

Felipe Hideki Kawano

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS
SIMILARES E DISSIMILARES NO PROCESSO
GTAW AUTOMÁTICO**

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

Março/2013

Felipe Hideki Kawano

(Engenheiro Mecânico, FACENS, 2008)

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS
SIMILARES E DISSIMILARES NO PROCESSO
GTAW AUTOMÁTICO**

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. Eng. Diego Martins Garcia

São Paulo

Março/2013

"A persistência é o melhor caminho do êxito"

Charles Chaplin

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha mãe que me olha lá do céu e me dá forças todos os dias para continuar essa caminhada, ao meu pai que me ajuda em tudo incondicionalmente, aos meus irmãos pela força e incentivo para continuar estudando e a minha amada e apaixonante esposa Aline Martins Kawano, que sempre me apoiou nas minhas decisões e nas dificuldades.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me dar paciência, persistência e sabedoria para a conclusão deste estudo.

Agradeço à Senior do Brasil Ltda. que deu total apoio e estrutura para este diploma se tornasse realidade, ao soldador Gedielson Ribeiro que realizou a solda dos corpos de prova e ao Sr. José Airton Arruda e Sr. Marcos Dorigão Manfrinato o qual tive enorme apoio.

Agradeço ao PECE-USP-SP e todos os professores do curso de Engenharia de Soldagem da turma três por toda transmissão de conhecimento e atenção dado dentro e fora da sala de aula.

Agradeço Fatec Sorocaba, a professora Luciana Sgarbi Rossino pela enorme ajuda no auxílio deste trabalho e ao Sr. Joaquim Olimpio, pelo apoio na realização de ensaios mecânicos e metalográficos.

Agradeço ao EESC - USP São Carlos, ao Sr. Rogério Varavallo pelo ensaio de microscopia ótica e MEV.

Agradeço ao SENAI Sorocaba e ao Sr. Filipe Invezione pelo apoio na realização de microscopia ótica.

Agradeço a todos que, indiretamente ou diretamente, contribuíram para realização deste trabalho.

CURRICULUM VITAE

Engenheiro Mecânico

Faculdade de Engenharia de Sorocaba – FACENS

Concluído: Dezembro/2008

Tecnologia em Processos de Produção

Faculdade de Tecnologia de Sorocaba – FATEC/SO

Concluído: Dezembro/2006

Experiência profissional

Engenheiro de processo/produto na Senior do Brasil Ltda. desde fevereiro de 2010, onde são fabricados flexíveis metálicos, juntas de expansão e suporte de molas para tubulação, atuando na área automotiva (montadoras) e industrial (solda e caldeiraria), desenvolvendo novos processos, produtos e melhorias e realização de estudos para aquisição de novos dispositivos, máquinas e ferramentas.

Técnico de processos na empresa Flextronics Internacional, atuando em suporte a tecnologia RFID e testes na produção de produtos HP (Hewlett Packard).

Um ano e seis meses de experiência em processos de produção com ênfase em melhorias voltadas para produtividade e qualidade, nas áreas de injeção plástica, montagem e acabamento de baterias automotivas na empresa Johnson Controls.

RESUMO

As ligas à base de níquel com altos teores de cromo possuem alta resistência à corrosão, sendo freqüentemente utilizadas como metal de adição em soldas de metais dissimilares. As soldas dissimilares são amplamente usadas em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas.

Este estudo tem como objetivo caracterizar as propriedades mecânicas e microestruturais das juntas similares autógenas e dissimilares com adição de material.

Os materiais usados neste estudo foram a liga de níquel ASTM B443 (UNS N06625), o aço inox ASTM A240 Gr304 e o aço baixo carbono ASTM A36 soldados pelo processo GTAW automático. Ensaios não destrutivos como o líquido penetrante e raios-x, ensaios destrutivos como tração transversal e dobramento e análise metalográfica com microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura foram usados para analisar as características das juntas soldadas.

As juntas soldadas de maneira similar e dissimilares não apresentaram defeitos detectáveis pelos ensaios não destrutivos o que resultou em propriedades mecânicas de tração excelentes pois a fratura dúctil sempre ocorreu no metal de base e não na região soldada. Nas soldas dissimilares

submetidas à tração a fratura ocorreu no metal de base de menor resistência mecânica e também apresentou fratura dúctil.

ABSTRACT

The nickel alloys with high contents of chrome have high corrosion resistance and are often used as filler metal for welding of dissimilar metals. The welds are widely used in dissimilar joints involving carbon steels, stainless steels and nickel alloys in high-temperature environments, plants and nuclear power generation or those burn fossil fuels, chemical and petrochemical industries.

This study aims to characterize the mechanical properties and microstructure of autogenously similar and dissimilar joints with addition metal.

The materials used in this study were ASTM B443 (UNS N06625) Inconel 625, stainless steel ASTM A240 Gr304 and low carbon steel ASTM A36 welded by GTAW automatic. Non-destructive tests such as penetrant testing and x-rays, destructive test as transverse tensile and bending and metallographic analysis with optical microscopy were used to analyze the characteristics of the welded joints.

The dissimilar and similar welded joints had no defects detectable by non-destructive test which resulted in excellent tensile mechanical properties because the ductile fracture always occurred at the base metal and not on the welded region. The fracture of dissimilar welds occurred in the base metal of lower strength.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1 – Micrografia típica do ASTM B443 UNS N06625. [Li, 2011].....	6
Figura 2. 2 – Sistema binário Cromo-Níquel [Dupont, 2009].....	7
Figura 2. 3 – Digrama ternário Ni-Ti-Al [Dupont, 2009].....	8
Figura 2. 4 – Digrama binário Ni-Nb [Dupont, 2009].....	9
Figura 2. 5 – Composição líquida Ni-Nb-C [Dupont, 2009].....	10
Figura 2. 6 – Níquel e Cromo equivalentes [Hosford, 2010].....	14
Figura 2. 7 – Corrosão intragranular no contorno de grão – ASTM A240 Gr304 [Lippold, 2005].....	15
Figura 2. 8 – Diagrama Ferro-Carbono [Milan, 2004]	17
Figura 2. 9 – Cronologia dos processos de soldagem [Wainer, 1995].....	20
Figura 2. 10 – Esquema de equipamento solda GTAW [Wainer, 1995]	22
Figura 2. 11 – Característica entre tipo de corrente em GTAW [Traduzido - Helzer, 2005]	24
Figura 2. 12 – Exemplo de um equipamento de solda estacionaria longitudinal.	
.....	25
Figura 2. 13 - Esquema de ensaio de LP. – a) Limpeza da superficial. b)	
Aplicação do LP, c) Limpeza do excesso de LP, d) Aplicação do revelador, e)	
Revelador mostrando a descontinuidade [Andreucci, 2008].....	28
Figura 2. 14 - Esquema funcionamento do raios-x [Andreucci, 2009].....	29
Figura 2. 15 – Comportamento típico da curva tensão deformação até a fratura	
do material no ponto F. O limite de resistência à tração, está indicado pelo	
ponto M [Callister Jr, 2006].....	32

Figura 2. 16 – Representações esquemáticas do comportamento tensão deformação em tração para materiais frágeis e materiais dúcteis carregados até a fratura [Adaptado de Garcia, 2000]	33
Figura 4. 1 – Dispositivo de solda automática GTAW JetLine pertencente à empresa Senior do Brasil Ltda	37
Figura 4. 2 – Ilustração do sistema de fixação de chapas e alimentação de gás de proteção do barramento de cobre da JetLine.....	38
Figura 4. 3 – Dimensões do corpo de prova de tração, conforme a norma ASTM E8M-08.....	41
Figura 4. 4 – Esquema de corte dos corpos de prova de tração e dobramento	42
Figura 4. 5 – Dimensão do corpo de prova de dobramento, conforme especificação da norma ASTM E190-92.....	43
Figura 4. 6 – Ferramenta para ensaio de dobramento.....	44
Figura 4. 7 – Microscópio macrografia.....	45
Figura 4. 8 – Microscópio Olympus Q color – USP-SP	46
Figura 4. 9 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss-Leica 440, do Instituto de Química de São Carlos (IQSC – USP).	47
Figura 5. 1– Ensaio de LP – Descontinuidade no início da soldagem.	48
Figura 5. 2 – Raio X – CP-01 (625) – Apresentanto trinca e inclusão de tungstênio.	49
Figura 5. 3 – Raio X – CP-04 (625-304) – A indicação mostra inclusão de tungstênio e trinca de solidificação.	50

Figura 5. 4 – Raio X – CP-06 (304-A36) – Inclusão de tungstênio.....	51
Figura 5. 5 – Corpos de prova ensaio de tração, as setas indicam a posição do cordão de solda.....	53
Figura 5. 6 – CP's de dobramento sem presença de falhas.....	55
Figura 5. 7 – Metalografia solda similar autógena em ASTM B443 UNS N06625– a) e b) Interface metal de base e zona fundida, c) Metal de base, d) Zona fundida.....	57
Figura 5. 8 – MEV solda autógena similar de ASTM B443 UNS N06625 –.....	58
Figura 5. 9 – EDS – Precipitado de titânio.....	59
Figura 5. 10 – Ponto 1 da EDS – Precipitado de Ti.....	59
Figura 5. 11 – Ponto 2 da EDS – ASTM B443 UNS N06625.....	60
Figura 5. 12 – Metalografia solda similar autógena em ASTM A240 Gr304, a) Metal de base, b) Interface zona fundida e metal de base c) Parte central da solda.....	61
Figura 5. 13 – Metalografia de solda similar autógena em ASTM A36 – a) Metal de base, b) Zona fundida na região central da solda, c) Macrografia da junta soldada.....	63
Figura 5. 14 – Metalografia solda dissimilar Inconel 625 em ASTM A240 gr304 – a) Metal de base Inconel 625 com zona fundida – b) Zona fundida com metal de base ASTM A240 Gr304 – c) Zona fundida.....	65
Figura 5. 15 – Metalografia solda dissimilar em Inconel 625 e ASTM A36 – a) Zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base Inconel 625 – b) Metal de base ASTM A36, zona afetada pelo calor e zona fundida – c) Zona fundida – d) Crescimento de epitaxial.....	67

Figura 5. 16 – Diagrama de Schaeffler para ASTM A36 e ASTM A240 Gr304... 68	
Figura 5. 17 – Metalografia CP-06 em ASTM A240 GR304 e ASTM A36 –	
a)Interface MB ASTM A240 GR304 e zona fundida – b)Interface MB ASTMA36 e	
zona fundida – c) Zona fundida – d)Zona termicamente afetada do ASTM A36.	
.....	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1 – Composição química nominal ASTM B443 UNS N06625	5
Tabela 2. 2 – Características dos gases usados no processo GTAW [Wainer, 1995]	23
.....	
Tabela 4. 1 – Parâmetros de soldagem autógena	38
Tabela 4. 2 – Parâmetros de soldagem com adição de material.....	39
.....	
Tabela 5. 1 – Resultados dos ensaios de tração dos CPs soldados	52
Tabela 5. 2 - Resultados dos ensaios de tração dos CPs sem solda.....	52
Tabela 5. 3 – Composição química utilizada no diagrama de Schaeffler.....	68

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

ASTM: *American Society For Testing And Materials*

AWS: *American Welding Society*

TIG: *Tungsten Inert Gas*

GTAW: *Gas Tungsten Arc Welding*

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

DMW: Dissimilar Metal Welding

LP: Líquido Penetrante

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

MA: Metal de adição

MB: Metal de base

ZF: Zona fundida

PWHT: *Post Weld Heat Treatment*

CC: Corrente Contínua

CA: Corrente Alternada

CCPD: Corrente Contínua Polaridade Direta

LRT: Limite Resistência a Tração

ZPM: Zona Parcialmente Misturada

L0: Comprimento inicial

Lf: Comprimento final

A0: Área inicial

Af: Área final

% Δ L: Alongamento percentual

%RA: Redução de area percentual

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	iii
AGRADECIMENTOS	iii
CURRICULUM VITAE.....	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xii
SUMÁRIO.....	xiv
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 LIGAS DE NÍQUEL.....	3
2.1.1 – MICROESTRUTURA.....	5
2.1.2- ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	8
2.1.3 – FASE ETA (η)	11
2.1.4 – FASE DELTA (δ)	11
2.1.5 – FASES TCP.....	11
2.1.5.1 – FASE SIGMA (σ)	12
2.1.5.2 – FASE LAVES	12
2.2 AÇO INOXIDAVEL.....	13
2.2.1 – AÇO INOXIDAVEL AUSTENITICO	13
2.2.2 – SENSITIZAÇÃO.....	15
2.3 AÇO CARBONO.....	16
2.3.1 – TRINCA POR HIDROGÊNIO	17
2.3.2 – ZONA TERMICAMENTE AFETADA.....	18
2.4.1 PROCESSO GTAW.....	21
2.4.2 PROCESSO GTAW AUTOMÁTICO	24
2.5 ENSAIOS.....	26
2.5.1 – ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.....	26
2.5.1.1 – LÍQUIDO PENETRANTE	26
2.5.1.2 – RAIOS-X.....	28
2.5.2 – ENSAIOS DESTRUTIVOS	29
2.5.2.1 – TRAÇÃO	29
2.5.3 – METALOGRAFIA.....	33
3 – OBJETIVOS.	35
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
4.1 MÉTODOS	39
4.1.1 ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS	39
4.1.1.1 LÍQUIDO PENETRANTE	39
4.1.1.2 – RAIOS-X.....	40
4.1.2 ENSAIOS DESTRUTIVOS	40
4.1.2.1 - TRAÇÃO.....	40
4.1.2.2 - DOBRAMENTO	42
4.2.3 - METALOGRAFIA	44
4.2.3.1 - MACROGRAFIA.....	45

4.2.3.2 MICROGRAFIA.....	46
4.2.3.3 MEV	46
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	48
5.1 ENSAIO DE LP	48
5.2 RAIOS-X.....	49
5.3 – ENSAIO DE TRAÇÃO	51
5.4 – ENSAIO DE DOBRAMENTO	55
5.5 – METALOGRAFIA.....	56
5.5.1 – CP-01 – SOLDA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM B443 UNS N06625.	56
5.5.2 – CP-02 – SOLDA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM a240 gR304	60
5.5.3 – CP-03 – SOLDA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM A36	61
5.5.4 – CP-04 – Solda DISSIMILAR EM ASTM B443 UNS N06625 COM ASTM A240 GR304.	63
5.5.5 – CP-05 – SOLDA DISSIMILAR ASTM B433 UNS N06625 EM ASTM A36	65
5.5.6 – CP-06 SOLDA DISSIMILAR DE ASTM A240 GR304 EM ASTM A36....	67
6. CONCLUSÕES.....	71
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	73
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:	74
ANEXO I – GRÁFICOS DE ENSAIO DE TRAÇÃO.....	79

1. INTRODUÇÃO

Soldas entre metais diferentes são chamadas de soldas de metais dissimilares (DMW – *Dissimilar Metal Weld*). As ligas à base de níquel com altos teores de Cr possuem alta resistência à corrosão, sendo freqüentemente utilizadas como metal de adição em soldas de metais dissimilares. As soldas dissimilares são amplamente usadas em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas [Campos, 2009].

As ligas de níquel 82 e 182 são utilizadas como metais de adição em soldas dissimilares entre aços inoxidáveis e aço carbono por apresentarem coeficiente de expansão térmica intermediário aos dos metais de base, por diminuir o gradiente de difusão do carbono do aço baixa liga para o metal de adição e por sua elevada resistência à corrosão. Estas ligas também foram selecionadas por apresentarem coeficiente de condutividade térmica menor que os dos metais base, retendo localmente o calor resultante da operação de soldagem por mais tempo, necessitando-se assim de uma menor quantidade de calor durante o processo de soldagem (*heat input*) [Lima, 2010].

Em soldas dissimilares, na região próxima à linha de fusão, ocorre diluição do metal base (MB) com o metal de adição (MA), produzindo uma região de composição intermediária, podendo apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Existe também uma fina camada, junto à linha de fusão,

região não misturada, onde o MB funde e solidifica-se rapidamente, não misturando com MA, produzindo uma região com composição similar à do MB.

A região parcialmente misturada se expande a um ou dois grãos dentro da zona afetada pelo calor (ZAC), e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, que pode resultar em trincas à quente durante o processo de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem (PWHT). O reaquecimento da região próxima à linha de fusão por passes subseqüentes, ou por tratamentos térmicos pós-soldagem, podem causar um deslocamento do contorno da linha de fusão em direção ao metal de solda, conhecido como contorno tipo II e pode ser a causa de trincas em juntas soldadas [Campos, 2009].

As DMWs são geralmente desenvolvidas e produzidas dentro dos mais altos padrões de qualidade; no entanto, têm ocorrido alguns defeitos e/ou falhas em operação com as ligas de níquel. Investigações sobre mecanismos de degradação e métodos de avaliação de integridade de soldas dissimilares, com adição de ligas de níquel, têm sido avaliadas em muitos centros de pesquisa da área nuclear e petroquímica [Campos, 2009].

O interesse nas DMWs é relacionado à redução do custo em relação a matéria prima adota nos equipamentos, pois se torna inviável um equipamento fabricado totalmente em ligas de níquel. O aço carbono e aço inoxidável são materiais de baixo e médio custo, respectivamente o qual podem ser soldados com a liga de níquel, mantendo a boa resistência a corrosão no contato com o fluido e mantendo também a boa resistência mecânica no equipamento.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Com a grande variedade de materiais junto com suas características o estudo de algumas ligas se torna elemento muito importante para definição do processo de soldagem. Nas soldas dissimilares diversos fatores podem afetar na característica da junta soldada, como resistência mecânica aliada a fases indesejadas nas microestruturas.

2.1 LIGAS DE NÍQUEL

O níquel em sua forma pura, representado por *Alloy 200* e *Alloy 201*, tem ótima resistência à corrosão mas com baixa resistência mecânica. A necessidade de aços de alta resistência mecânica, aliado a boa resistência às altas temperaturas e a corrosão, foram criadas as ligas de níquel a qual contém no mínimo 58% de Níquel. Estas propriedades são muito superiores às dos aços inoxidáveis e as dos aços de baixa liga [Dupont, 2009].

As ligas a base de Ni sofrem uma classificação de acordo com os seus elementos de liga. Ligas de Níquel-Cobre (Monel), liga de Níquel-Molibdênio, liga de Níquel-Cromo-Ferro (Inconel) e liga de Níquel-Silício. Para aumentar a resistência mecânica e a corrosão, as ligas de Ni contam com a adição de elementos de liga em pequenas quantidades como Alumino, Tântalo, Nióbio, Molibdênio e Tungstênio [Dupont, 2009].

A liga comercialmente chamada de Inconel 625 e designinada pela norma ASTM B443 UNS N06625, é uma liga que chamamos de Níquel-Cromo e

é usada para temperaturas de trabalho que vai da criogenia (abaixo de -150°C) até 982°C. Com as principais propriedades do ASTM B443 UNS N06625 temos uma alta variedade de aplicações. Umas das principais aplicações, pela sua boa resistência à corrosão e resistência mecânica além da temperatura de trabalho, é a utilização em águas marítimas, ou seja petróleo e gás, sendo quase livre de corrosão por pitting ou por fenda. Nesta aplicação as ligas de Cromo-Níquel têm sido usadas juntamente com aços carbono na forma de revestimento por arco elétrico, aspersão térmica, cladamento ou soldagem por explosão. Em reatores nucleares o ASTM B443 UNS N06625 é recomendado, pois trabalha em temperaturas de até 982°C. A esta temperatura o ASTM B443 UNS N06625 não perde suas características, mantendo sua alta resistência mecânica e boa resistência a corrosão por pite em meio aquoso [Calvo, 1997]

Outras aplicações são em aquecimento elétrico, turbinas de avião e turbinas de geração de energia. A Tabela 2.1 apresenta a composição química nominal em peso do ASTM B443 UNS N06625 [Special Metals, 2006].

