



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado - Doutorado

CARACTERIZAÇÃO DO AÇO SAE 8630 MODIFICADO E AMANTEIGADO COM INCONEL 625 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG

Por

Esdras Carvalho da Costa

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba
para obtenção do grau de Mestre.*

João Pessoa – Paraíba

Março, 2013.

ESDRAS CARVALHO DA COSTA

**CARACTERIZAÇÃO DO AÇO SAE 8630
MODIFICADO E AMANTEIGADO COM
INCONEL 625 PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM MIG**

Dissertação apresentada ao curso de Pós–
Graduação em Engenharia Mecânica da
Universidade Federal da Paraíba, em
cumprimento às exigências para obtenção
do Grau de Mestre.

Orientador: Severino Jackson de Guedes Lima, Ph. D

João Pessoa–Paraíba

Março, 2013.

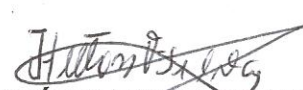
**CARACTERIZAÇÃO DO AÇO SAE 8630
MODIFICADO, AMANTEIGADO COM INCONEL 625
PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG**

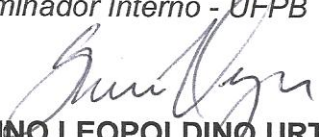
por

Esdras Carvalho da Costa

Dissertação aprovada em 27 de março de 2013


Prof. Dr. SEVERINO JACKSON GUEDES DE LIMA
Orientador – UFPB


Prof. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA
Examinador Interno - UFPB


Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
Examinador Externo – UFPE

DEDICATÓRIA

O Deus, que vem me abençoando e demonstrando a sua presença em minha vida.

A meus pais Janildo Barbosa da Costa e Izabel Carvalho da Costa por todo o apoio, esforço e dedicação prestados gratuitamente a mim de forma incondicional e movidos pelo amor. “Senhor, agradeço-vos por tudo o que me tens dado inclusive os meus pais que me destes os quais tanto admiro em meu coração. Fazei que eu os ame sempre mais e que eles se sintam amados. A minha querida irmã Janiza que sempre está ao meu lado, nos bons e maus momentos de nossas vidas. As grandes alegrias que tivemos juntos com nossos pais e o enorme incentivo que me dão até hoje. "Amo todos vocês."

Aos amigos que estiveram presentes como Alexandre Kelly, Arthur, Fabrício, Itânio, Jackson, Jefferson, José Gonçalves, Marçal, Márcia, Rafael, Romoaldo, Sandra, Saulo e Valdenor.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Severino Jackson de Guedes Lima, Ph. D. por ter me ajudado nesse tema interessante, me orientar nesse projeto.

Ao professor José Gonçalves, por ter me ajudado nesse tema interessante e me orientar nesse projeto.

Ao professor José Hilton, por ter me ajudado nesse tema interessante e me orientar nesse projeto.

Ao professor Severino Leopoldino Urtiga Filho, por ter participado no meu desenvolvimento como mestrando e atribuído esclarecimentos importantes quanto a minha pesquisa.

À todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFPB.

A todos os colegas do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, por todos os momentos compartilhados, que jamais serão esquecidos, pois fazem parte de uma etapa muito importante da minha vida.

CARACTERIZAÇÃO DO AÇO SAE 8630 MODIFICADO E AMANTEIGADO COM INCONEL 625 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG

RESUMO

Com as recentes revelações da existência de jazidas de petróleo no território brasileiro. Fez-se que os responsáveis pela exploração destas regiões, se demonstrem apreensivos quanto ao desenvolvimento de tecnologias para a extração de petróleo e de gás natural em águas profundas. Neste trabalho acadêmico, com o uso de uma dessas tecnologias em desenvolvimento, foi abordado o uso do metal de base o aço SAE 8630 modificado, amanteigado pelo metal de adição INCONEL 625 (AWS E NiCrMo-3) através do processo de soldagem MIG. Para minimizar a constituição da martensita, foram aplicados ciclos térmicos de têmpera de 873°C em um intervalo de uma hora e mais dois ciclos térmicos de alívio de tensões (antes e após o amanteigamento), ambos em temperaturas de 677°C em um intervalo de duas horas. Verificou-se a presença de processos de difusão de elementos químicos e formação de possíveis precipitados. Estes foram caracterizados pelos ensaios de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura juntamente com o EDS e alterações quanto a microdureza e dureza foram observadas antes e após o tratamento térmico de alívio de tensões. Sendo estes resultados metalúrgicos e mecânicos analisados em áreas próximas das regiões do MB, ZTA, ZL e MB.

