENSAIO DE CORROSÃO.

Os ensaios de corrosão foram realizados conforme norma ASTM G48-11, método A [30] no metal de base como nas juntas soldadas.

O critério de avaliação segundo a norma para a perda de massa é (valor 4g/m^2), com isenção de pites na superfície avaliada com aumento de 20x.

As amostras avaliadas no ensaio de corrosão apresentaram resultados satisfatórios e foram aprovadas segundo o critério de aceitação da norma

Os valores de perda de massa são apresentados na Tabela **5.1**.

Tabela 5.1: Perda de massa das amostras soldadas.

MATERIAL	PERDA DE MASSA (g/m^2)		
	1º PASSE	2º PASSE	3º PASSE
UNS 32760	0,44	2.58	3.72

Embora observado um aumento na perda de massa com os passes subsequentes, e como visto nas micrografias da ZF e ZAC a presença de regiões mais atacadas que pudessem induzir que houvesse tido uma precipitação de outra fase além de ferrita e austenita, não é possível afirmar que essa mesma perda de massa seja proveniente desta provável precipitação.

Os resultados obtidos no ensaio de dureza também não evidenciam uma intensa precipitação de intermetálicos, nitretos ou carbonetos. Assim os resultados satisfatórios obtidos estão relacionados com a considerável fração volumétrica de austenita na solda e na ZAC e a composição química do metal de base e do metal de adição utilizado na soldagem ricos em Cr, Mo, W e N, promovendo um desempenhado importante na resistência à corrosão observada, sendo estes elementos responsáveis pela resistência à corrosão por pites.

6- CONCLUSÃO.

Tendo em vista as técnicas utilizadas e os materiais empregados é possível concluir.

- A soldagem multipasse influenciou no balanço de fases ferrita e austenita da zona fundida e da zona afetada pelo calor, fazendo com que houvesse uma queda na fração de ferrita com a realização dos passes seguintes. Este fato se deve às menores velocidades de resfriamento favorecendo as transformações no estado sólido de ferrita para austenita.
- Os ciclos térmicos, impostos pelos passes de enchimento e acabamento, favoreceram um aumento na fração volumétrica de austenita em aproximadamente 19% na ZF e 18% na ZAC, apresentando essas diversas morfologias tais como austenita de contorno, austenita de Widmanstätten e austenita intragranular tanto na região da ZF como na região da ZAC.
- A concentração de austenita principalmente de Widmanstätten como intragranular na região da ZF, pode estar relacionada a concentração dos elementos de liga Ni e N presentes tanto no metal de base como no metal de adição. Esses elementos favorecem o deslocamento do equilíbrio termodinâmico para maiores frações de austenita, aumentando

a temperatura solvus da ferrita, antecipando assim a precipitação da austenita em temperaturas mais elevadas.

- Quanto ao aumento da fração volumétrica na região da ZAC, pode ser justificada através da microestrutura inicial do metal de base, a qual apresenta placas de austenita com espessuras superiores as da ferrita. Quando submetidas ao ciclo térmico do passe de raiz, parte desta austenita não foi totalmente dissolvida, gerando uma maior fração volumétrica desta fase quando a região foi submetida aos ciclos térmicos impostos pelos passes de enchimento e acabamento.
- A soldagem realizada com apenas um passe apresentou os maiores valores de dureza tanto na ZF quanto na ZAC. As frações de ferrita encontrada nessa junta também apresentaram suas maiores percentagens mesmo estando dentro do padrão estabelecido pela norma.
- Foi observada a presença de regiões de possíveis precipitações porém não identificadas pela técnica utilizada. Pelas características morfológicas indicam se tratar de nitretos de cromo, tanto na zona fundida quanto zona afetada pelo calor.
- O ensaio de imersão em solução de cloreto de ferro seguindo a norma ASTM G48 método A apresentou uma baixa perda de massa, inferior ao

critério de aceitação que é de 4g/m^2 , porém crescente a medida que foi executado os passes de enchimento e acabamento.

SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.

- Realizar a soldagem dispondo de mecanismo automático para a fim de uniformizar melhor o processo e eliminar variâncias provocada pela soldagem GTAW manual.
- Realizar ensaios como MEV e micro análise EDS para a identificação do indicativo de fase precipitada no processo.
- Realizar a técnica de difração de Raio X para a quantificação desse possível precipitado
- Soldagem do passe de raiz das juntas de AID através da técnica de passe frio. Esta técnica consiste na execução do passe de raiz com alto aporte de calor seguido por baixo aporte de calor no passe subsequente.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. CALLISTER JÚNIOR, Willian D. Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução. 7.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 589p.
2. PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. Aços Inoxidáveis Austeníticos, São Paulo: Hemus Editora Limitada, 170 p. 1994.
3. LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. 1.ed. New Jersey: Wiley, 2005. 376p.
4. OLSSON, J.; SNIS, M. Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants. v 205, p. 104 – 113, 2007.
5. HEMMER, H., Grong, Ø. A process model for the heat-affected Zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part I. The model. Metallurgical and Materials Transactions V30. N 11 p. 2915-2929.
6. GUNN, R. Duplex Stainless Steels, Microstructure, Properties And Applications. 1.ed. United States: Woodhead Publishing, 2008.216p
7. COMBRADE, P.;AUDOARD, J. P. Duplex stainless steels and localized corrosion resistance. Conference Duplex Stainless Steels Beaune Bourgogne France, 1991, p. 257-281.
8. LONDONO, A. J. R Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasses de Aços Inoxidáveis Duplex, 2001. 241 p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2001.