Tabela 2. 1 – Composição química nominal ASTM B443 UNS N06625

Elemento	% em peso
Níquel	58,0 min.
Cromo	20,0 – 23,0
Ferro	5,0 máx.
Molibdênio	8,0 – 10,0
Níobio + Tântalo	3,15 – 4,15
Carbono	0,1 máx.
Manganês	0,5 máx.
Silício	0,5 máx.
Fósforo	0,015 máx.
Enxofre	0,015 máx.
Alumínio	0,4 máx.
Titânio	0,4 máx.
Cobalto	1,0 máx.

Para analisar e caracterizar a microestrutura do ASTM B443 UNS N06625 um dos passos é verificar sua morfologia, o tamanho e a forma do grão, a distribuição de carbonetos e a formação de precipitados.

2.1.1 – MICROESTRUTURA

A Figura 2.1 mostra a microestrutura do ASTM B443 UNS N06625 no microscópio com ampliação e observamos os grãos da composição do material. A variação da tonalidade dos grãos são resultados da variação da orientação cristalográfica do grão durante a solidificação. Essa solução sólida de níquel possui partículas dispersas de N_3Ti .

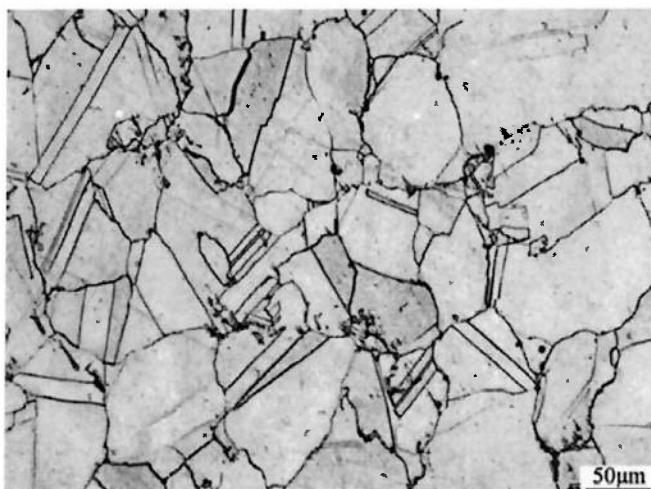


Figura 2. 1 – Micrografia típica do ASTM B443 UNS N06625. [Li, 2011]

O controle da microestrutura das ligas de níquel é um fator muito importante, pois cada elemento de liga junto com sua temperatura de solubilização, pode formar fases frágeis no sistema como eta, delta e fase TCP [Dupont, 2009].

Em temperaturas até 870°C ocorre à oxidação uniforme, acima desta temperatura o oxigênio ataca severamente as ligas. Para temperaturas elevadas são formados os óxidos de alumínio (Al_2O_3) e óxidos de cromo (Cr_2O_3) que atuam como protetivos contra corrosão [Dupont, 2009].

A estrutura cristalina cúbica de face centrada faz com que as ligas de níquel tenham um micro segregação ao solidificar-se rapidamente, formando fases inesperadas devido ao Níquel ter uma baixa taxa de difusão. No sistema de Cromo-Níquel é observada uma alta solubilidade, fazendo com que se forme o Cr_2O_3 que é passivo, ou seja, forma-se uma camada protetiva que fornece alta resistência a corrosão. O sistema binário de Cromo-Níquel, demonstrado na Figura 2.2, observa-se que com as estruturas diferentes entre Cromo e Níquel, o ponto eutético é definido com 53% de Cromo. Com temperaturas abaixo de

590°C temos fase rica em Níquel com solubilidade máxima em 47% na temperatura eutética [Dupont, 2009].

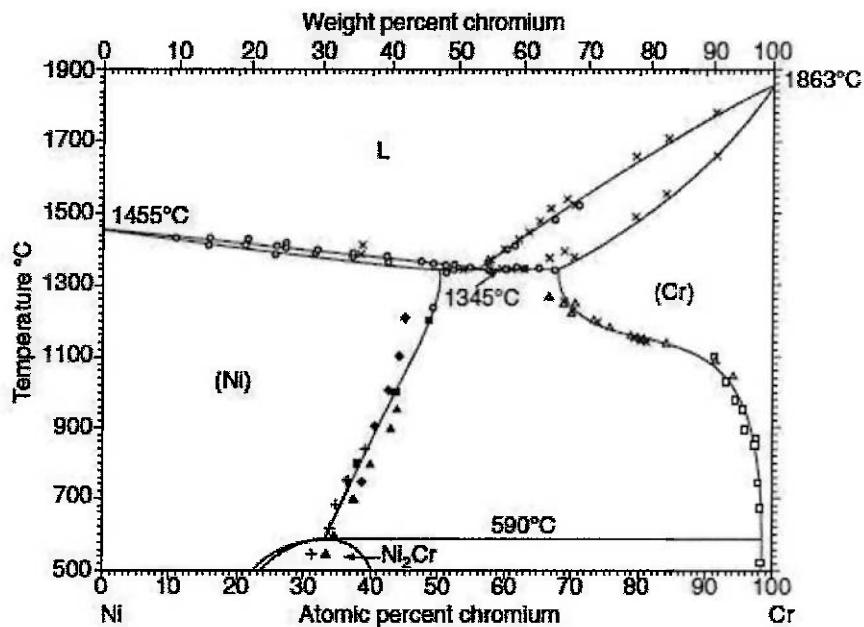


Figura 2. 2 – Sistema binário Cromo-Níquel [Dupont, 2009]

Para reduzir a formação de fases indesejadas, reduzir o nível de impurezas, escórias e inclusões, algumas superligas de Níquel são fundidas em vácuo, pois apresentam baixos teores de O₂ e N₂. Com esta técnica de produção de ligas de Níquel temos materiais com maior tensão de ruptura e maior alongamento do que as ligas fundidas ao ar [Calvo, 1997].

O endurecimento das ligas de níquel podem ser obtidas por precipitação, que são definidas pelas fases γ' e γ'' que são obtidas com o aumento da temperatura por um determinado tempo de exposição. O excesso de tempo a temperaturas elevadas podem levar a formação de fases indesejáveis, que podem afetar as características do material, diminuindo resistência mecânica e a corrosão.

2.1.2 – ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

Com a adição de Al e Ti no Inconel 625, temos a formação de precipitados, formando as fases γ - γ' de acordo com os sistemas mostrados na Figura 2.3, onde mostra as projeções da fase líquida e nas temperaturas de 750°C e 1150°C. A formação destes precipitados ocorre durante a solidificação, onde ocorre o fenômeno da segregação, fazendo com que estes precipitados se formem nos contornos de grão, onde ocorre primeira a solidificação a fase γ e na seqüência formando a fase γ' , que são os precipitados [Dupont, 2009].

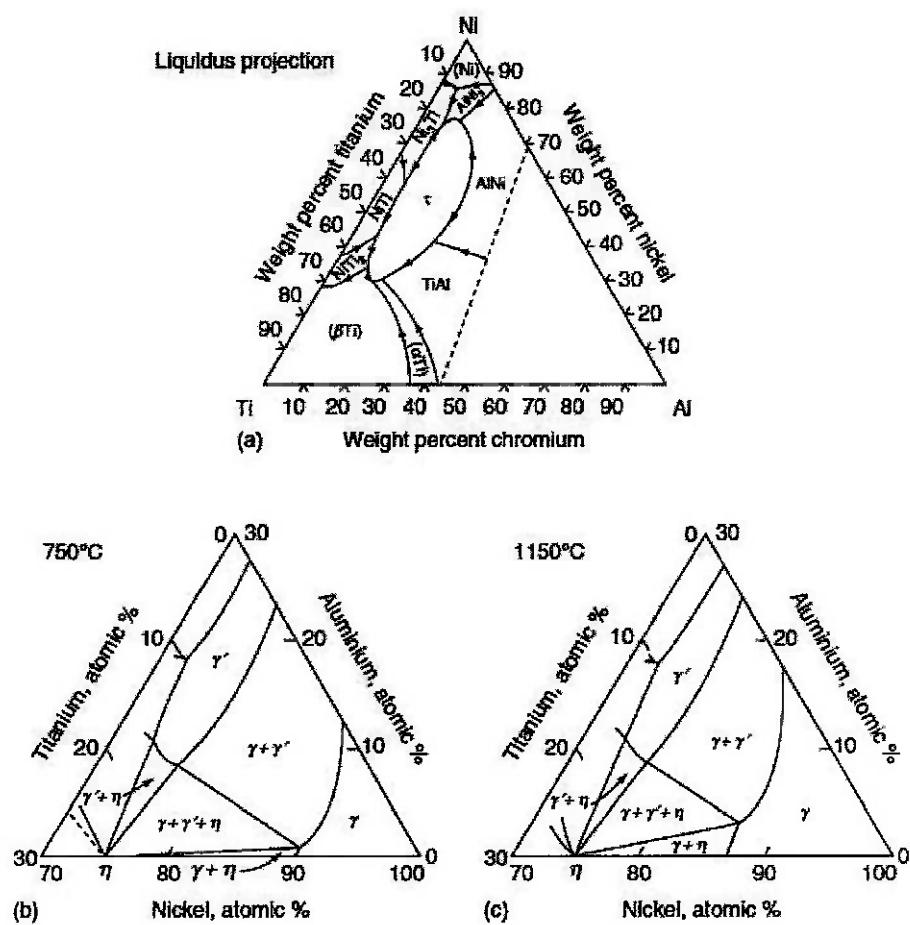


Figura 2. 3 – Diagrama ternário Ni-Ti-Al [Dupont, 2009]

Os precipitados Ni_3Al e Ni_3Ti são a base para o endurecimento da liga, são formados nos contornos de grão. O níquel pode ser dissolvido em até 11% em Al e Ti e esta taxa pode ser diminuída de acordo com a temperatura.

O diagrama de fase binário NiNb, mostrado na Figura 2.4, apresenta a formação da fase γ'' Ni_3Nb , provocando o endurecimento por precipitação semelhante ao Ni, Ti e Al.

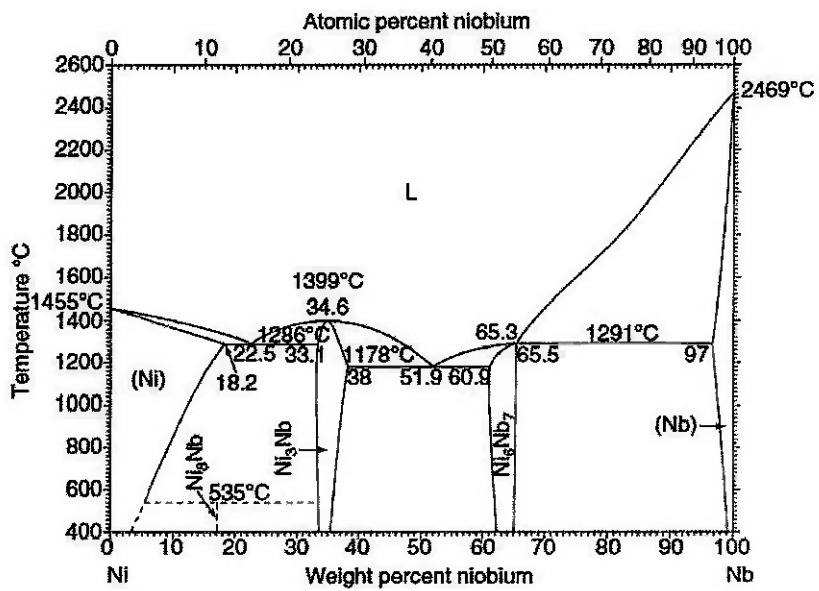


Figura 2. 4 – Diagrama binário Ni-Nb [Dupont, 2009]

A formação de carbonetos na solidificação se deve a presença de Carbono, que pode ser observado na Figura 2.5, onde é representado o diagrama ternário de Ni-Nb-C na fase líquida.

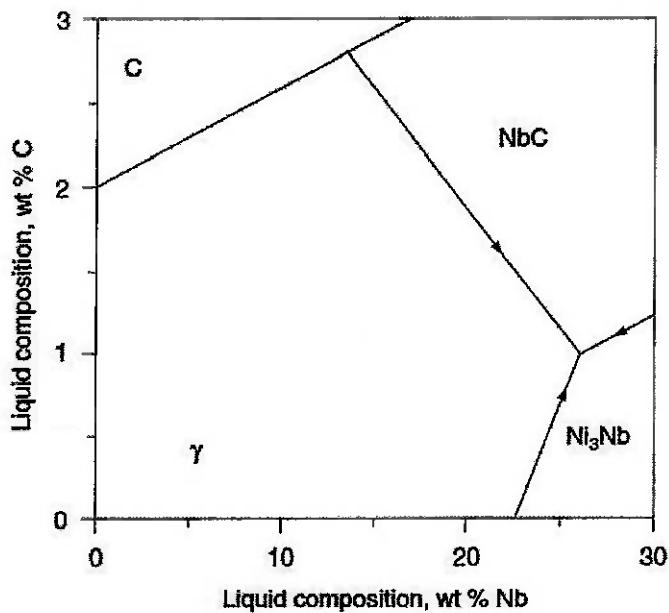


Figura 2. 5 – Composição líquida Ni-Nb-C [Dupont, 2009]

O carbono e o nióbio têm a função de segregar a fase líquida e criam a o sistema Ni-Nb-C, que é a base para as ligas endurecidas por Nb, dando inicio a solidificação e a formação micro estrutural na zona de fusão.

Cromo, Molibdênio, Tungstênio, Tântalo, Zircônio, Nióbio e Boro são os elementos de liga usados para formação de ligas endurecidas por solução sólida, que aumentam as características de resistência a altas temperaturas, ou seja, aumenta a resistência à fluência.

Quando exposta a altas temperaturas, as ligas de níquel podem formar fases indesejáveis como as fases eta, delta e as fases TCP. Na soldagem, essas fases são formadas na zona fundida durante a solidificação. Para corrigir ou eliminar essas fases, podem ser executados alguns tipos de tratamento térmico, os quais não serão abordados neste estudo.

2.1.3 – FASE ETA (η)

Esta fase pode se formar principalmente em ligas de Ni com alto teor de Ti e Al e tenha sido exposta a alta temperatura. Tem estrutura cristalina hexagonal e cresce rapidamente formando partículas maiores que γ' mesmo que sua precipitação seja mais lenta.

Identificamos a fase η no microscópio em contorno de grão em lamelas de η e γ que afeta a ductilidade e a tenacidade em altas temperaturas. Outra forma em que a fase η se forma é intergranularmente em placas formando agulhas, essa fase prejudica a tenacidade e mas não a ductilidade em alta temperatura [Pérez, 2006]

2.1.4 – FASE DELTA (δ)

A fase δ é formada a partir da fase γ'' quando submetidas a altas temperaturas, ou seja, ocorre a segregação do material, sua composição baseia-se em Ni_3Nb , tem a forma acicular, forma-se por reação celular em baixa temperatura de envelhecimento e por precipitação intergranular em alta temperatura. [Pérez, 2006]

2.1.5 – FASES TCP

As fases sigma (σ), Laves e mu (μ) tem o arranjo topologicamente fechado (*Topologically Closed Packed* – TCP). Estas fases são formadas em superligas e durante longo tempo de processamento térmico, suas de placas

finas e paralelas tendem a reduzir a resistência mecânica e a ductilidade. [Dupont, 2009 – Pérez,2006].

2.1.5.1 – FASE SIGMA (σ)

A fase σ é tetragonal intermetálica que se torna estável com o aumento de Fe e Cr na composição e com a diminuição da temperatura. Esta fase é conhecida por formar um produto sólido de precipitação durante a exposição a temperaturas mais baixas e com tempo suficiente para permitir a nucleação e o crescimento da fase. A fase σ é formada por placas ou em contornos de grão.

Esta fase, em altas temperaturas, é prejudicial para resistência à corrosão e as propriedades mecânicas devido à perda de elementos de liga da matriz junta com segregação de Mo. Já em baixas temperaturas a fase σ se torna frágil, mas o escoamento não é afetado. [Dupont, 2009 – Pérez,2006]

2.1.5.2 – FASE LAVES

A fase *Laves* é uma fase intermetálica composta por A_2B onde A = Fe, Ni, Cr e B = Nb, Mo e Si. A identificação na microestrutura é de partículas grosseiras com precipitados intragranulares. A quantidade excessiva desta fase pode prejudicar a ductilidade em baixa temperatura, mas não afeta as propriedades de fluência

A fase Laves pode ser prevenida com o baixo teor de Si e com alto teor de C, este dois elementos de liga tendem a formar o carboneto M_6C durante a solidificação [Dupont, 2009 – Pérez, 2006].

2.2 AÇO INOXIDAVEL

Com a característica de boa resistência a corrosão aquosa e muito boa resistência à oxidação, os aços inoxidáveis tem no mínimo 11.5% de Cromo. O Cromo tem a função de formar o óxido passivador necessário para proteção da liga, que por este motivo podemos definir que o aço inoxidável é um material que na verdade se oxida [Hosford, 2010].

2.2.1 – AÇO INOXIDAVEL AUSTENITICO

A composição deste tipo de aço inoxidável varia de 17-25% de Cromo e 8-20% de Níquel, tendo o teor de C muito baixo e em alguns casos muito bem controlado. A função do Níquel é estabilizar a austenita e que seja suficiente para superar a estabilização ferrítica com o Cr [Hosford, 2010].

A função destes elementos pode ser alterada de acordo com o calculo de carbono equivalente, Figura 2.6, que podem a ajudar a estabilizar a austenita e ferrita.

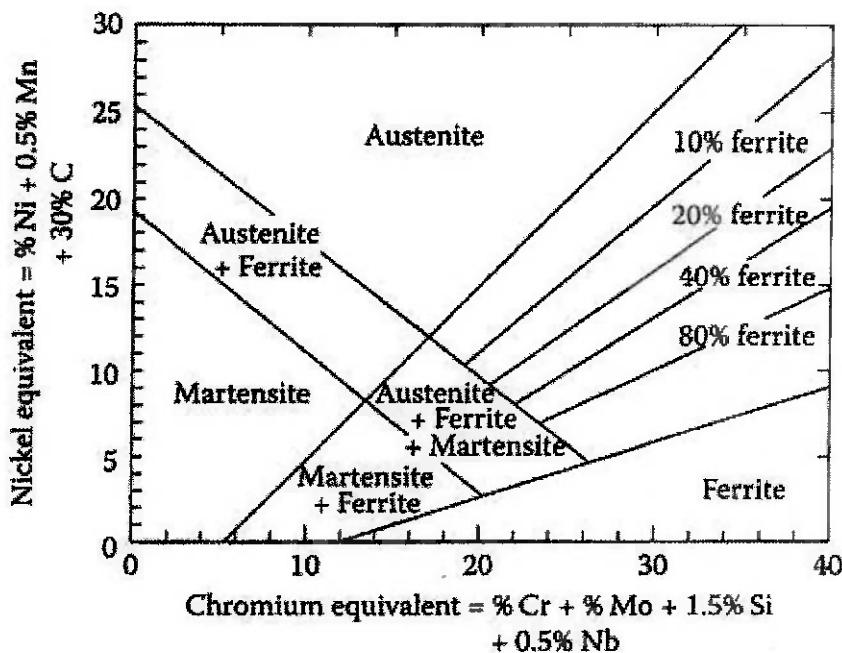


Figura 2. 6– Níquel e Cromo equivalentes [Hosford, 2010]

Outra característica dos austeníticos é a formação de fase martensitica em baixas temperaturas de trabalho, aumentando a resistência mecânica, podendo ser usado em processo de conformações severas.

O Molibdênio é um elemento de liga que é muito usado para aumentar a resistência mecânica e resistência à corrosão localizada como corrosão galvânica ou por pite.