Palavras chave: *aço SAE 8630 modificado, AWS ER NiCrMo-03, soldagem MIG, amanteigamento, caracterização metalúrgica, dureza e microdureza.*

DESCRIPTION OF STEEL SAE 8630 MODIFIED AND BUTTERED INCONEL 625 WITH THE PROCESS WELDING MIG

ABSTRACT

With the recent discovery of the existence of oil deposits in Brazil. Those responsible for the exploitation are becoming increasingly aware of the development of technologies for the extraction of oil and natural gas in deep waters. In this scholarly work, one of these developed technologies, the base metal steel SAE 8630 modified by the addition of metal buttery INCONEL 625 (AWS ER NiCrMo-3) through the MIG welding process, was investigated. To minimize the formation of martensite thermal cycles of annealing 873°C in a period of one hour and two thermal cycles strain relief (before and after buttering), both at temperatures of 677°C in a range of two hours. After these processes it was possible to verify the presence of diffusion processes of chemical elements and formation of possible precipitates. These trials were conducted by optical microscopy and scanning electron microscopy coupled with EDS while changes in hardness and toughness were observed before and after heat treatment for stress relief of the metal. These are the metallurgical and mechanical results from analysis of the areas close to regions of the MB, HAZ, ZL and MB.

Keywords: SAE 8630 modified AWS ER NiCrMo-03, MIG welding, buttering, metallurgical characterization, hardness and micro hardness.

SUMÁRIO

RESUMO	vi
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE QUADROS E TABELAS	xiv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xv
CAPÍTULO I	01
1. APRESENTAÇÃO	01
1.1 INTRODUÇÃO	01
1.2 ASPECTOS GERAIS	03
1.3 OBJETIVOS	03
1.3.1 OBJETIVO GERAL	03
1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	03
CAPÍTULO II	04
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
2.1 ELEMENTOS DE LIGA	04
2.2 ASPECTOS GERAIS SOBRE OS AÇOS	04
2.2.1 Aço SAE 8630 modificado	05
2.2.2 Soldabilidade dos aços	06
2.3 INCONEL 625	07
2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG	08
2.4.1 Soldagem por amanteigamento	10
2.4.2 Variáveis do processo de soldagem	11
2.5. TRATAMENTO TÉRMICO	14
2.5.1 Têmpera	14
2.5.2 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (Revenimento)	15

2.5.3 Preaquecimento	15
2.6 METALURGIA DA SOLDAGEM	16
2.6.1 Zona de fusão (ZF)	17
2.6.2 Zona termicamente afetada (ZTA)	18
2.6.3 Diluição	22
CAPÍTULO III	27
3. MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1 MATERIAIS DE CONSUMO	27
3.1.1 Metal de base	27
3.1.2 Metal de adição	28
3.1.3 Gás de proteção	29
3.2 PREPARAÇÃO DA AMOSTRA	29
3.3 MONTAGEM E PRÉ – AQUECIMENTO	33
3.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM	35
3.5 EXECUÇÃO DE SOLDAGEM	36
3.6CORTE E TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO	37
DETENSÕES	
3.7 ENSAIOS MECÂNICOS DE DUREZA E MICRODUREZA	39
3.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	41
CAPÍTULO IV	42
4.RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
4.1 INSPEÇÃO VISUAL	42
4.2 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA	43
4.3ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA POR	48
VARREDURA (MEV)	
4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA E DUREZA	51
CAPÍTULO V	59
5.CONCLUSÕES	59
CAPÍTULO VI	60
6.SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	60
CAPÍTULO VII	61
7.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61