9. PEREIRA, P. A. S Efeito da Energia de soldagem na Microestrutura de um Aço Inoxidável Duplex e Superduplex, 2009. 119 p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual do Norte Fluminense, Rio de Janeiro. 2009.
10. MODENESI, P.J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. Coleção Tecnologia da Soldagem, SENAI-SP, São Paulo, v. 1, 2001.
11. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995. 494 p.
12. MESSELER, Jr.; ROBERT W. Principles of Welding. 7.ed. New York: Wiley, 2004. 662p.
13. GRANJON, H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Abinton Publishing, England, 1991.
14. GIRALDO, C. P. Precipitação de Fases Intermetálicas na Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACBT) na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex, 2001. 164 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2001.
15. EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of welding 2.ed. Londres: Butterworth-Heinemann, 2002. 270p.
16. LIPPOLD, John C. Welding Metallurgy and Weldability. 1.ed. New Jersey: Wiley, 2005. 424p. 2014.
17. KOU, SINDO Welding Metallurgy. 2.ed. New Jersey: Wiley, 2002. 480p
18. Davies, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. International Metallurgical Reviews, v. 20, p. 83 – 105, 1975.
19. LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding. 6.ed. Abinton Publishing, England, 1999.468p

20. VILPAS,M.;RUUSSILA,R. Welding of super duplex, Stainless Today. Specification March,p.14-18,1994.
21. VAN-NASSAU, L., MEELKER, H., HILKES, J. Welding duplex and superduplex stainless steels. Proceedings. Conference Duplex Stainless Steels'91. França. Les Éditions de Physique : v.1, p.303-323.
22. KOTECKI, D.J. (1986) Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. Welding Journal. v. 65, n. 10, p. 273s-278s.
23. RAMÍREZ-LONDONO, A. J.; BRANDI, S. D. Estudo da adição de nitrogênio na soldagem de aço inoxidável duplex UNS S 31803. XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Blumenau - Brasil, 1996 Proceedings São Paulo – Brasil, Associação Brasileira de Soldagem, 1996, p. 277-287
24. N-133 SOLDAGEM. Petrobras rev. M Rio de Janeiro, 2015. 108p.
25. WESTIN, E. M. Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel, 2010. 72 p. Tese (Doutorado) – Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden . 2010
26. DUPONT, John N.; LIPPOLD, John C.; KISER, Samuel D. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. 1.ed. New Jersey: Wiley, 2011. 439p.
27. BAESLACK, W., LIPPOLD, J.C., Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. Metal construction. v. 20, n. 1, p.26R-31R, 1988
28. HORVART, W.; PRANTL, W.; WERNMER, E.; STUNWE, H. P. Influence of thermal cycling on the microstructure of a ferritic-austenitic duplex stainless steel. Materials Characterization, v.34, n4, p 277-285, 1995.
29. GARCIA, E. R. V. Efeito da Corrente de Soldagem do Processo TIG Pulsado Autógeno na Microestrutura da Zona Fundida dos Aços Inoxidáveis Duplex UNS

- S32304 e UNS S32101 , 2011. 180 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2011.
30. ASTM G 48 – 11 Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution. West Conshohocken, PA United States
31. Norsok M-601-2008 Welding and inspection of piping. 5ed. 2008
32. MACHADO, L.F.; PADILHA, A.F. Precipitação de Fase Sigma em um Aço Inox Duplex Isento de Níquel e Contendo Altos Teores de Manganês e Nitrogênio. XII CBECIMAT, Águas de Lindóia, São Paulo, p. 581-584, 1996.
33. Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. Materials Science & Engineering A. 358: 9-16
34. ATAMERT, S., KING, J. E. Super duplex stainless steel - part 1: heat affected zone microstructures. Materials Science and Technology. v.8, n.10, 1992, p. 896-911.
35. SVENSSON, L. E; GRETOFT, B. Properties microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals. Conference Duplex Stainless Steels 86 Holanda: nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 288-294
36. ATAMERT, S.; KING, J. E. Intragranular nucleation of austenite. Z. Metallkde. V.82, n 3, p. 230-239, 1991.