Outros elementos de liga são usados para estabilizar ferrita como Cromo, Molibdênio, Silício e Nióbio e outro elemento que ajuda na estabilização da austenita é o Nitrogênio, podendo substituir parte do Níquel nas ligas. [Hosford, 2010 – Lippold, 2005].

2.2.2 – SENSITIZAÇÃO

O fenômeno da sensitização que ocorre em aços inoxidáveis faz com que o material fique sensível à corrosão intragranular, pois as regiões adjacentes aos contornos de grão ficam escuros e pobres em Cr, pois há a formação de carbonetos de Cr (Cr_{23}C_6) nos contornos de grão em uma faixa de temperatura entre 450°C a 850°C conforme a Figura 2.7 [Lippold, 2005].

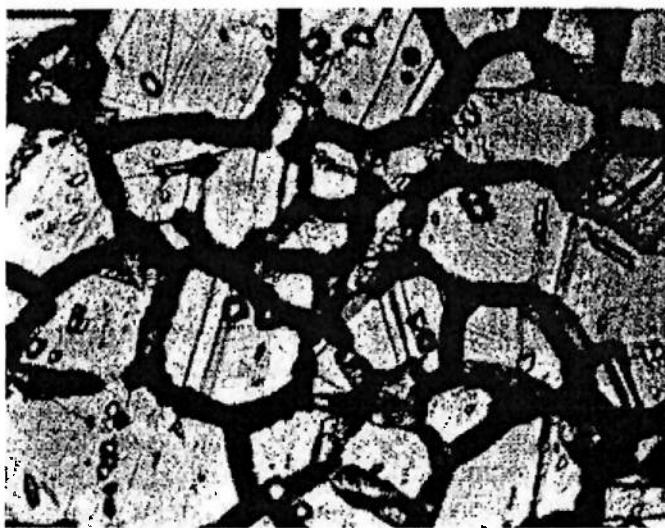


Figura 2. 7 – Corrosão intragranular no contorno de grão – ASTM A240 Gr304
[Lippold, 2005]

Para reduzir o fenômeno da sensitização podemos utilizar a solubilização, que é o aquecimento do material em 1050°C e 1100°C e logo após resfriar em água. Podemos também utilizar materiais com baixo teor de C, como os aços inoxidáveis com o sufixo "L" (304L, 316L, etc.), com o baixo teor de C retardando a formação de carbonetos. Outra opção é a utilização de materiais

com elementos de liga como o Ti e o Nb, os quais tendem a formar os carbonetos de Ti e Nb evitando a formação de Cr_{23}C_6 . [Lippold, 2005].

2.3 AÇO CARBONO

Os aços carbonos são usados em diversas aplicações, pois há uma grande variedade de composição química que foram criados para atender as mais diversas especificações. No geral aços ao carbono têm boa soldabilidade, principalmente os com baixo teor de carbono.

Para descrever as características do aço podemos observar o diagrama Fe-C onde podemos definir os aços com teores abaixo de 2,0% de C. No diagrama de Fe-C temos algumas fases bem definidas como líquida, ferrita delta, ferrita alfa, austenita e a cementita. Veja na Figura 2.8 o diagrama Fe-C, onde podemos observar as fases já citadas e as linhas *liquidus* e *solidus* e seus respectivos valores de temperaturas e teor de carbono [Milan, 2004].

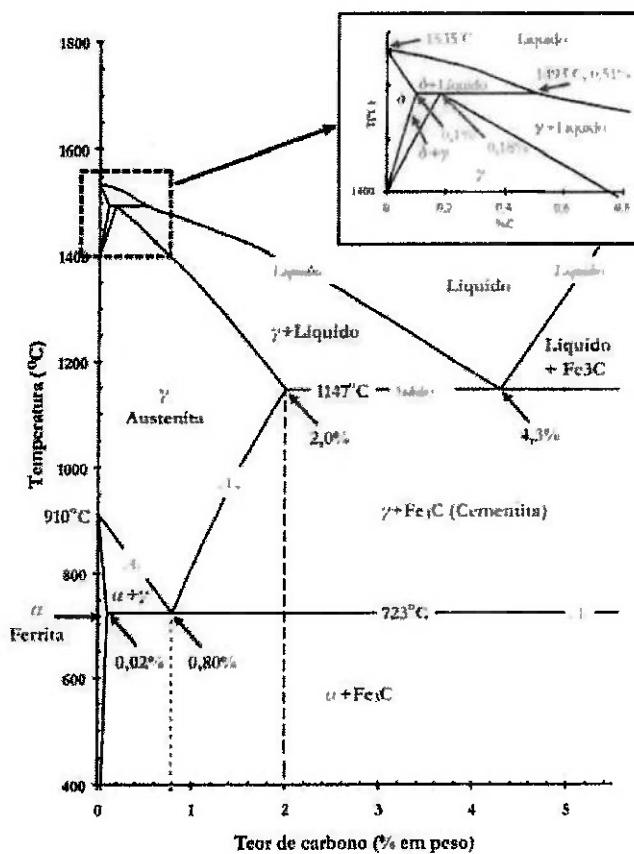


Figura 2. 8 – Diagrama Ferro-Carbono [Milan, 2004]

Essas temperaturas de *liquidus* e *solidus* são usadas para determinar a temperatura ideal para a soldagem e resfriamento da zona fundida, para evitar falhas na junta soldada. Defeitos como trinca por hidrogênio ou fases frágeis na ZAC são comuns em aços carbonos devido ao gradiente de temperatura durante a solidificação da zona fundida.

2.3.1 – TRINCA POR HIDROGÊNIO

A trinca por hidrogênio ocorre principalmente na ZAC, que absorve o hidrogênio que é difundido na poça de fusão devido à concentração de

hidrogênio no metal de solda. À medida que a região próxima a solda se resfria (ZAC), a mobilidade do hidrogênio diminui e permanecem onde estiverem causando uma fissuração no material [Fortes, 2004].

Outros fatores que tendem a formar trincas por hidrogênio são a formação de fases duras e frágeis com a martensita, a elevada tensão na região da solda e temperaturas relativamente baixas. As trincas geralmente após o resfriamento do material soldado.

Para evitar este tipo de falhas podem-se selecionar materiais que tenham temperabilidade adequada que é determinada pelo teor de suas ligas. O controle da taxa de resfriamento com o amento de aporte térmico durante a soldagem ou o pré aquecimento e manutenção interpasso do material soldado. [Fortes, 2004 – Schwedersky, 2011].

2.3.2 – ZONA TERMICAMENTE AFETADA

A zona termicamente afetada é determinada de acordo com o gradiente de temperatura da zona fundida durante a soldagem. Esta energia térmica aplicada ao material de base altera a sua microestrutura formando as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e parcialmente transformada [Wainer, 1995].

Na região de crescimento de grãos é o local mais afetado pelo calor com temperaturas próximas a temperatura de fusão, por estar mais próxima a zona fundida. A estrutura formada geralmente é grosseira com placas de ferrita com

perlita, bainita ou martensita. Devido as estruturas formadas, esta se torna a região mais crítica da ZAC apresentando menor tenacidade e trincas .

A zona de refino de grãos é uma região que tem a ductilidade e resistências elevadas, pois com a temperatura e tempo menores são insuficientes para a transformação, assim formando apenas ferrita e perlita em grãos menores [Wainer, 1995].

A região parcialmente transformada é caracterizada pela formação de estruturas piores que o metal de base, pois forma-se nesta região a perlita austenitizada ou também a bainita e martensita madada. [Quites, 2008]

2.4 PROCESSOS DE SOLDAGEM

O processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão é denominado soldagem e o resultado deste processo denomina-se solda [Wainer, 1995].

O processo de soldagem teve inicio por volta de 1800 e teve um forte avanço tecnológico na segunda guerra mundial, devido as necessidades da industria bélica, com a construção de navios, tanques e aviões. A Figura 2.9 ilustra a evolução dos tipos de processos de soldagem no decorrer dos séculos.

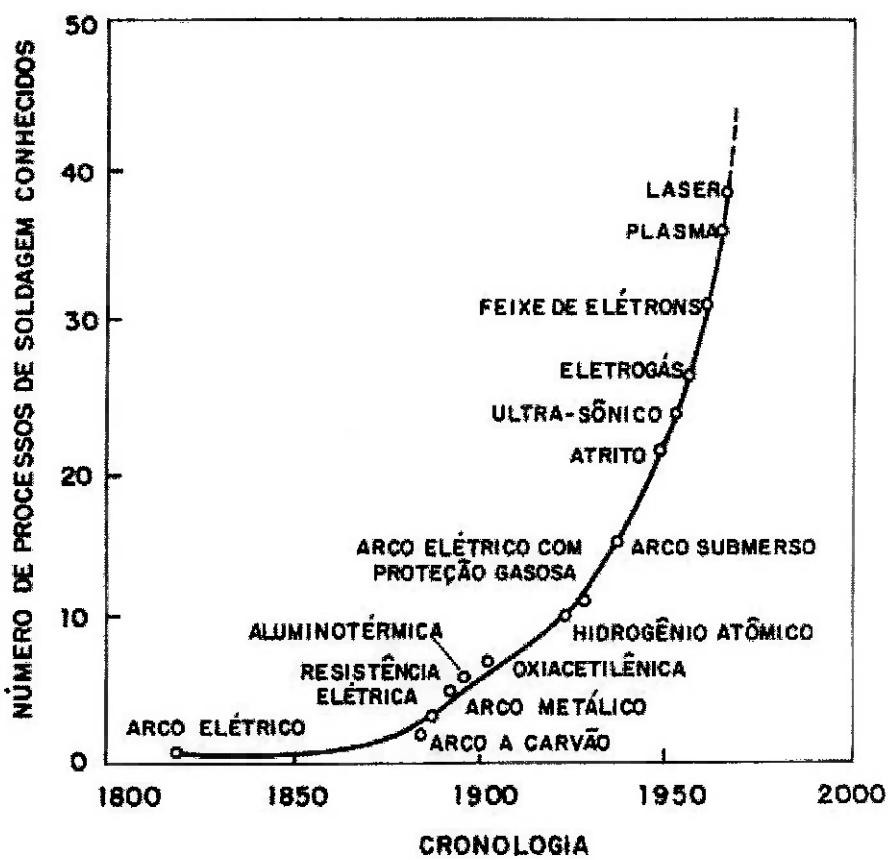


Figura 2. 9 – Cronologia dos processos de soldagem [Wainer, 1995]

A soldagem pode ser caracterizada pela natureza da união que pode ser no estado sólido ou por fusão. No estado sólido enquadra as soldagens por explosão, por ultra-som, por atrito e por difusão. Na soldagem por fusão, podemos citar os processos de solda por arco elétrico, por resistência elétrica, por laser, por feixe de elétrons e por aluminotermia [Wainer, 1995].

2.4.1 PROCESSO GTAW

O processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) é um processo que se usa eletrodo não consumível, ou seja, o eletrodo não é dissolvido para formar a poça de fusão. O eletrodo não consumível tem em sua composição principal o Tungstênio, que tem a função de formar o arco elétrico sobre a peça a ser soldada, com alta corrente e baixa tensão, variando de 1 a 700A e 10 a 40V.

O equipamento para soldagem GTAW consiste em:

- Fonte de energia;
- Sistema de refrigeração;
- Tocha refrigerada;
- Unidade de alta freqüência;
- Reservatório de gás com reguladores de pressão e vazão;

Estes itens que compõem um equipamento típico para soldagem GTAW pode ser observado na Figura 2.10.

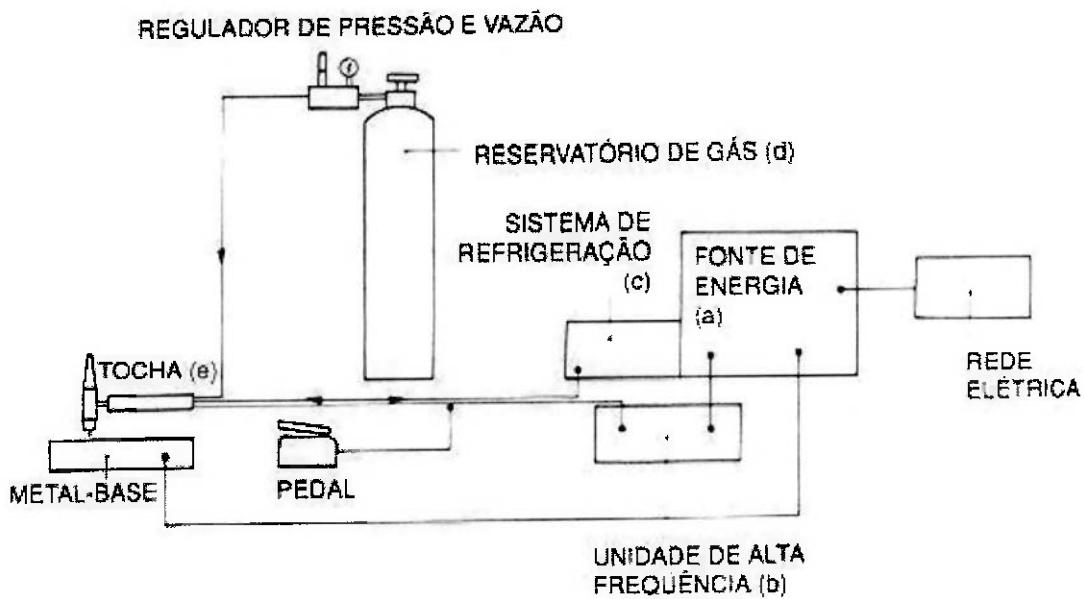


Figura 2. 10 – Esquema de equipamento solda GTAW [Wainer, 1995]

As variáveis do processo podem se definir em função: do tipo de tocha, gás de proteção e tipo de corrente elétrica. Primeiramente podemos definir pelo equipamento a ser usado, como solda orbital, *seam welder* ou simplesmente solda manual. Alimentador de arame também são usados na forma automatizada para não depender de soldador especializado ou simplesmente para manter a qualidade da junta soldada, mantendo os parâmetros controlados.

Outra principal característica deste processo é a proteção gasosa durante a soldagem, que tem o Argônio como o gás mais comum devido a sua característica de proteção e ao baixo custo, outro gás usado é o Hélio. Qualidade do gás é um fator importante e a pureza deve ser de 99,99%. A Tabela 2.2 apresenta as características desses gases no processo.

Tabela 2. 2 – Características dos gases usados no processo GTAW
[Wainer, 1995]

Argônio	Hélio
Baixa tensão de arco	Elevada tensão de arco
Menor penetração	Maior penetração
Adequado à soldagem de chapas finas	Adequado à soldagem de grandes espessuras e materiais de condutibilidade térmica elevada
Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão na coluna do arco (6 V/cm)	Soldagem automática
Maior ação de limpeza	Menor ação de limpeza
Arco mais estável	Arco menos estável
Fácil abertura de arco	Dificuldade na abertura de arco
Utilizado em CC e CA	Geralmente CCPD com eletrodo de tungstênio toriado
Custo reduzido	Custo elevado
Vazão para proteção à corrente de ar lateral	Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que a de argônio
	Menor resistência à corrente de vento

A polaridade e o tipo de corrente são importantes para determinar o resultado a junta soldada. Mantendo o positivo na peça de trabalho temos uma penetração maior e estreita, alterando a polaridade e tornando o eletrodo positivo temos a inversão das características, uma solda com menos penetração e mais largo, como observado na Figura 2.11. Com corrente continua é a mais comum pois temos maior velocidade e boa penetração. Corrente alternada é utilizada para materiais onde contém óxidos refratários e necessitam de limpeza catódica para obter uma ótima junta soldada, exemplo o Alumínio [Helzer, 2005].

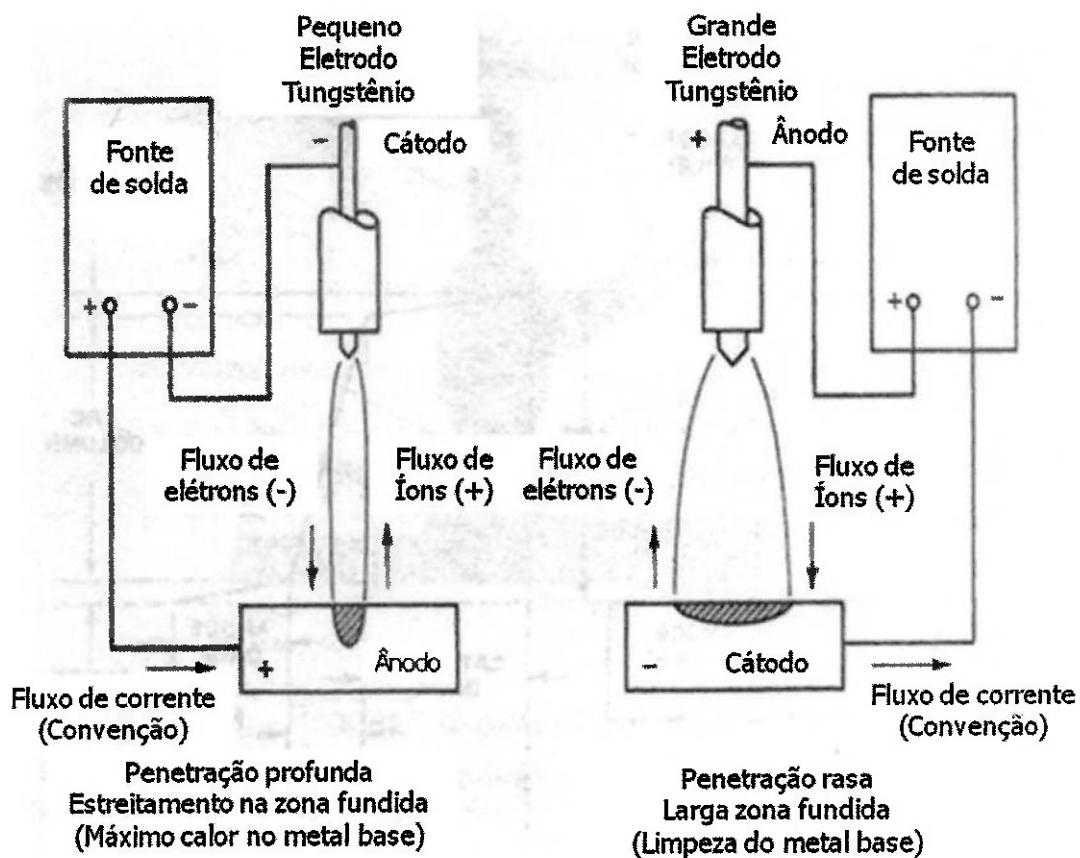


Figura 2. 11 – Característica entre tipo de corrente em GTAW [Traduzido - Helzer, 2005]

A necessidade de aumentar a qualidade, reduzir os custos de soldagem ou a produção em série de alguns produtos, alguns dispositivos para automatização do processo GTAW foram criados, como controle de tensão, alimentação de arame, movimentação orbital, entre outros.

2.4.2 PROCESSO GTAW AUTOMÁTICO

Com a automatização da soldagem GTAW a qualidade e padronização da solda aumentaram e consequentemente tem-se a redução de custo de soldagem. Outra questão é a diminuição da dependência da habilidade de um

soldador, com isso cria-se um operador de máquina de solda [Wainer, 1995 – Helzer, 2005].

Para a soldagem GTAW as automações mais comuns são a solda orbital e *seam welder* (solda estacionaria longitudinal), um equipamento típico de GTAW automático é apresentado na Figura 2.12.



Figura 2. 12 – Exemplo de um equipamento de solda estacionaria longitudinal.

A solda estacionaria longitudinal possui as seguintes características: o controle de tensão de arco, onde a tensão é fixada no equipamento e independente da variação da altura do arco o equipamento mantém a mesma altura de arco, o controle de fluxo de gás é feito por reguladores de vazão e é distribuído pela tocha e por um barramento de cobre onde localiza-se a raiz da solda [Wainer, 1995].