LISTA DE FIGURAS

Figura 01:	Representação dos dois conjuntos de elementos que serão pesquisados.	02
Figura 02:	Representação esquemática do processo GMAW.	09
Figura 03:	Efeito da tensão no cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.	12
Figura 04:	Distância entre o bico de contato e a peça.	13
Figura 05:	Regiões de uma junta soldada.	17
Figura 06:	Ilustração da nucleação epitaxial e crescimento competitivo.	18
Figura 07:	Estruturas da ZTA em monopasse correspondente a: RGG, RGF, RIC, D-RSC.	20
Figura 08:	Estruturas da ZTA em multipasse	21
Figura 09:	Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição.	22
Figura 10:	Em detalhe a Zona Parcialmente Diluída.	23
Figura 11:	Modelo da poça de fusão.	24
Figura 12:	Estruturas do tipo praia.	25
Figura 13:	Estruturas do tipo baía.	26
Figura 14:	Estruturas do tipo ilha.	26
Figura 15:	Chapa do metal de base SAE 8630.	27
Figura 16:	Bobina do metal de adição E NiCrMo-3.	28
Figura 17:	Tarugo do metal de base SAE 8630 forjado.	29
Figura 18:	Preparação dos corpos-de-prova.	30
Figura 19:	Corpos de prova.	30
Figura 20:	Peças preparadas para o TTAT.	30

Figura 21:	Cobertura de limalha de ferro fundido.	30
Figura 22:	Ciclo térmico de têmpera para o aço SAE 8630.	31
Figura 23:	Ciclo térmico de revenido para o aço SAE 8630.	32
Figura 24:	Verificação da calibração do forno elétrico pelo termopar.	32
Figura 25:	Peça com a aba antes do processo de soldagem.	33
Figura 26:	Peça fixada no suporte.	33
Figura 27:	Peça em pré-aquecimento.	34
Figura 28:	Controle da temperatura com o pirômetro.	34
Figura 29:	Equipamento de soldagem.	35
Figura 30:	<i>Laptop</i> e o <i>Software</i> utilizados.	35
Figura 31:	Gráfico da tensão (V).	36
Figura 32:	Gráfico da V_a (m/min).	36
Figura 33:	Gráfico da corrente (A).	36
Figura 34:	Gráfico em conjunto da U, V_a e A.	36
Figura 35:	Primeira camada de 4 passes.	37
Figura 36:	Última camada de 4 passes.	37
Figura 37:	Processo de fresagem.	38
Figura 38:	Processo de corte pela eletro-erosão.	38
Figura 39:	Ciclo térmico de alívio de tensões para o aço SAE 8630.	38
Figura 40:	Ensaio de dureza. A–ZTA; B–Linhas de indentações de dureza; C–1º e 2º passes.	39
Figura 41:	Perfil da microdureza da junta soldada.	40
Figura 42:	Perfil do procedimento do cálculo da média da microdureza.	40
Figura 43:	Corpos de prova para os ensaios realizados.	41
Figura 44:	Inspeção Visual da amostra sem TTAT.	43
Figura 45:	Inspeção Visual da amostra com TTAT.	43
Figura 46:	Imagem do aço SAE 8630 temperado. Nital 2% e resolução 200x.	43
Figura 47:	Imagem do aço SAE 8630 temperado e revenido. Nital 2% e resolução 200x.	44
Figura 48:	Imagem da ZPF com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.	45
Figura 49:	Imagem da ZPF com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.	46
Figura 50:	Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 500x.	47

Figura 51:	Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.	47
Figura 52:	Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.	48
Figura 53:	Imagem dos principais elementos químicos ao longo da junta através do EDS.	50
Figura 54:	Imagem em destaque dos picos de molibdênio e nióbio.	50