Outras funções básicas das automações são o controle de velocidade de soldagem e para as soldas com adição de material, o controle de alimentação material de solda. [Helzer, 2005].

2.5 ENSAIOS

Para avaliar as características dos materiais, consumíveis e processos de soldagem usamos os ensaios destrutivos e não destrutivos para determinar a melhor utilização dos materiais sem que ocorra falha na estrutura. Estes ensaios são padronizados por entidades de pesquisa e desenvolvimento que são feitos por profissionais e que criam métodos e credenciam laboratórios e pessoas para realizar estes ensaios. Neste estudo apontaremos apenas os ensaios utilizados para determinar os resultados desta pesquisa.

2.5.1 – ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

2.5.1.1 – LÍQUIDO PENETRANTE

Para detectar falhas nas juntas soldadas que estão localizada na superfície, um dos métodos utilizados é o líquido penetrante (LP) . O líquido penetrante se trata de um material com baixa tensão superficial e pelo fenômeno da capilaridade tem a capacidade de penetrar nas descontinuidades das juntas soldadas.

O ensaio consiste na limpeza apropriada da junta soldada com solvente e pano branco limpo, aplicação do líquido penetrante, tempo de espera, limpeza e aplicação do revelador.

Para preparação da superfície é necessário pano limpo e solvente para remoção de quaisquer impurezas superficiais da junta soldada e o pano, de preferência branco para comprovar a total limpeza da junta.

Após a aplicação do líquido penetrante é necessário um determinado tempo para que o fenômeno da capilaridade aja e penetre nas descontinuidades. O líquido tem uma coloração que facilita a visualização da falha quando aplicado o revelador. Após o tempo de ação do líquido penetrante é necessário remover o excesso, deixando a junta completamente limpa a olho nu.

Após a limpeza é aplicado o revelador geralmente em forma de pó, que tem a função de absorver o líquido para a superfície da peça e consequentemente identificando a falha na junta soldada, conforme ilustra a Figura 2.13.

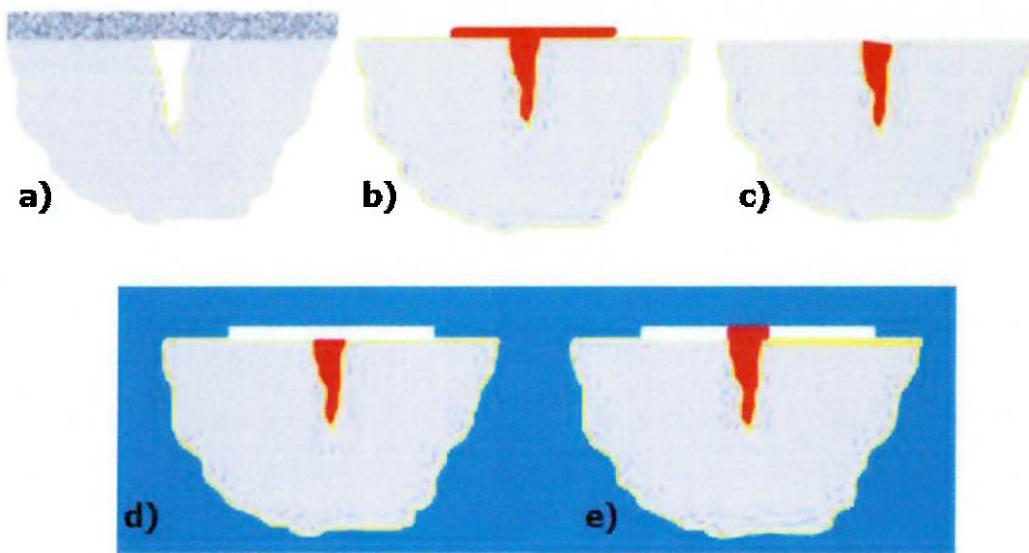


Figura 2. 13 – Esquema de ensaio de LP. – a) Limpeza da superficial. b) Aplicação do LP, c) Limpeza do excesso de LP, d) Aplicação do revelador, e) Revelador mostrando a descontinuidade [Andreucci, 2008].

2.5.1.2 – RAIOS-X

Este ensaio usa uma fonte que emite radiação na junta soldada ou peça para verificar defeitos que não são possíveis ver na superfície do material examinado. A falha é verificada através de uma diferença de espessura ou densidade do material, esta falha é apontada em um filme que recebe os raios radioativos, que depois de revelados, indicam a posição e tamanho do defeito, conforme ilustra a Figura 2.14.

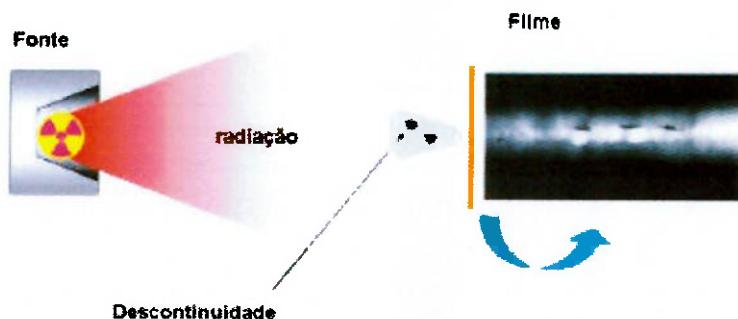


Figura 2. 14 - Esquema funcionamento do raios-x [Andreucci, 2009]

Os raios-x foram descobertos pelo físico W. C. Roentgen em 1895, a partir deste fato aumentaram as pesquisas e estudos sobre este fenômeno. Logo após foi descoberto o raio gama, que junto com raios-x são os dois principais tipos de radiação usados para este ensaio [Andreucci, 2009].

2.5.2 – ENSAIOS DESTRUTIVOS

2.5.2.1 – TRAÇÃO

O ensaio de tração, ao lado dos ensaios de análise química e de dureza, é um dos métodos de controle de qualidade mais utilizados pelas indústrias de transformação de ligas metálicas para aplicação estruturais. O ensaio de tração fornece informações preciosas sobre a resistência do material, capacidade de endurecimento e ductilidade. Além disso, serve de parâmetro para a definição

da geometria de corpos de prova e cargas aplicadas em outros tipos de ensaios mecânicos como fadiga e tenacidade à fratura [Milan, 2004].

As propriedades de resistência à tração são obtidas pela realização de ensaios em que um corpo de prova preso por um sistema de garras, é tracionado lentamente por uma carga uniaxial crescente ao longo do seu eixo principal. A escolha da geometria e dimensões do corpo de prova depende do tipo (composição química) e formato do material (tarugo ou chapa) conforme especificação da norma ASTM E 8M.

Os ensaios de tração são realizados em máquinas cujo princípio de funcionamento pode ser eletromecânica ou hidráulica. Nas máquinas eletromecânicas, um motor elétrico aciona uma rosca sem fim, movimentando o travessão que pode estar na parte superior ou inferior dependendo do modelo de equipamento. Nas máquinas hidráulicas, a aplicação de carga ocorre por intermédio de um pistão hidráulico localizado, geralmente na parte inferior da máquina [Milan, 2004].

Normalmente, um ensaio de tensão-deformação levará vários minutos para ser realizado e é um ensaio destrutivo, isto é, a amostra testada é deformada de maneira permanente, sendo geralmente levada à fratura [Callister Jr, 2006].

O resultado de um ensaio de tração é registrado em um registrador gráfico (ou por um computador), na forma de um gráfico de força em função do alongamento. Essas características carga-deformação são dependentes do tamanho do corpo de prova. Para minimizar esses fatores geométricos, a carga

e o alongamento são normalizados de acordo com seus respectivos parâmetros de tensão de engenharia e deformação de engenharia.

A deformação plástica para os metais é realizada por meio de um processo conhecido por escorregamento a qual envolve o movimento de discordâncias [Garcia, 2000].

Alguns aços de baixo carbono exibem um comportamento tensão-deformação em tração com transição elastoplástica bem definida, ou seja, apresenta limite de escoamento superior e inferior. A transição elastoplástica – entre os processos elástico e plástico – é muito bem definido e ocorre de uma forma abrupta, no que é conhecida por fenômeno do pico de escoamento descontínuo [Callister Jr, 2006].

Após o escoamento, a tensão necessária para continuar a deformação plástica em metais aumenta até um valor máximo, no ponto M da Figura 2.16, e então diminui até a fratura Final do material no ponto F. O limite de resistência a tração (LRT) corresponde à tensão máxima que pode ser suportada por uma estrutura que se encontra sob tração. Se essa tensão for mantida, o resultado será uma fratura. Toda deformação até esse ponto é uniforme ao longo da região estreita do corpo de prova que se encontra sob tração. Contudo, nessa tensão máxima, começa a se formar uma pequena constrição, ou estrangulamento (pescoço), em algum ponto determinado e toda a deformação subsequente fica confinado a este estrangulamento, como indicado nas representações esquemáticas do corpo de prova que estão apresentadas na Figura 2.15 [Callister Jr, 2006].

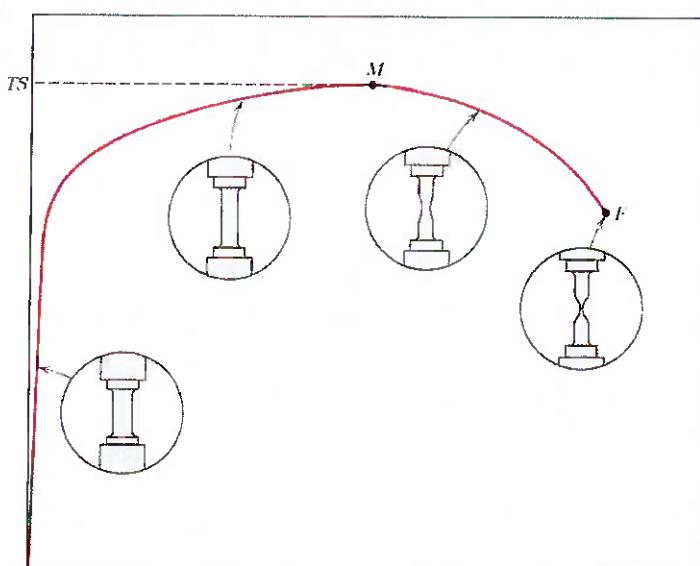


Figura 2. 15 – Comportamento típico da curva tensão deformação até a fratura do material no ponto F. O limite de resistência à tração, está indicado pelo ponto M [Callister Jr, 2006]

A ductilidade representa uma medida do grau de deformação plástica que foi suportada até o momento da fratura. A ductilidade pode ser expressa quantitativamente ou como um alongamento percentual, ou como uma redução percentual de área [SOUZA, 1995].

$$\Delta L\% = \frac{L_F - L_0}{L_0} 100\% \quad \text{equação 1}$$

$$RA\% = \frac{A_0 - A_F}{A_0} 100\% \quad \text{equação 2}$$

L0 – comprimento inicial (mm)

LF – comprimento final (mm)

A0 – área inicial (mm²)

AF – área final (mm²)

Um material que experimenta uma deformação plástica muito pequena ou mesmo nenhuma deformação plástica até o momento da sua fratura é chamado de frágil. Os comportamentos tensão deformação em tração para materiais dúcteis e frágeis estão ilustrados na Figura 2.16. A fratura dúctil apresenta fratura tipo taça cone e a fratura frágil apresenta a superfície de fratura perpendicular ao sentido de carregamento de tração e com deformação plástica quase nula.

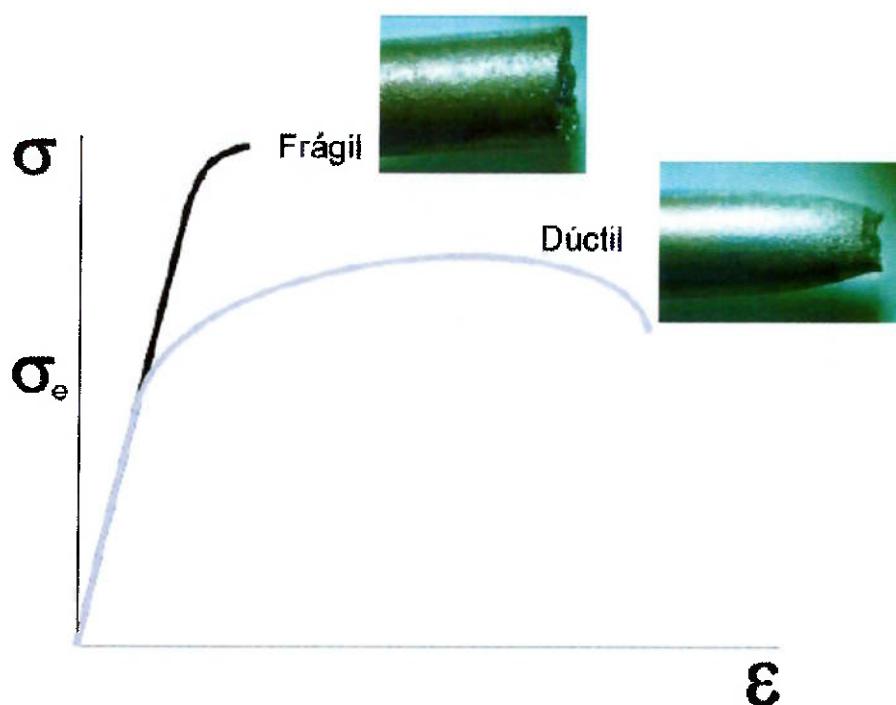


Figura 2. 16 – Representações esquemáticas do comportamento tensão deformação em tração para materiais frágeis e materiais dúcteis carregados até a fratura [Adaptado de Garcia, 2000]

2.5.3 – METALOGRAFIA

Afim de visualizar o perfil da solda, determinar o perfil da solda e visualizar a heterogeneidade do material, é feito o ensaio metalográfico de macrografia, micrografia e MEV . Estes ensaios consistem em preparar o material a ser examinado com as seguintes fases: separar o material, embutir, lixar, polir e atacar quimicamente para distinguir as estruturas e falhas que possam existir no material. Com este ensaio também é possível calcular a diluição das juntas soldas, verificar os passes de solda, verificar a consistência da zona termicamente afetada, defeitos e falhas.

O ensaio de micrografia tem a finalidade de examinar materiais em sua estrutura em que não é possível ver a olho nu, portanto um microscópio de alta potencia é usado, usando aproximações de 5x até 2500x.

A identificação de fases, é uma das principais funções da micrografia de metais, outras funções são a definição do tamanho de grão, dimensionamento das camadas como tratamento térmico e fadiga além de analisar fraturas. Análise de micrografia onde é mostrado o tamanho e forma do grão, além da composição no contorno de grão.

3 – OBJETIVOS.

O objetivo deste trabalho é estudar juntas similares autógenas de chapas de Inconel 625, de ASTM A240 GR 304 e de ASTM A36, juntas dissimilares autógenas de Inconel 625 e ASTM A240 GR 304 e juntas dissimilares com adição de material entre Inconel 625 com ASTM A36 e ASTM A240 GR 304 com ASTM A36. Utilizando o processo de soldagem *GTAW* automático, comparando as microestruturas, a resistência mecânica à tração e o ensaio de dobramento.

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

Os materiais utilizados no desenvolvimento deste trabalho foram o aço baixo carbono ASTM A36, o aço inoxidável austenítico ASTM A204 GR 304 e a liga de níquel ASTM B443 (UNS N06625). Os materiais foram fornecidos pela empresa Senior do Brasil Ltda na forma de chapas laminadas a frio com 2 mm de espessura, das quais foram cortadas 4 chapas de 150mm de largura por 400mm de comprimento para cada tipo de material.

Duas chapas de cada material foram soldados de topo sem abertura de chanfro e folga e soldadas pelo processo GTAW *seam welder* primeiramente de maneira similar (625-625, 304-304, A36-A36) sem adição de metal e posteriormente soldou-se as chapas de maneira dissimilares (625-A36, 625-304, A36-304) com adição de metal.

A soldagem GTAW foi realizada em um equipamento *seam welder* da marca *JetLine*, ilustrada na Figura 4.1, com controlador de altura da tocha e velocidade de soldagem. O equipamento possui uma fonte de tensão da marca Miller modelo MaxStar200.



Figura 4. 1 – Dispositivo de solda automática GTAW JetLine pertencente à empresa Senior do Brasil Ltda.

O dispositivo de soldagem GTAW automático possui uma tocha refrigerada e utiliza um eletrodo de tungstênio com thório (EWTh-2) de 2,4mm de diâmetro e 30° de ângulo de apontamento do eletrodo. O gás de proteção do arco elétrico e também da raiz foi o argônio. A Figura 4.2 apresenta a fixação das chapas utilizando pinças, o *backing* (barramento) de cobre com a entrada de gás de proteção para a raiz.

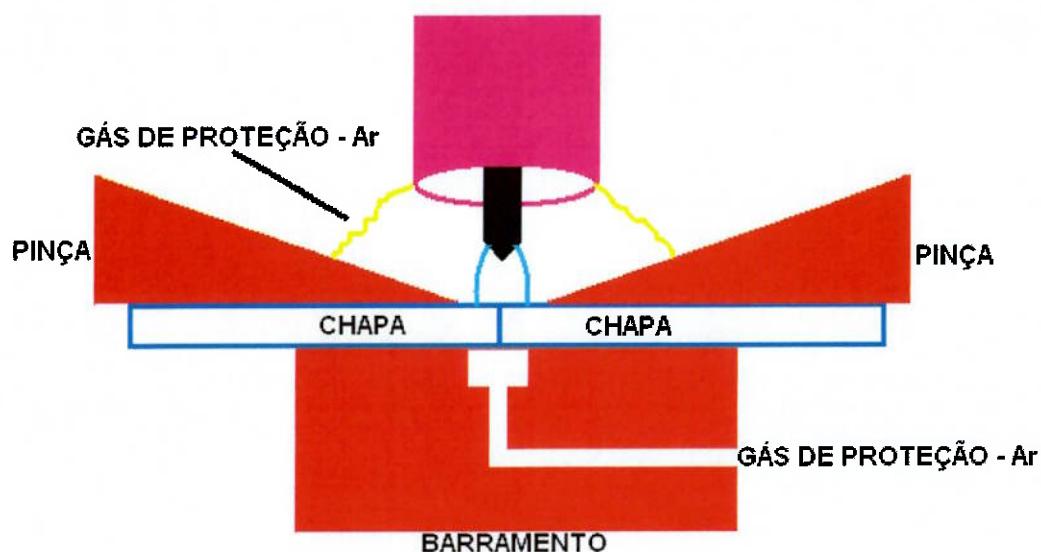


Figura 4. 2 – Ilustração do sistema de fixação de chapas e alimentação de gás de proteção do barramento de cobre da JetLine.

Os parâmetros utilizados para a soldagem das chapas similares estão apresentados na Tabela 4.1. Já a soldagem realizada das chapas dissimilares está apresentada na Tabela 4.2. Para melhor identificação utilizou-se a notação CP XX para determinar os materiais soldados, conforme apresentado nas Tabelas 4.1 e 4.2.

Tabela 4. 1 – Parâmetros de soldagem autógena

Materiais	CP 01	CP 02	CP 03
Inconel 625		ASTM 304	A36
Inconel 625	ASTM 304	A36	
Velocidade	15 cm/min.	15 cm/min.	19 cm/min.
Corrente elétrica	196 A	182 A	182 A
Tensão	8,4 V	8,2 V	8,2 V
Vazão de gás da tocha	11,0 Lpm	7,0 Lpm	6,0 Lpm
Vazão de gás na raiz	1,0 Lpm	1,5 Lpm	1,0 Lpm
Quantidade passes	6	5	3

Tabela 4. 2 – Parâmetros de soldagem com adição de material.

Materiais	CP 04	CP 05	CP 06
	Inconel 625	A36	A36
	ASTM 304	Inconel 625	ASTM 304
Velocidade	15 cm/min.	6,5 cm/min.	6,5 cm/min.
Corrente elétrica	192 A	186 A	182 A
Tensão	8,3 V	8,4 V	8,4 V
Vazão de gás da tocha	9,0 Lpm	6,0 Lpm	6,0 Lpm
Vazão de gás na raiz	1,0 Lpm	1,0 Lpm	1,0 Lpm
Quantidade de passes	5	3	3
Material de adição	AWS A5.4 ERNiCr-3	AWS A5.4 ERNiCr-3	AWS E309L
1º passe	C/ Adição	C/ Adição	C/ Adição
2º passe	C/ Adição	C/ Adição	C/ Adição
3º passe e/ou 4º e/ou 5º passe (Acabamento)	S/ Adição	S/ Adição	S/ Adição

4.1 MÉTODOS

Para definição das propriedades mecânicas e microestruturais das juntas soldadas alguns ensaios foram executados, sendo eles divididos em três partes: Ensaios não destrutivos, ensaios destrutivos e metalografia.

4.1.1 ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

4.1.1.1 LÍQUIDO PENETRANTE

Para realizar o ensaio e analisar os resultados foram usadas as normas ASME Boiler and Pressure Vessel - Section V e ASTM E 165 Standard Practice for Liquid-Penetrant Inspection Method.

O procedimento utilizado foi a limpeza da solda com solvente, aplicação do líquido penetrante, limpeza do excesso de LP com solvente e por fim aplicação do revelador à base de solvente.

4.1.1.2 – RAIOS-X

Todos os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de raios-x para verificação de possíveis de defeitos e foram efetuados de acordo com a norma B 31.3 Ed. 2008 e por um inspetor qualificado ER-N2-S-RX.

O equipamento utilizado foi da marca Philips, modelo G 301, número de série 1023 com potência máxima de 300kV e corrente máxima de 5mA pertencente à Sertech.

4.1.2 ENSAIOS DESTRUTIVOS

4.1.2.1 - TRAÇÃO

O levantamento das propriedades mecânicas do material, tais como limite de escoamento, limite de resistência e módulo de elasticidade, foram obtidos por meio do ensaio de tração uniaxial, realizado uma máquina universal da marca EMIC com capacidade de 100kN com uma velocidade de deformação de 3 mm/min.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com as normas ASTM A370-12 e ASTM E8M-08. As dimensões dos corpos de prova de tração estão de acordo com a norma ASTM E8M-08 e a Figura 4.3 apresenta as dimensões e o cordão de solda no centro do corpo de prova. Realizou-se o ensaio de tração para o material sem solda e os corpos de prova possuem também as dimensões apresentadas na Figura 4.3. Nesse trabalho será realizado o ensaio de tração de 2 corpos de prova por condição de soldagem e também do material de base sem solda.

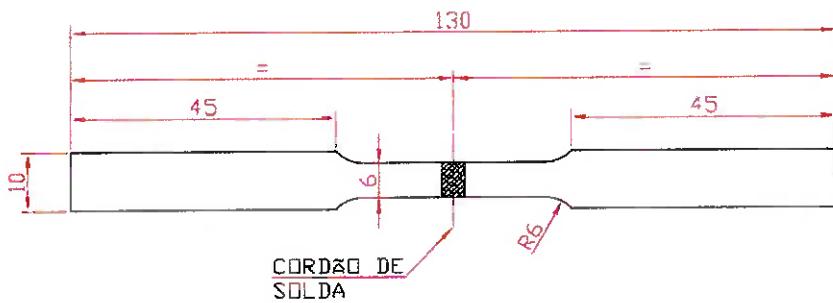


Figura 4. 3 – Dimensões do corpo de prova de tração, conforme a norma ASTM E8M-08.

Na Figura 4.4 mostra o esquema de corte dos corpos de prova de tração e dobramento (que será abordado no próximo item) e a área de descarte. Cortou-se 3 corpos de prova por condição de soldagem. Utilizou-se o processo de corte a plasma CNC para a realização do corte conforme ilustra a Figura 4.4. Após o corte realizou-se o ajuste das medidas com auxílio de uma lima.

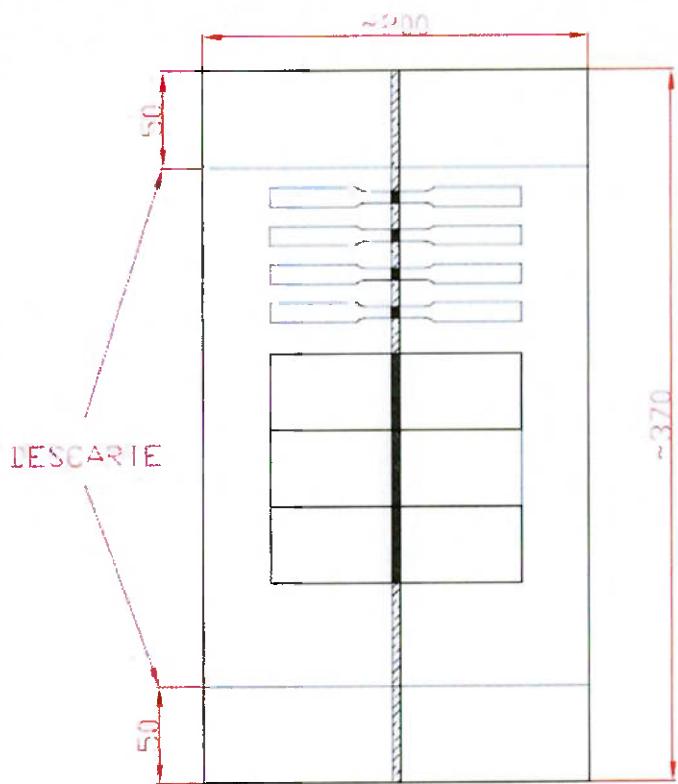


Figura 4. 4 – Esquema de corte dos corpos de prova de tração e dobramento

4.1.2.2 - DOBRAMENTO

Os ensaios de dobramento foram realizados nos corpos de prova soldado de maneira similar e dissimilar tanto da face quanto da raiz da solda conforme especificação da norma ASTM A370-12. As dimensões dos corpos de prova estão apresentadas na Figura 4.5, conforme especificação da norma ASTM E190-92. Foram realizados o dobramento de 2 corpos de prova para a face da solda e 2 corpos de prova para a raiz da solda.

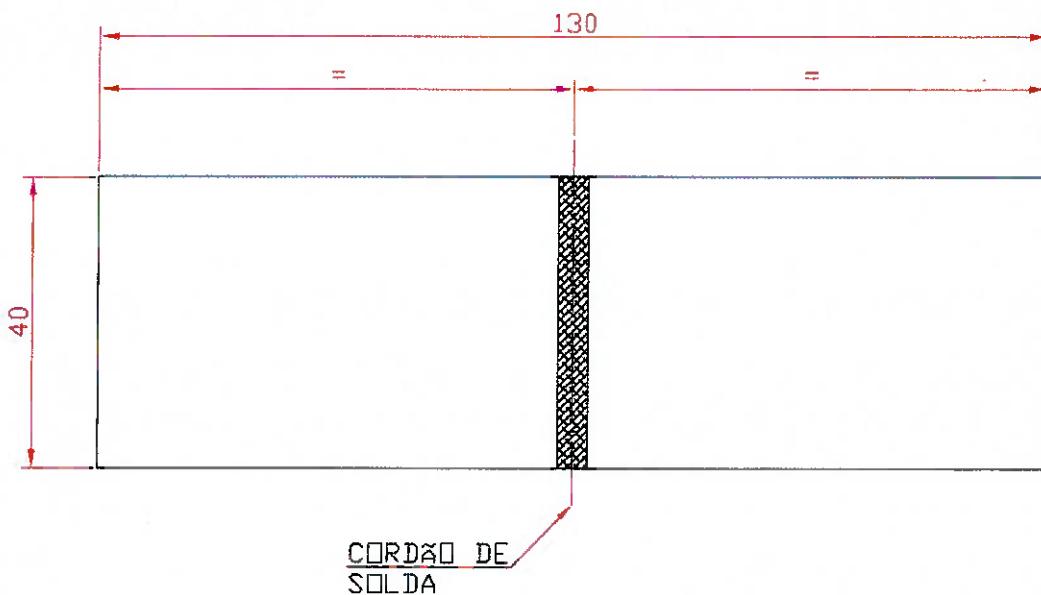


Figura 4. 5 – Dimensão do corpo de prova de dobramento, conforme especificação da norma ASTM E190-92.

Para a realização dos ensaios de dobramento uma ferramenta foi construída conforme especificação da norma ASTM E190-92 e ASTM E370-12. As dimensões da ferramenta de dobramento esta apresentada na Figura 4.6. A ferramenta de dobramento foi acoplada a uma prensa vertical moto-hidráulica da marca Nowak modelo 200Ton.

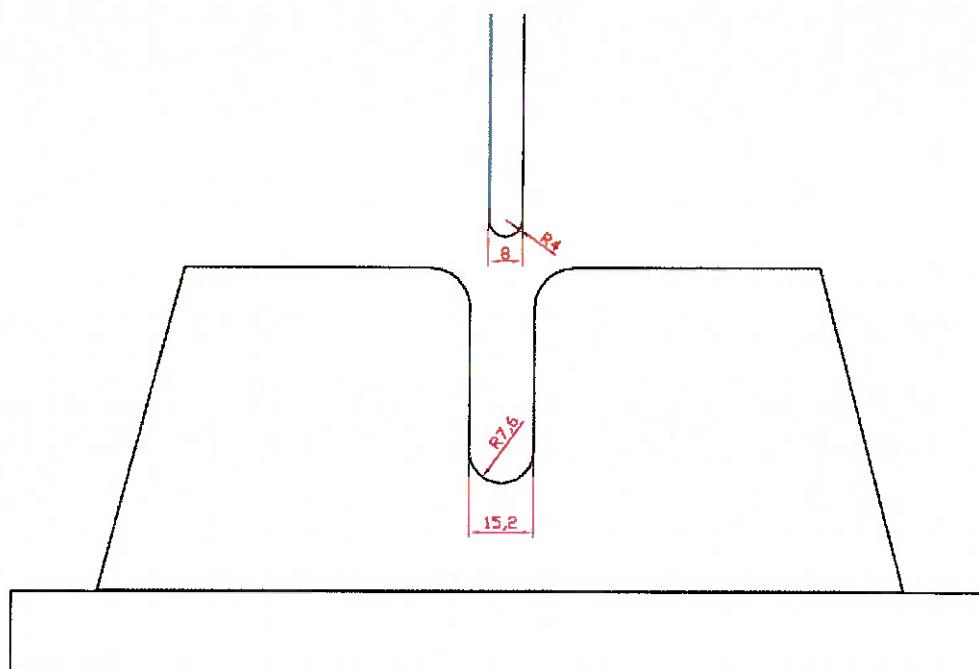


Figura 4. 6 – Ferramenta para ensaio de dobramento

4.2.3 - METALOGRAFIA

Para avaliar a microestrutura formada na zona fundida, zona termicamente afetada pelo calor e o metal de base os cordões de solda em todas as condições de soldagem foram cortadas transversalmente ao cordão de solda. Após o corte foram embutidas em baquelite e posteriormente lixadas. A seqüência de lixamento em água obedeceu à ordem crescente de granulométrica da lixa (120, 240, 320, 400, 600, 1200 e 2000). Após a lixamento as amostras foram polidas com óxido de alumina de granulométrica de 1 μ m e 0,5 μ m. As amostras foram preparadas conforme o estabelecido pela norma ASTM E 395-10.

Para revelar a microestrutura do aço baixo carbono ASTM A36 realizou-se o ataque químico com Nital 5%. Para revelar a microestrutura do aço inoxidável austenítico ASTM A240 Gr 304 utilizou-se o reagente água régia (50%HCl e 50% HNO₃) e para o Inconel 625 utilizou-se o ataque eletrolítico por 15 segundos utilizando o reagente Kalling (100ml etanol + 100ml HCl + 5g CuCl₂).

4.2.3.1 - MACROGRAFIA

O equipamento utilizado foi o Olympus SZ61, com câmera Olympus LG-PS2 e com software de captura Infinity Analyse 6.0, conforme Figura 4.7.



Figura 4. 7 – Microscópio macrografia.

4.2.3.2 MICROGRAFIA

O microscópio usado neste estudo foi Olympus Q color 3 GX 41 U-TVO-5XC-3 com câmera de 4.1Mpx e um software de captura Q Capture Pro 5.1 conforme ilustra a Figura 4.8.



Figura 4. 8 – Microscópio Olympus Q color – USP-SP

4.2.3.3 MEV

Todas as análises foram feitas utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV), Figura 4.9, do Instituto de Química de São Carlos (IQSC – USP) da marca Zeiss-Leica e modelo 440.



Figura 4. 9 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss-Leica 440, do Instituto de Química de São Carlos (IQSC – USP).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ENSAIO DE LP

Após o ensaio de líquido penetrante revelou nas extremidades das juntas soldadas, trinca por falta de fusão devido ao tempo de estabilização do arco elétrico após a abertura do mesmo no metal. Esta região de 50 milímetros da borda da chapa foi descartada em todos os Cps, afim de evitar qualquer erro nos ensaios de tração e dobramento. Alguns resultados são ilustrados na Figura 5.1.

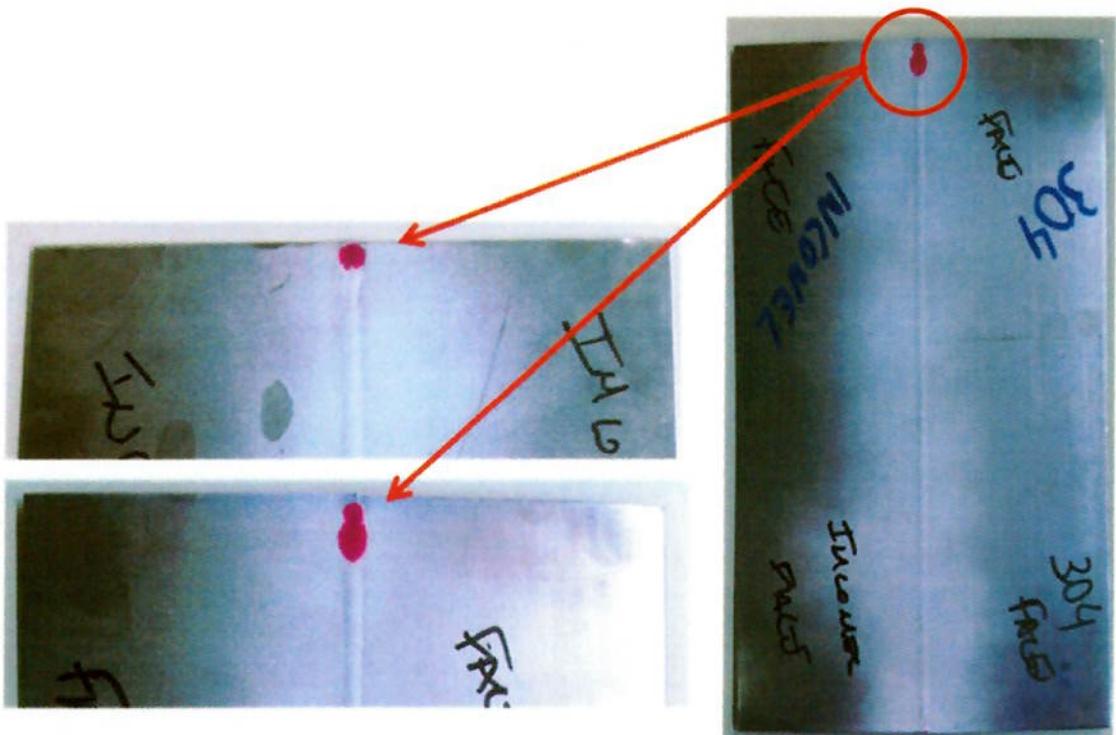


Figura 5. 1– Ensaio de LP – Descontinuidade no início da soldagem.

5.2 RAIOS-X

Para verificar defeitos internos na junta soldada, os quais o ensaio de LP não detecta, foi realizado o ensaio de raios-x. O resultado foi semelhante ao de LP, tendo as extremidades com falta de fusão em uma distância de até cinqüenta milímetros da borda, além da inclusão de tungstênio na mesma região. O método de abertura de arco utilizado neste processo consiste em tocar a peça com o eletrodo de tungstênio e ao subir o eletrodo, abre-se o arco elétrico, neste momento ocorre a inclusão de tungstênio.

Na Figura 5.2 podemos observar no CP-01 (solda similar em ASTM B443 UNS N06625) a falta de fusão na borda da chapa e uma inclusão de tungstênio. Esta região foi descartada na hora de cortar o material para confeccionar os corpos de prova de tração, dobramento e metalografia.

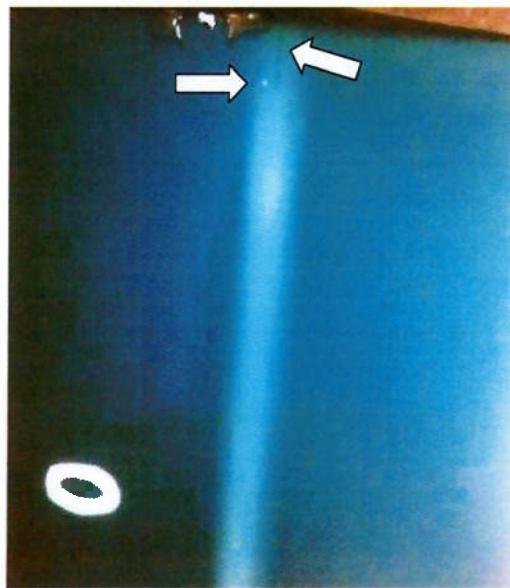


Figura 5. 2 – Raio X – CP-01 (625) – Apresentanto trinca e inclusão de tungstênio.

Na Figura 5.3 podemos observar o CP-04 (625-304), uma trinca de solidificação no final da junta soldada na borda chapa, onde também foi descartada para os demais ensaios.

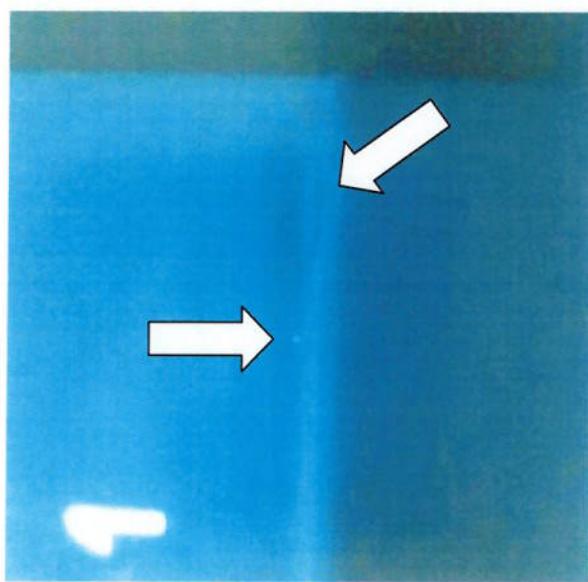


Figura 5.3 – Raio X – CP-04 (625-304) – A indicação mostra inclusão de tungstênio e trinca de solidificação.

Na Figura 5.4 podemos observar no CP-06 (304-A36) um ponto mais claro, em decorrência de uma inclusão de tungstênio e como nos demais corpos de prova, foi descartado cinqüenta milímetros de cada borda da chapa.