LISTA DE TABELAS E GRÁFICOS

TABELAS

Tabela 01:	Composição química do aço SAE 8630 (% massa).	28
Tabela 02:	Resistência e deformações do aço 8630 estudado.	28
Tabela 03:	Composição química do aço E NiCrMo - 3 (% massa)	29
Tabela 04:	Principais fases de carbonetos encontradas nas ligas de níquel.	49
Tabela 05:	Média das linhas da microdureza sem TTAT.	52
Tabela 06:	Média das linhas da microdureza com TTAT.	53
Tabela 07:	Média das médias das linhas da microdureza com e sem TTAT.	55
Tabela 08:	Média da Dureza sem TTAT.	57
Tabela 09:	Média da Dureza com TTAT.	57

GRÁFICOS

Gráfico 01:	Diagrama de Transformação Tempo – Temperatura do aço 8630.	44
Gráfico 02:	Microdureza sem tratamento térmico de alívio de tensões.	54
Gráfico 03:	Microdureza com tratamento térmico de alívio de tensões.	54
Gráfico 04:	Média das médias da Microdureza com e sem tratamento de alívio de tensões.	56

LISTA DE SÍMBOLOS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ANP	Agência Nacional do Petróleo
AP	Área de Penetração
API	<i>American Petroleum Institute</i>
AP	Área de Penetração
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASM	<i>American Society Materials</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding society</i>
CC	Carbono Equivalente
CCC	Cubo de corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cubo de Face Centrado
CENPES	Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Petrobrás
DCEP	<i>Direct Current Electrode Positive or Reverse polarity</i>
DCEN	<i>Direct Current Electrode Negative or Straight polarity</i>
EDS	<i>Energy Dispersive Spectrometry</i>
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>
GASBOL	Gasoduto Brasil – Bolívia
GMAW	<i>Gas Metal ArcWelding</i>
HSLA	<i>High Strenght Low Alloy</i>
HCP	Hexagonal Cúbica
ICGC	<i>Intercritically reheated grain – coarsened</i>
LF	Linha de Fusão
LMG	Limites de Migração dos Grãos

LSG	Limites de Solidificação dos Grãos
LSS	Limite de Solidificação de Sub – Grãos
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MA	Metal de Adição
MB	Metal Base
MS	Metal de Solda
MIG	<i>Metal Inerte Gas</i>
MCP	<i>Metal Cracking Parameter</i>
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
NE	Nucleação Epitaxial
SAE	<i>Society American Engineer</i>
SCGC	<i>Subcritically reheated grain – coarsened</i>
SCGR	<i>Supercritically reheated grain – refined</i>
SMAW	<i>Submerse Metal Arc Welding</i>
TIG	<i>Tungstenio Inerte Gas</i>
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
UAGC	<i>Unaltered grain – coarsened</i>
ZF	Zona de Fusão
ZL	Zona de Ligação
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZTA	Zona Termicamente Afetada
γ	Matriz do Níquel

CAPÍTULO I

1. APRESENTAÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO

Vários tipos de aços são usados para a construção de estruturas submarinas no setor petrolífero. No entanto, alguns aços possuem baixa soldabilidade devido ao alto teor de carbono e alta porcentagem de elementos de liga, formadores de fases frágeis durante o resfriamento. A resistência à corrosão destes aços não são adequadas, necessitando, em algumas aplicações, a utilização de técnicas para aumentar a resistência à corrosão. Como modelos para adquirir a resistência à corrosão e o bom desempenho estrutural, são utilizados revestimentos anti-corrosivos que são depositados por meio de processo de soldagem. Como exemplo tem-se as Árvores de Natal Molhada, *Manifolds* e conectores que utilizam soldagens por revestimento. Na indústria do petróleo, a soldagem de materiais dissimilares é empregada por meio do revestimento de superfícies internas, em áreas de passagens e vedações, para minimizar os efeitos agressivos dos fluidos produzidos, e nas áreas externas, comumente, usa-se a proteção catódica com o intuito de prevenir à corrosão marinha, (CANTARIN, 2011).