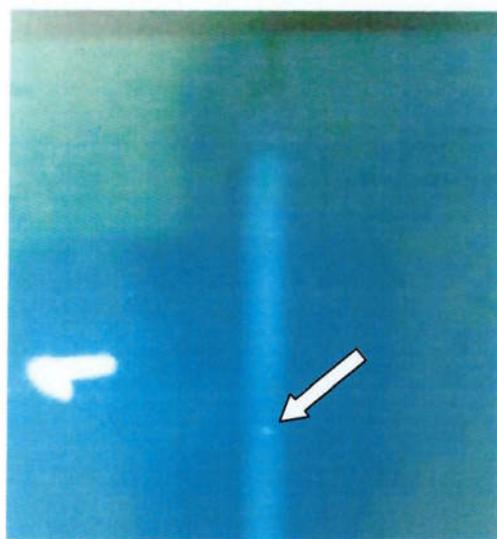


Figura 5. 4 – Raio X – CP-06 (304-A36) – Inclusão de tungstênio.

Os demais CP's não apresentarem defeitos no meio do cordão de solda porém todos os CP's tiveram as extremidades descartadas em cinqüenta milímetros para eliminar a inclusão de tungstênio e trincas.

5.3 – ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 5.1 mostra os valores obtidos dos ensaios de tração dos corpos de prova soldados, com o sentido do cordão de solda perpendicular ao carregamento de tração. Já os resultados dos Cp's sem solda se encontram na Tabela 5.2.

Tabela 5. 1 – Resultados dos ensaios de tração dos CPs soldados

CP	Lo (mm)	Lf (mm)	ΔL%	Ao (mm ²)	Af (mm ²)	RA%	Fmax (N)	σmax (MPa)
CP1-1	25	35,45	41,8	13,1	6,74	48,58	11511	877,69
CP1-2	25	36,05	44,2	13,0	6,59	49,27	11490	883,34
CP2-1	25	33,4	33,6	12,3	4,18	66,01	9123	741,70
CP2-2	25	40,4	61,6	12,4	4,75	61,69	9082	732,42
CP3-1	25	32,15	28,6	13,0	2,37	81,79	4889	375,49
CP3-2	25	31,45	25,8	12,8	2,92	77,16	4941	385,71
CP4-1	25	39,00	56,0	12,3	3,33	72,93	8999	731,62
CP4-2	25	39,80	59,2	12,4	2,64	78,72	8936	720,49
CP5-1	25	29,50	18,0	12,0	3,44	71,33	4723	393,58
CP5-2	25	31,30	25,2	12,5	3,51	71,93	4899	391,76
CP6-1	25	32,10	28,4	13,0	3,20	75,39	4837	371,86
CP6-2	25	31,50	26,0	12,8	3,2	75,02	4816	375,95

Tabela 5. 2 - Resultados dos ensaios de tração dos CPs sem solda.

CP	Lo (mm)	Lf (mm)	ΔL%	Ao (mm ²)	Af (mm ²)	RA%	Fmax (N)	σmax (MPa)
625-1	25	36,00	44,0	11,40	5,33	53,32	10275	901,32
625-2	25	34,80	39,2	11,60	5,60	51,72	10379	894,74
304-1	25	40,20	60,8	11,30	4,02	64,42	7816	691,68
304-2	25	40,10	60,4	11,60	4,42	61,19	7982	688,10
A36-1	25	31,10	24,4	11,80	2,79	76,35	4507	381,96
A36-2	25	31,65	26,6	11,70	2,68	77,10	4263	364,44

Os CP's sem solda apresentaram resultados esperados de acordo com suas características mecânicas, onde o material ASTM B443 (UNS N06625), apresentou maior LRT, em relação aos demais materiais estudados, devido ao seu alto teor de elementos de liga, com uma média de 897,5 MPa, conforme designação na norma ASTM B443 (UNS N06625) que indica LRT de no mínimo 830 MPa.

O CP com material sem solda de ASTM A240 Gr304, com média de 689,9 MPa de LTR, ficou com valores abaixo do material ASTM B443 (UNS N06625).

De acordo com a norma ASTM A 240, os aços ASTM A240 Gr304 devem apresentar, quando trabalhados a frio, uma resistência a tração mínima de 723MPa.

O ASTM A36, que apresentou média de 373,2 MPa de LTR e ficou abaixo dos outros materiais já citados. Esse resultado era esperado pois esse aço baixo carbono não possui elementos de liga.

Nos CP's com solda similares (CP-01, CP-02 e CP-03) romperam no metal de base, em regiões distantes da solda. Nas soldas dissimilares, conforme esperado, o rompimento ocorreu no metal de base de menor LTR, como pode ser observado na Figura 5.5.

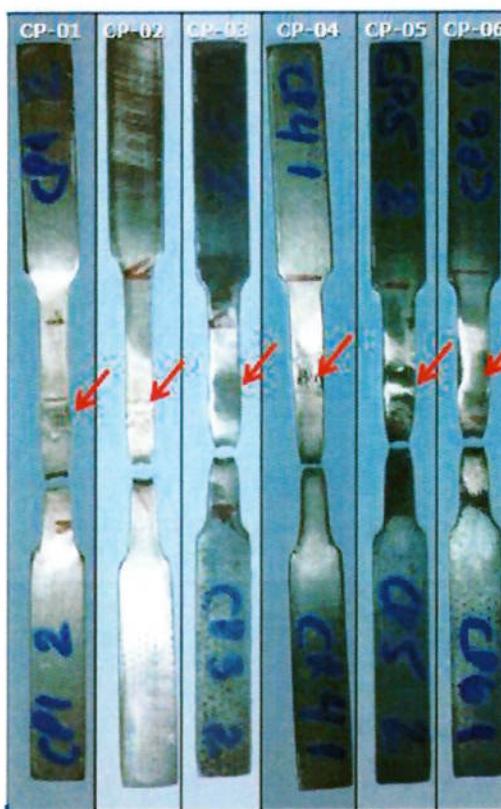


Figura 5.5 – Corpos de prova ensaio de tração, as setas indicam a posição do cordão de solda.

Os resultados do ensaio de tração do CP-01 de ASTM B443 (UNS N06625) soldados, apresentaram um valor médio de limite de resistência de 880,5 MPa rompendo fora da região da solda. De acordo com a norma ASTM B443 o limite mínimo da LRT é de 830 MPa.

Conforme definido na Tabela 5.1, a resistência a tração média deste material para o CP-02 quando soldado de forma similar, foi de 737,06 MPa, rompendo fora da região da solda e estando acima do limite mínimo de resistência à tração definido pela norma ASTM A 240 de 723 MPa.

Como nas outras soldas similares, o ASTM-A36, também obteve o mesmo comportamento de ruptura fora da zona soldada (Zona fundida e zona afetada pelo calor), tendo um limite de resistência com médio de 380 MPa. Esta LTR esta em próximo ao valor médio do CP de ASTM-A36 sem solda, que é 373,2 MPa.

Estes resultados indicam que o procedimento de soldagem adotado foi eficaz e que tanto a zona fundida quanto a ZAC apresentam ductilidade e resistência mecânica compatíveis com o metal base, pois os corpos de prova romperam fora da região da solda.

Nas soldas dissimilares os resultados foram satisfatórios e conforme ilustrado na Figura 5.5, podemos observar que os CP-04, CP-05 e CP-06 a ruptura aconteceu no material com de menor LTR e distantes da região da solda.

Para melhor visualização dos resultados apresentados nas Tabelas 5.1 e Tabela 5.2 os gráficos do Anexo 1 ilustram os resultados dos ensaios de tração, relacionando os CP's sem solda e os CP's com solda.

5.4 – ENSAIO DE DOBRAMENTO

Os resultados do ensaio de dobra foram satisfatórios, pois de acordo com norma ASTM E190, nenhum dos corpos de prova trincaram ou romperam na zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base. Foi realizado o ensaio de líquido penetrante para detecção de falhas após o ensaio de dobramento. Não se encontrou nenhuma trinca após o dobramento. A Figura 5.6 ilustra todos os corpos de prova, sendo para cada junta soldada foi realizado uma dobra na face da solda e outra na raiz da solda. Este ensaio veio complementar o ensaio de raios-x que também não apresentou falhas ou defeitos na junta soldada.

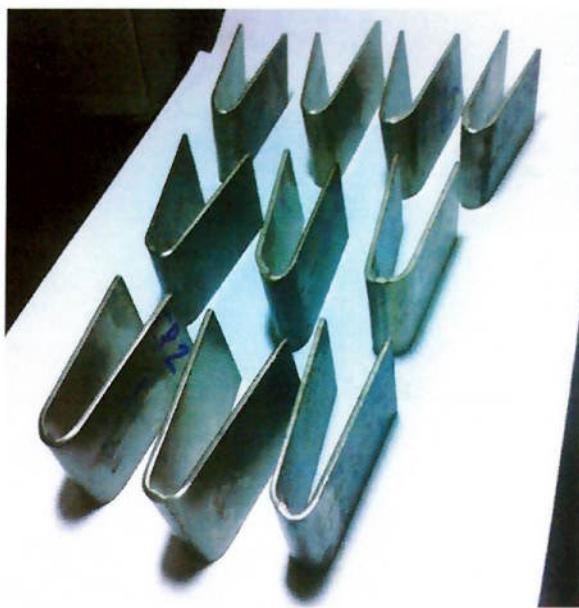


Figura 5. 6 – CP's de dobramento sem presença de falhas.

5.5 – METALOGRAFIA

5.5.1 – CP-01 – SOLDA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM B443 UNS N06625

As Figuras 5.7 e 5.8 representam a metalografia da solda autógena similar de ASTM B443 UNS N06625, com ensaio de micrografia e MEV respectivamente.

O metal de base de ligas de níquel tem a matriz com contornos a base de carbonetos, como ilustra a Figura 5.8 (a). Além dos carbonetos, a precipitação de titânio o qual pode aparecer no metal de base como ilustrado na Figura 5.7 (c) e Figura 5.9, provocando o endurecimento das ligas de níquel [Cantarini, 2011].

O EDS realizado conforme o Ponto 1 ilustrado na Figura 5.9, indica grande quantidade de titânio na composição química, ilustrado no gráfico da Figura 5.10, indicando que o ponto é um precipitado de titânio, esse precipitado pode chegar a 1380MPa de resistência a tração. O Ponto 2 da EDS ilustrado na Figura 5.11 mostra a composição química na matriz da liga de níquel (Inconel 625) [Dupont, 2009].

A interface entre zona afetada pelo calor e zona fundida é mostrada na Figura 5.7 (a) e (b) e na Figura 5.6 (c) e (d), ilustram o crescimento epitaxial do grão, junto com o crescimento competitivo na zona fundida, criando uma forte ligação entre zona afetada pelo calor e zona fundida. Outra característica observada nestas imagens, que o material da zona fundida, quando no estado

líquido, penetrou nos contornos de grão da zona fetada pelo calor criando a zona parcialmente fundida, criando uma zona de segregação do material. O crescimento do grão na zona afetada pelo calor, também é observado, esta reação ocorre devido ao gradiente de temperatura atingido durante a soldagem [Wainer, 1995].

Dendritas colunares e celulares são formadas na região da zona fundida, como é ilustrado na Figura 5.7 (d) e Figura 5.7 (b). Essas microestruturas com morfologia dendritas colunares são compostas por austenita. O tamanho e orientação são determinados pelo gradiente da temperatura, velocidade de solidificação e concentração de soluto [Wainer, 1995].

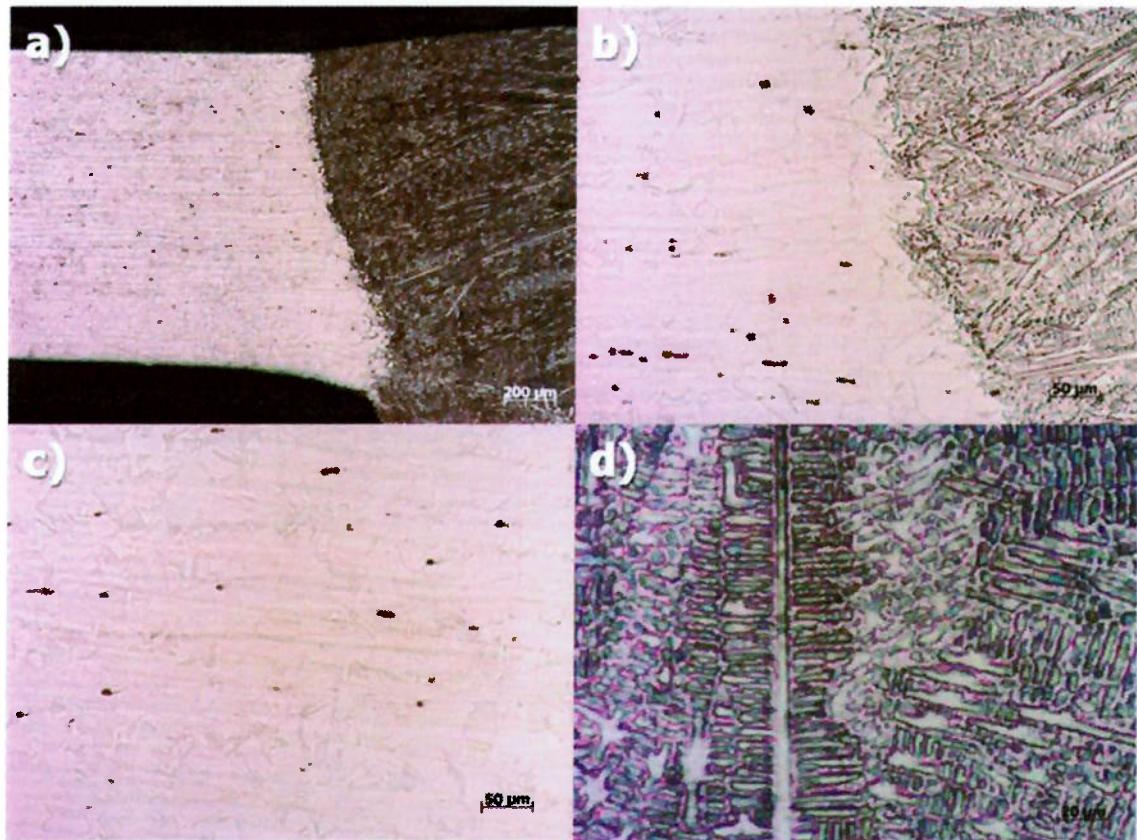


Figura 5. 7 – Metalografia solda similar autógena em ASTM B443 UNS N06625– a) e b) Interface metal de base e zona fundida, c) Metal de base, d) Zona fundida.

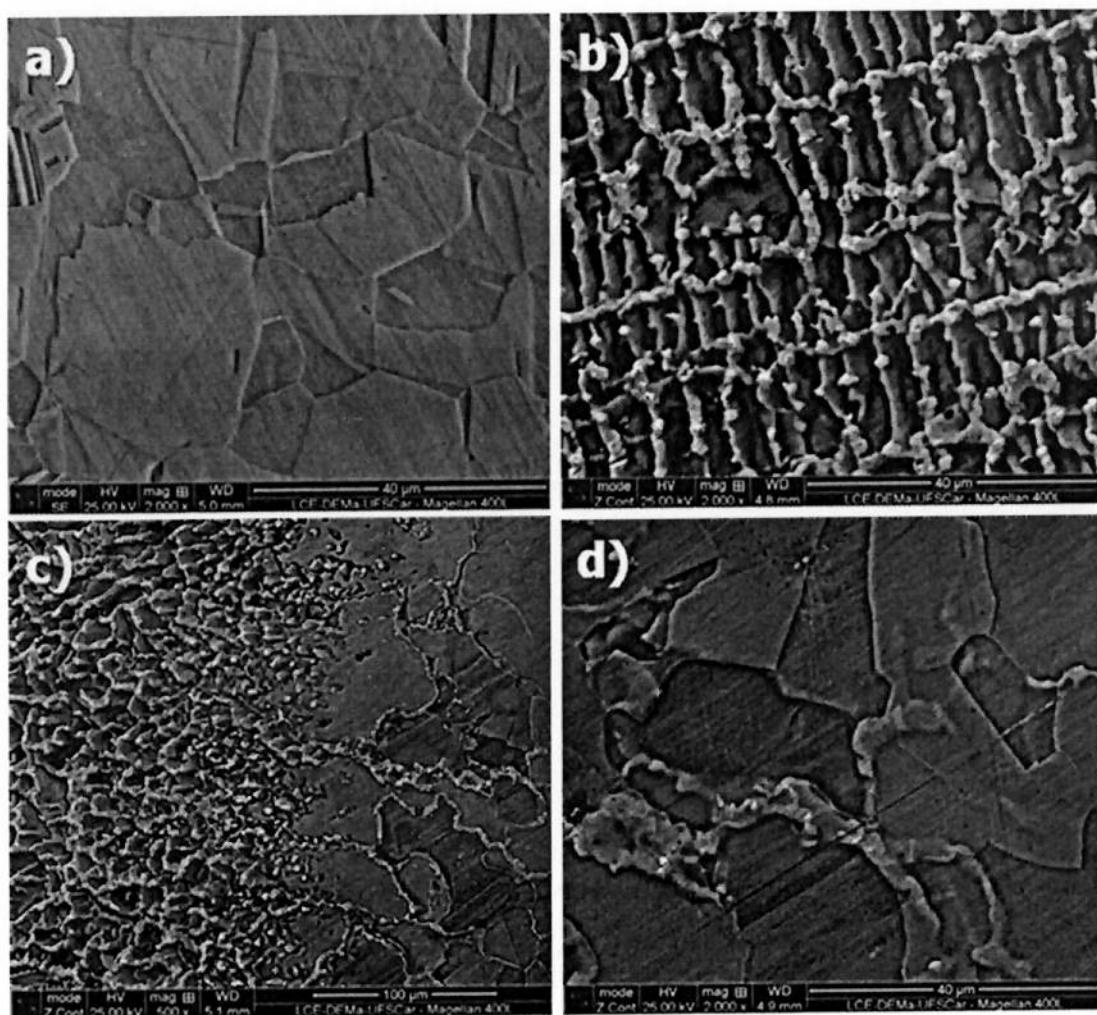


Figura 5. 8 – MEV solda autógena similar de ASTM B443 UNS N06625 – Metal de base, b) Zona fundida, c) Interface zona fundida/zona afetada pelo calor, d) Zona afetada pelo calor.



Figura 5. 9 – EDS – Precipitado de titânio.

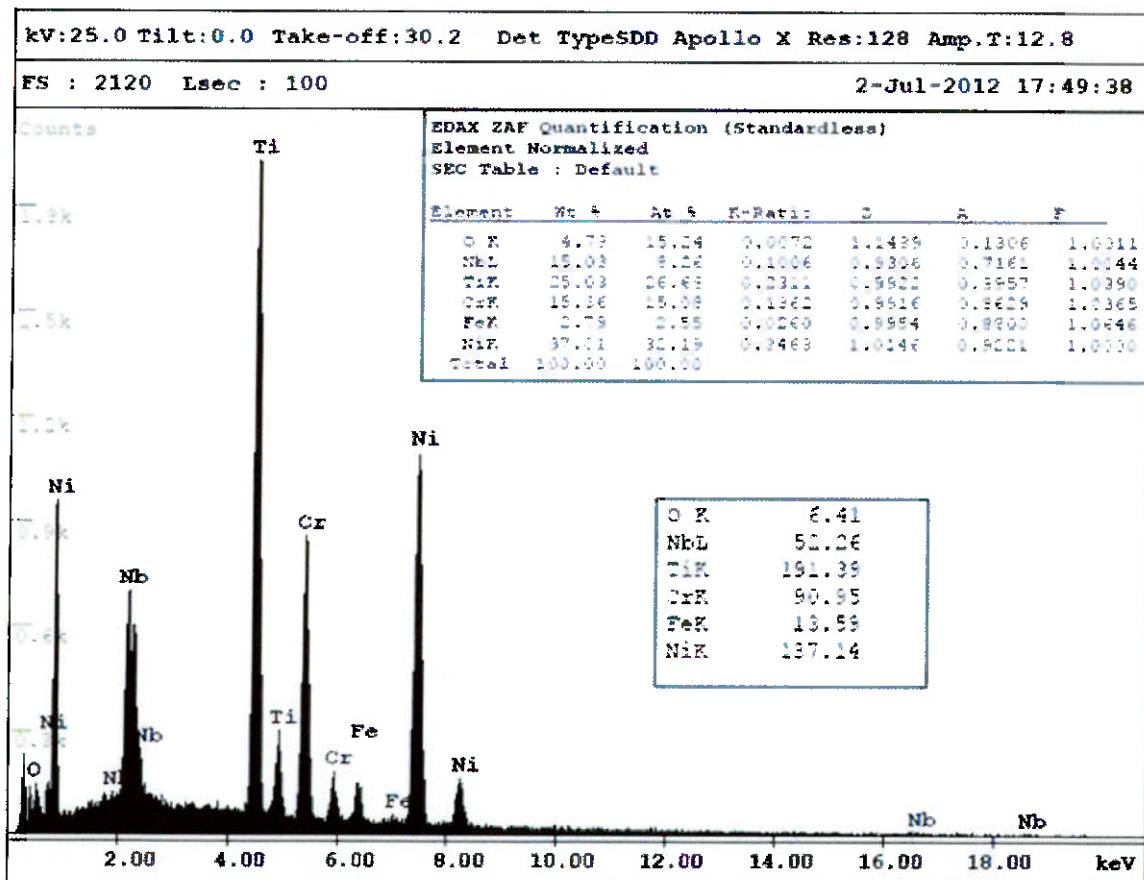


Figura 5. 10 – Ponto 1 da EDS – Precipitado de Ti.

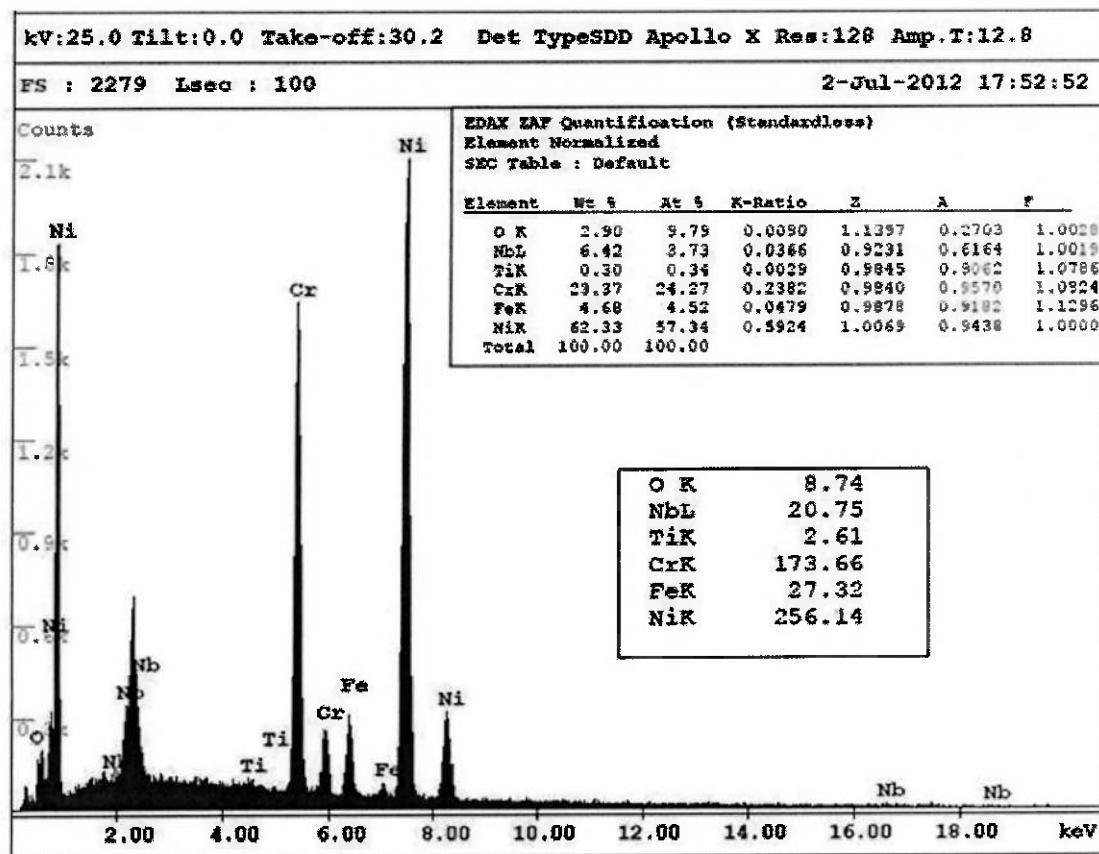


Figura 5. 11 – Ponto 2 da EDS – ASTM B443 UNS N06625.

5.5.2 – CP-02 – SOLDADURA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM A240 GR304

A Figura 5.12 ilustra a metalografia do CP-02, onde foi realizada uma soldagem autógena similar com o material ASTM A240 Gr304. O metal de base ilustrado na Figura 5.12 (b) é definido pela fase austenitica, grãos com tonalidade clara e fase ferritica com contorno grão com tonalidade mais escura [Lippold, 2005].

Ilustrado na Figura 5.12 (a), a interface da zona fundida e zona afetada pelo calor do CP-02, apresenta o crescimento epitaxial do grão na direção ao centro

da zona fundida, dando inicio a solidificação, formando as dendritas celulares e colunares. Essas dendritas são visualizadas na Figura 5.12 (c) como fases de austenita primária e na região interdendritica, fase de ferrita delta [Wainer, 1995].

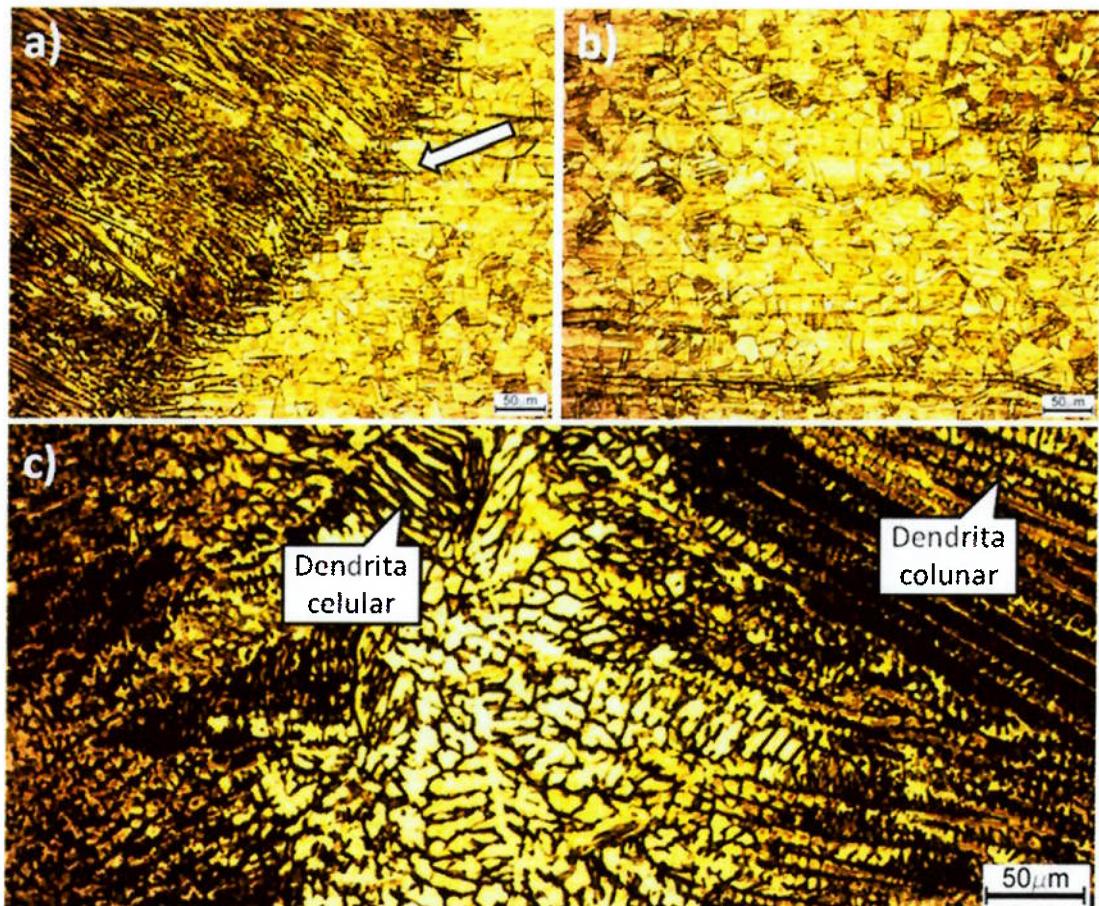


Figura 5. 12 – Metalografia solda similar autógena em ASTM A240 Gr304, a) Metal de base, b) Interface zona fundida e metal de base c) Parte central da solda.

5.5.3 – CP-03 – SOLDA SIMILAR AUTÓGENA EM ASTM A36

O CP-03, consiste em uma solda similar autógena em ASTM A36. A Figura 5.13 (a) ilustra os grãos que constituem o metal de base, onde as partes claras

podem ser definidas como grão de ferrita e em seus contornos, em tom mais escuro, define-se como perlita quando atacados por Nital 3% [Silva, 2010].

A Figura 5.13 (b), ilustra a zona fundida, que é constituída principalmente de ferrita primária (FP), ferrita acicular (FA) e ferrita com segunda fase alinhada (FSA). A ferrita primaria apresenta um aspecto claro e liso, a quantidade deste constituinte é determinada pela velocidade de resfriamento, quanto mais rápido o resfriamento menor a quantidade de ferrita primária. A ferrita acicular é constituída por pequenos grãos de ferrita não alinhados no interior do grão de austenita anterior, este tipo de microconstituinte tende a aumentar o limite de resistência para em torno de 500 MPa. A ferrita alinhada de segunda ordem é identificada onde ocorrem duas ou mais ripas com tamanhos maiores com relação 4:1, que também recebe o nome de ferrita de Widmanstatten, esta microestrutura ocorre quando a soldagem é feita com multipasse. [Wainer, 1995 – Quites, 2008]

Na macrografia ilustrada na Figura 5.13 (c), podemos observar na direção do metal de base à zona fundida, primeiro a zona de refino de grãos que ocorre a uma temperatura entre 900°C a 1000°C, essa região tem alta ductilidade e alta resistência mecânica. Logo em seguida a zona de crescimento dos grãos, ocorre em temperaturas entre 1100°C a 1500°C, nesta região pode ocorrer a formação de martensita, tornando esta zona dura e frágil. Na Figura 5.13 não encontrou-se a formação de martensita [Wainer, 1995].

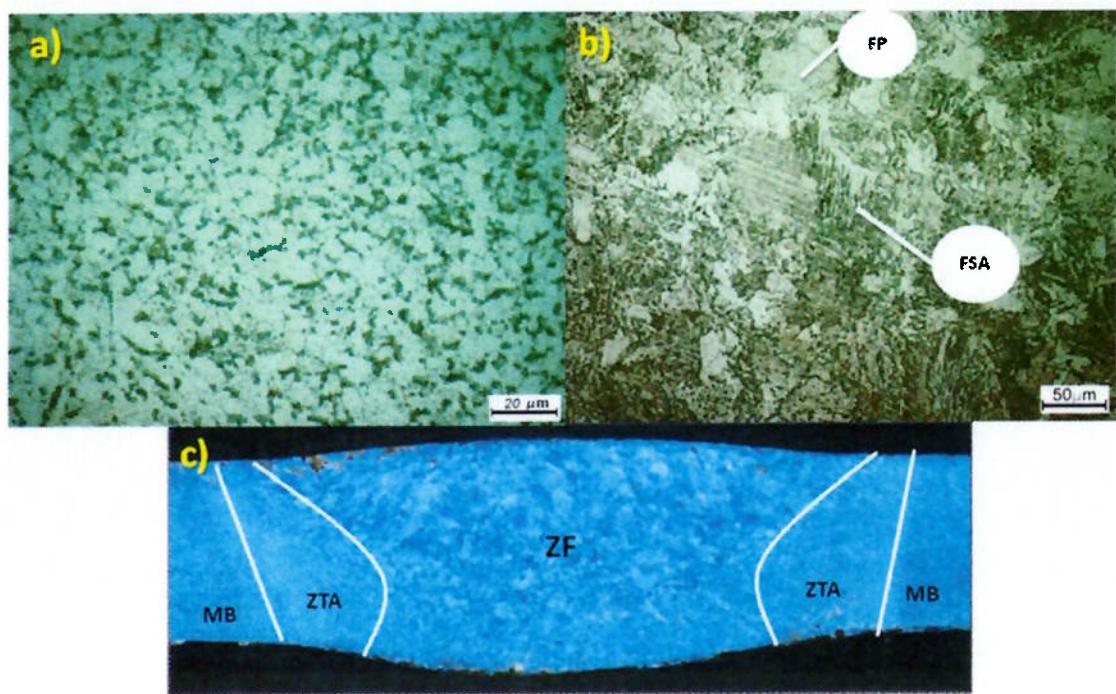


Figura 5. 13 – Metalografia de solda similar autógena em ASTM A36 – a) Metal de base, b) Zona fundida na região central da solda, c) Macrografia da junta soldada.

5.5.4 – CP-04 – SOLDA DISSIMILAR EM ASTM B443 UNS N06625 COM ASTM A240 GR304.

O CP-04 é uma soldagem dissimilar entre ASTM B443 (UNS N06625) e ASMT A240 Gr304 com adição de material em eletrodo de AWS A5.4 ERNiCr-3.

A Figura 5.14 (a) ilustra a interface zona afetada pelo calor em ASTM B443 (UNS N06625) com a zona fundida. Algumas reações ocorrem na zona afetada pelo calor, como crescimento dos grãos, a formação de precipitados (Ni_xTi), segregação nos contornos de grãos e pode também ocorrer a liquação. Nesta liga de níquel (625) o crescimento de grãos ocorre quando, a princípio, temos grãos finos e um alto gradiente de temperatura, então uma soldagem com baixo aporte de calor é benéfico. A ausência de carbonetos é um fator

comum nesta liga (625) responsável pela boa resistência a corrosão. A liquação ocorre devido a segregação das impurezas de S e P presentes, em pequenas quantidades, nesta liga (625). Tratamento de solubilização é indicado para manter as propriedades iniciais do material soldado [Dupont, 2009].

Na zona fundida é ilustrada na Figura 5.14 (c), observa-se a formação de dendritas colunares que se formam em direção ao centro da solda, ou seja, seguem o sentido de solidificação. As dendritas variam de tamanho de acordo com a velocidade de resfriamento, a formação de dendritas celulares também são notadas na zona fundida.

Na figura 5.14 (b) ilustra a interface entre zona fundida e metal de base em ASTM A240 Gr304, na zona fundida temos no centro da solda a formação de dendritas celular e próximo a interface com o metal de base temos formação dendritas colunares de ferrita δ que é estabilizada pelo teor de cromo e ferro nesta região. Na zona afetada pelo calor observamos o crescimento de grãos próximo a zona de ligação além da liquação no contorno de grãos na zona afetada pelo calor.

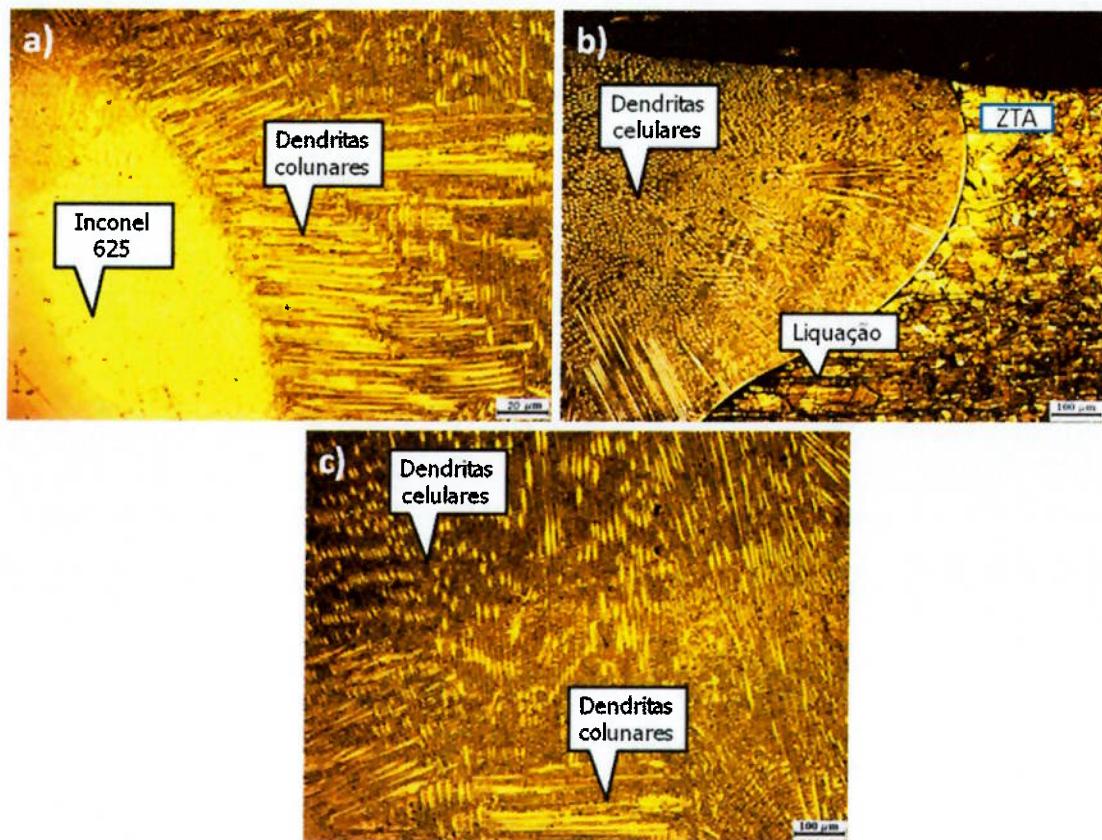


Figura 5. 14 – Metalografia solda dissimilar Inconel 625 em ASTM A240 gr304 – a) Metal de base Inconel 625 com zona fundida – b)Zona fundida com metal de base ASTM A240 Gr304 – c) Zona fundida.

5.5.5 – CP-05 – SOLDA DISSIMILAR ASTM B433 UNS N06625 EM ASTM A36

O CP-05 foi soldado com material de adição AWS A5.4 ERNiCr-3. Analisando a microestrutura ilustrada na Figura 5.15 (b) podemos observar o metal de base em ASTM A36, a zona afetada pelo calor, a zona de ligação e a zona fundida. Da esquerda para direita na zona afetada pelo calor temos o refino de grãos com característica de boa resistência mecânica e boa ductilidade. Seguido da região de grãos grosseiros, onde pode ocorrer a

martensita, fase dura e frágil. A zona fundida não foi possível observar a microestrutura pois o ataque usado foi o Nital 3% o qual não faz efeito material a base de níquel.

Na figura 5.15 (a) se trata do outro lado da solda com ataque químico de $HCl + CuCl_2$, mostrando a zona fundida, zona de ligação e a zona afetada pelo calor. Observamos o crescimento dos grãos na zona afetada pelo calor indo do metal de base em direção a zona fundida, na linha de fusão observamos, Figura 5.15 (d), o crescimento epitaxial, o qual é muito benéfico para solda, pois se trata de uma continuação do grão da zona afetada pelo calor na zona fundida, aumentando a resistência mecânica da solda.

Na zona fundida, conforme Figura 5.15 (c), é mostrada a direção de solidificação para centro da solda, composição semelhante ao CP-01, formando dendridas celulares e colunares de austenita com ferrita.