Não raro, ocorrerem acidentes envolvendo a soldagem dos materiais dissimilares de aços de baixa liga e os ricos em níquel. Em 2001, houve uma falha no conector da Árvore Natural Molhada e em seis linhas de fluxo no mar do Norte. Outro acidente ocorrido recentemente no Golfo do México em 2005, foi provocado por uma falha na soldagem destes materiais. As duas falhas apresentaram uma morfologia de fratura com áreas de clivagem. As principais causas de fratura foram atribuídas à presença de fase martensita

com alta dureza, contendo precipitados de segunda fase e fragilização por hidrogênio, (CANTARIN, 2011).

Quanto as ligas de metais de solda, os fabricantes vem desenvolvendo materiais resistentes a corrosão e de boas propriedades mecânicas, com o intuito de atender aos agentes agressivos decorrentes da exploração do petróleo. A escassez do petróleo e o alto índice de consumo de seus derivados, possibilita a busca contínua da extração destes em ambientes agressivos de águas profundas e ultraprofundas. Porém o uso destas ligas trás novas experiências técnicas, pois em se tratando de estruturas *offshore*, suas reações quanto ao comportamento à fratura e em relação ao ambiente no qual será trabalhado, há uma extrema relevância em termos de confiabilidade destas, (LEITE, 2009).

Estes problemas mencionados, dentre outros, motivaram esta pesquisa, visando estudar a interface do aço SAE 8630 modificado e o INCONEL 625, conforme a Figura 01, considerando que este conjunto é muito utilizado em instalações para a exploração de petróleo em águas submarinas. É de grande relevância analisar e avaliar o desempenho destas juntas soldadas e entender os fenômenos metalúrgicos ocorridos na região da solda.

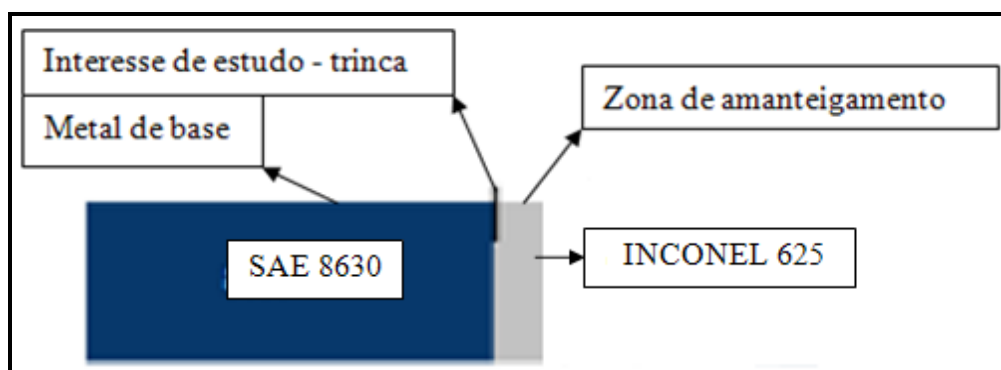


Figura 01: Representação dos dois conjuntos de elementos que serão pesquisados.

Em nível mundial, as indústrias de extração de petróleo vêm restringindo a utilização de materiais nobres para a resistência a corrosão como aços inoxidáveis duplex e austeníticos, substituindo ou por materiais menos nobres como os aços de baixa liga, que atendam as mesmas necessidades estruturais, com o principal interesse de viabilizar economicamente o seu uso.

1.2 ASPECTOS GERAIS

Segundo a Agência Nacional do Petróleo (ANP, 2010), na década de 90 alavancou um desenvolvimento crescente na exploração de petróleo e gás natural, tendo em vista um aumento em porcentagem de 75% comparado com a década anterior. Houve no início da década uma extração de 36, 6 milhões de m³, enquanto que no final da década atingiu-se a mais de 63,9 milhões de m³. Nesta mesma década, o consumo de gás natural, no início dos anos 90, era de 2,4 bilhões de m³ e em 1999 já era de 5,3 bilhões de m³ consumidos, ano no qual começou a funcionar as operações do gasoduto Brasil-Bolívia (GASBOL), ampliando ainda mais a oferta do gás natural. Da década de 90 até o contemporâneo momento, a exploração do nosso petróleo vem sempre se expandindo, conforme a Agência Nacional do Petróleo (ANP, 2010). No mês de dezembro do ano de 2010 a produção de petróleo foi de 2.180 mil barris por dia tendo um aumento de 9,1% no mesmo mês de 2009. No mês de Dezembro do ano de 2010 a produção de gás natural foi de 69 milhões m³ por dia, tendo um aumento de 14,5 % com relação ao de 2009.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 OBJETIVO GERAL