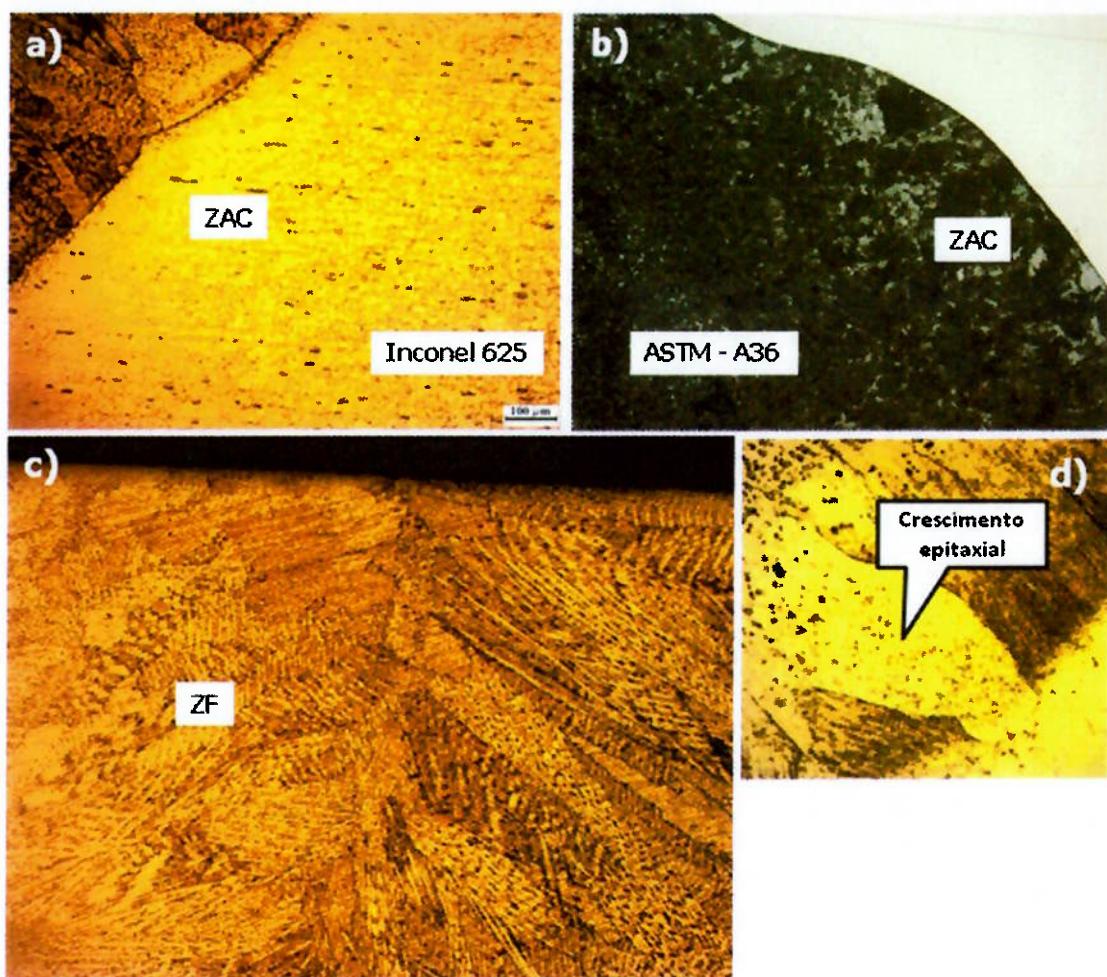


Figura 5. 15 – Metalografia solda dissimilar em Inconel 625 e ASTM A36 – a)Zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base Inconel 625 – b) Metal de base ASTM A36, zona afetada pelo calor e zona fundida – c) Zona fundida – d) Crescimento de epitaxial.

5.5.6 – CP-06 SOLDA DISSIMILAR DE ASTM A240 GR304 EM ASTM A36

No CP-06 foi soldado a junta dissimilar de ASTM A36 e ASTM A240 Gr304 com adição de AWS A5.4 E309L. Este material de adição foi escolhido de acordo com *Schaeffler* ilustrada na Figura 5.16, que ilustra as fases de austenita

e ferrita (10%) que teoricamente seriam formadas na soldagem. As composições químicas usadas estão na Tabela 5.3.

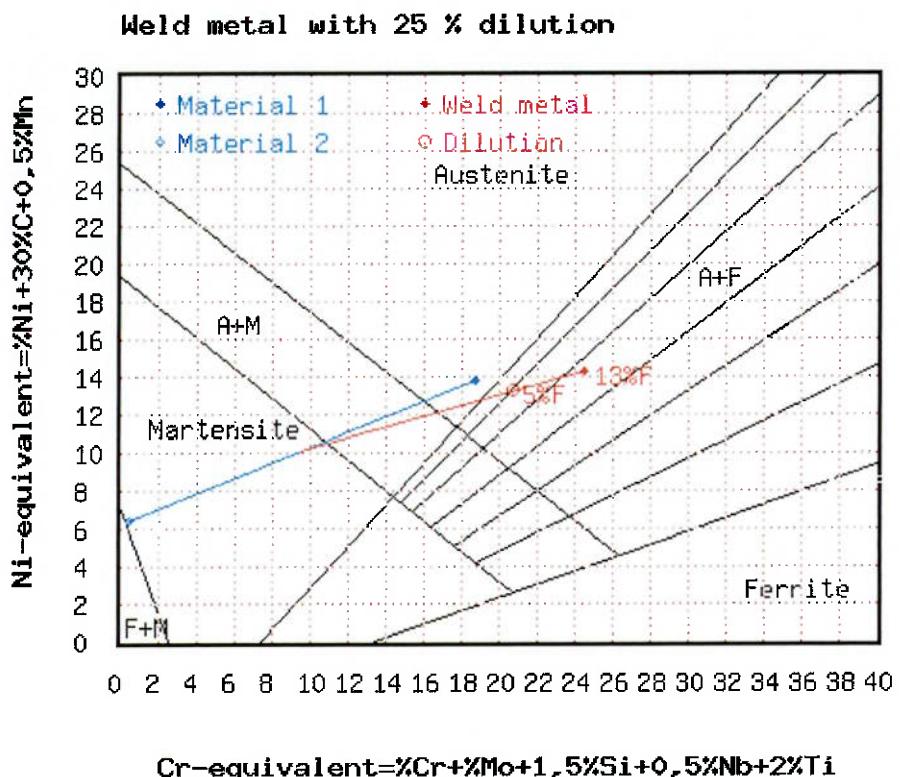


Figura 5. 16 – Diagrama de Schaeffler para ASTM A36 e ASTM A240 Gr304.

Tabela 5. 3 – Composição química utilizada no diagrama de Schaeffler.

Material	AWS A5.4 E309L	ASTM A240 Gr304	ASTM A36
Níquel	13,0	8,0	-
Cromo	23,5	18,0	-
Carbono	0,03	0,08 máx.	0,26 máx.
Manganês	0,8	-	1,35 máx.
Silício	0,6	0,75 máx.	0,40 máx.
Titânio	-	-	-
Molibdênio	-	-	-
Níobio	-	-	-
Fósforo	0,02	0,45 máx.	0,04 máx.
Enxofre	0,01	0,30 máx.	0,04 máx.

Na análise metalográfica do CP-06 é ilustrada na Figura 5.17. Na Figura 5.17 (a) é ilustrado a região entre a metal de base em ASTM A240 Gr304 até a zona fundida, nesta região observamos o crescimento de grãos na zona afetada pelo calor. A região da interface foi possível observar nitidamente os limites entre os dois materiais. Contudo, no interior da zona fundida imediatamente após a linha de fusão é notória a presença de uma zona de transição, constituída por uma faixa clara, cuja extensão varia de algumas dezenas de microns. Esta zona de transição é composta por duas regiões distintas: uma lisa, na qual não são observadas as presenças tanto de contornos de grão como de interfaces entre células ou dendritas, e cuja morfologia sugere ter solidificado de forma planar; e posteriormente existe uma segunda zona, desta vez com características de crescimento celular, conforme observado na Figura 5.17 (c). Por fim, tem-se o volume do metal de solda cuja morfologia varia entre celular dendritico e colunar dendritico [Silva, 2012].

Na Figura 5.17 (b) e Figura 5.17 (d) podemos observar a zona afetada pelo calor do material de base ASTM A36, ilustra o metal de base, o refino de grão e o crescimento de grãos, regiões comum para este tipo de material. Na zona próxima a zona de ligação temos a formação de martensita, o qual pode fragilizar a zona afetada pelo calor. Na interface da zona afetada pelo calor e zona fundida observamos uma zona chamada de zona parcialmente misturada (ZPM) em forma de "praia". As zonas parcialmente misturadas podem tornar uma solda dissimilar suscetível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e

ruptura por fadiga, as quais ocorrem com mais freqüência na microestrutura da zona afetada pelo calor dos aços estruturais [Silva, 2012].

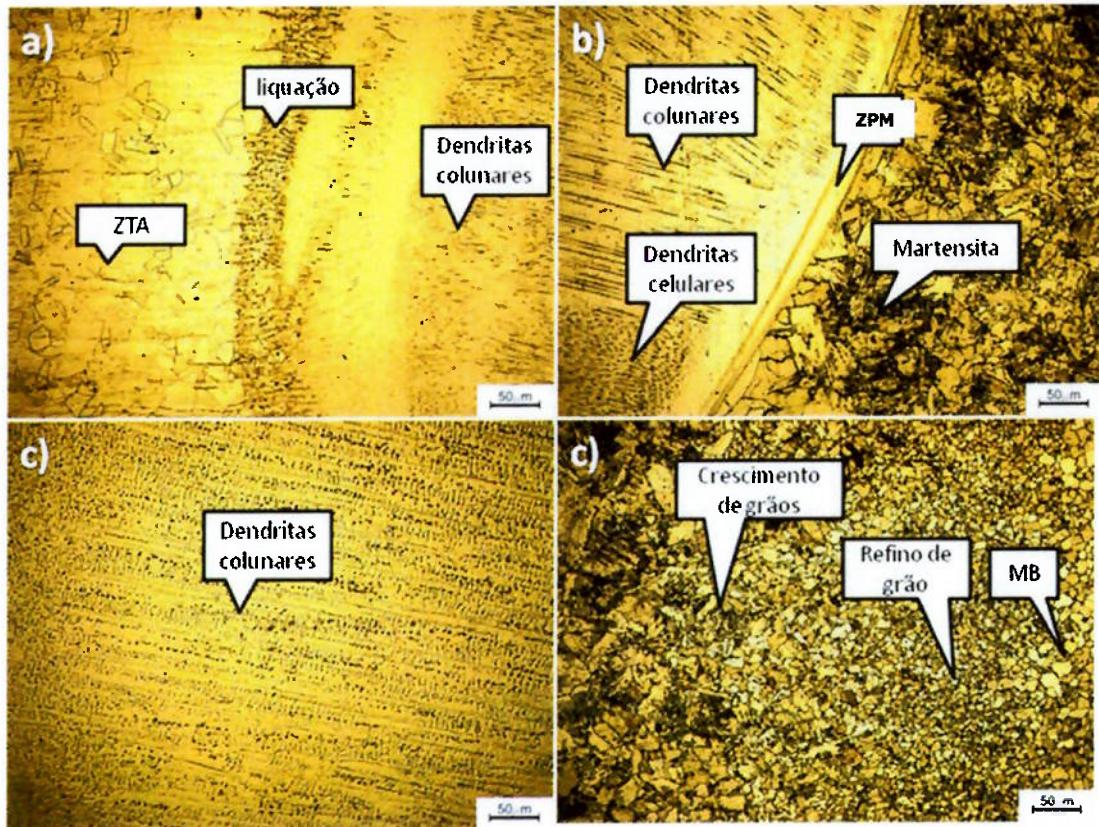


Figura 5. 17 – Metalografia CP-06 em ASTM A240 GR304 e ASTM A36 – a)Interface MB ASTM A240 GR304 e zona fundida – b)Interface MB ASTMA36 e zona fundida – c) Zona fundida – d)Zona termicamente afetada do ASTM A36.

6. CONCLUSÕES

Os parâmetros de soldagens adotados neste trabalho são bons pois os resultados dos ensaios destrutivos e não destrutivos demonstraram que as juntas soldadas de materiais similares e dissimilares apresentaram resistência mecânica e ausência de defeitos típicos de soldagem.

O ensaio de líquido penetrante realizado na superfície das juntas soldadas, raiz e face, não apresentaram defeitos mais comuns como trincas e poros. Porém na entrada e saída da solda apresentou trincas por falta de fusão. Essas regiões são áreas de descarte comum em todas as juntas soldadas.

Os resultados do ensaio de raio-x confirmaram os defeitos superficiais do ensaio de líquido penetrante e encontrou-se inclusão de tungstênio no inicio da junta soldada, pois o processo de abertura de arco elétrico ocorre com o processo de *lift arc*, desta forma para não ocorrer mais inclusão de tungstênio deve-se utilizar um ignitor de alta freqüência para abertura do arco para que não ocorra contato do tungstênio na junta para abertura de arco.

As juntas soldadas similares que foram submetidos ao carregamento de tração transversal ao sentido do cordão de solda apresentaram limite resistência igual ao metal de base, pois a fratura dúctil ocorreu no metal de base e não na solda. Para as soldas dissimilares ocorreu o mesmo comportamento da soldagem similar, porém a fratura dúctil ocorreu sempre no metal de base de menor resistência a tração.

Nas micrografias da região da linha de fusão entre o metal de adição e o aço ASTM A240 Gr304 ou ASTM B443 UNS N06625, observa-se a presença de

uma zona parcialmente misturada, constituída de austenita e dendritas de ferrita delta.

Na zona de ligação entre a solda e o metal de base possui uma região parcialmente misturada, para a qual ocorre um processo de mecanismo de solidificação. Segundo o modelo existe locais onde o ponto de fusão é maior que o ponto de fusão da liga, o que é devido à concentração diferenciada do soluto.

Soldas dissimilares são conhecidas por exibir uma zona parcialmente misturada onde a microestrutura e a composição química são diferentes daquelas do metal base adjacente à zona fundida. Esta zona tende a formar-se perto da interface do metal base que possui maior ponto de fusão, sendo que as correntes de convecção não são suficientes para promover um fluxo adequado de fluido e a homogeneização da poça fundida.

7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Para continuar o trabalho a realização de microscopia eletrônica de varredura para determinar as microestruturas, composição químicos e precipitados na região da solda, zona de ligação e na zona afetado pelo calor, que não foram possíveis de analisar com a microscopia óptica. Além da realização do ensaio de microdureza.

Ensaios adicionais de corrosão devem ser realizados para verificar o comportamento da juntas soldadas em ambiente de trabalho extremo, como água do mar, petróleo e reatores químicos. E verificar necessidade de um possível tratamento térmico pós soldagem.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. CAMPOS, W.R.C.; Gomes, F.J.O.; Gonçalves, T.N.; Soares, B.A.. Caracterização Microestrutural de Solda Dissimilar – Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 com Adição de Liga de Níquel Inconel 625. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, vol. 6, nº 1, p. 19-23, jul.-set. 2009.
2. LIMA, L.I.L.; Silva, G.M.; Chilque, A.R.A.; Schvartzman, M.M. A.; Bracarense, A.Q.; Quinan, M.A.D.. Caracterização Microestrutural de Soldas Dissimilares dos Aços ASTM A-508 e AISI 316L. *Soldagem & Inspeção*, vol.15, nº 2, pag. 112-120 abr.-jun. 2010.
3. DUPONT, J.N.; Lippold, J.C.; Kiser, S.D.; - *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys* – 1º Edição – Wiley-Interscience – 2009.
4. CALVO, W.A.P.; Avaliação e caracterização da liga de níquel tipo 600 após processo de soldagem por fusão Tig, Arco Plasma e Laser- *Dissertação de mestrado* – IPEN – 1997;
5. INCONEL ALLOY 625 – Publication number SMC-063 – Special Metals Corporation 2006 –
<http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20625.pdf> –
Acessado em 15/01/2013.

6. LI, D.; Guo, Q.; Peng, K.; Wu, Z.. The Microstructure Evolution and Nucleation Mechanisms of Dynamic Recrystallization in Hot-Deformed Inconel 625 Superalloy. *Materials and Design*, vol. 32, pg. 696–705, 2011
7. PÉREZ, G.J.A.; Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo – Universidade Federal do Ceará – Fortaleza – 2005.
8. HOSFORD, W.F.; *Physical Metallurgy* – 2º Edição – CRC Press – Boca raton/FL 2010.
9. LIPPOLD, J.C.; Kotecki, D.J.; *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel* – Wiley-Interscience – 2005.
10. MILAN, M.T.; Maluf, O.; Spinelli, D.; Filho, W.W.B.; *Metais Uma visão objetiva* – Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas – São Carlos/SP 2004.
11. FORTES, C.; *Metalurgia da Soldagem*; ESAB – 2004;
12. SCHWEDERSKY, M.B.; Dutra, J.C.; Okuyama, M.P.; Silva, R.H.G.; - Soldagem Tig de elevada produtividade: Influência dos Gases de Proteção na Velocidade Limite para Formação de Defeitos – Universidade Federal de Santa Catarina – 2011;

13. WAINER, E.; Brandi, S. D.; Melo, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995.
14. QUITES, A.M.; Metalurgia na Soldagem dos Aços – Soldasoft - 1º Edição - 2008.
15. HELZER, H.B.; Cary, S.C.; Modern Welding Technology – 6º Edição – Pearson Prentice Hall – Columbus/OH – 2005.
16. ANDREUCCI, R.; Ensaio por Líquidos Penetrantes - Abendi – Janeiro 2008.
17. ANDREUCCI, R.; Radiologia Industrial – Abendi – Janeiro 2009.
18. CALLISTER Jr, W.D.. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma abordagem Integrada, 2º edição, Rio de Janeiro, 2006.
19. GARCIA, A., SPIM, J.A., dos SANTOS, C.A.. Ensaios dos Materiais, 1º edição, Rio de Janeiro, 2000.
20. SOUZA, S.A.. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos, 5º edição, São Paulo, 1995.

21. ASTM A36 - Standard Specification for Carbon Structural Steel. West Conshohocken, United States, 2008.
22. ASMT A240 - Standard Specification for Chromium and Chromium Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. West Conshohocken, United States, 2012.
23. ASTM B443 - Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy (UNS N06625) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219)* Plate, Sheet, and Strip. West Conshohocken, United States, 2009.
24. ASTM A370 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, United States, 2012
25. ASTM E8M - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, United States, 2011
26. ASTM E190 – Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds. West Conshohocken, United States, 1992 (Reapproved 2008).
27. ASTM E165 - Standard Practice for Liquid Penetrant Examination for General Industry. West Conshohocken, United States, 2012.

28. CANTARIN, T.N.. Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW, São Paulo, 2011.
29. SILVA, C.C., Afonso, C.R.M., Ramirez, A.J., Motta, M.F., Miranda, H.C., Farias, J.P., Aspectos metalúrgicos de revestimento dissimilares com superliga à base de níquel Inconel 625, Soldagem Inspeção, Jul/Set 2012.
30. SCHAEFFLER, A. L.; - Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress, v. 56, p. 680-680B, 1949.
31. ASM Handbook Committee - ASM Metal Handbook Vol. 9 – Metallography and Microstructures – 2004.
32. ASM Handbook Committee - ASM Metal Handbook Vol. 17 – Nondestructive Evaluation and Quality Control – 1992.
33. COLPAERT, H.; Silva, A.L.V.C.; Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns – Blucher - 4º Edição – Villares Metals – 2008.
34. ASM Handbook Committee - ASM Metal Handbook Vol. 8 – Mechanical Testing and Evaluation – 2000.

ANEXO I – GRÁFICOS DE ENSAIO DE TRAÇÃO