Estudar, através de ensaios metalúrgicos e mecânicos, as modificações ocorridas, quando do amanteigamento do aço SAE 8630 modificado com INCONEL 625, antes e após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT).

1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Caracterizar o metal de base SAE 8630, após o revestimento com metal de adição AWS E NiCrMo-3 (INCONEL 625), utilizando o processo de soldagem MIG, após o tratamento térmico de alívio de tensões, examinando as modificações ocorridas na:

- Dureza e microdureza na região envolvida no processo;
- Micrografia e Macrografia.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ELEMENTOS DE LIGA

Os aços formam um grupo complexo de ligas em uso comum. O efeito sinérgico dos elementos de liga e o tratamento térmico produz uma enorme variedade de microestruturas e, conseqüentemente, das propriedades destes materiais. É de se notar os efeitos sinérgicos dos elementos de liga. Ou seja, os efeitos de dado elemento de liga são alterados pela presença de outros elementos de liga. Essas relações internas devem ser consideradas, quando se têm alterações na composição de um aço, (ASM, 1993).

Atanázio (2006), cita que quando elementos de liga são utilizados em conjunto, trazem aos aços propriedades diferentes comparado ao seu estado de origem, tornando-os mais eficazes, através do aumento da resistência à tração, da penetração da têmpera, e da resistência à corrosão, e da diminuição da fragilização no revenido.

2.2 ASPECTOS GERAIS SOBRE OS AÇOS

Na visão de Souza (2008), houve grandes avanços nos últimos anos na indústria siderúrgica, promovendo melhorias nos produtos de aciaria, tanto nos processos de fabricação, quanto na descoberta de novas composições químicas, em prol de encontrar aços mais resistentes mecanicamente. O aumento da resistência mecânica destes, promoveu redução de peso dos produtos finais, resultando numa benéfica diminuição de custo. Tal progresso tem permitido a utilização do aço, em concorrência com polímeros e ligas de alumínio.

Chiaverini (2002), cita que entre os materiais de construção, o aço tem uma posição privilegiada, pois combina resistência mecânica, trabalhabilidade, disponibilidade e baixo custo. Assim sendo, sua aplicabilidade possui uma vasta extensão, em todos os campos da engenharia, tanto em estruturas fixas, como de edifícios, pontes, etc., quanto em estruturas móveis, como na indústria ferroviária, automobilística, naval e aeronáutica. Os principais pontos a serem destinados e adquiridos em um aço estrutural são: alta tensão de escoamento, tenacidade adequada, boa soldabilidade, boa conformidade e baixo custo.

2.2.1 Aço SAE 8630 modificado

O aço SAE 8630 pode ser considerado da classe dos aços de baixa liga e de médio carbono. A temperabilidade destes aços é assegurada pela adição de aproximadamente 1% de cromo, juntamente com 0,4% de molibdênio, de 0,6% à 1,0% de níquel e com teor de carbono próximo a 0,3%, esta composição tipicamente classifica o aço SAE 8630 modificado. Uma das limitações da adição de níquel é a maior suscetibilidade destes aços à fragilização pelo hidrogênio, já que são usados em ambientes submarinos e em meios contendo H_2S , tanto para material de base quanto de adição, (FONTES, 2008).

Os aços de baixa liga e de médio carbono possuem entre 0,25% à 0,50% de carbono e não mais que 5% de elementos de liga. Tornam-se endurecíveis por têmpera, transformando sua microestrutura em martensítica, que, através de ciclo térmico de revenido, ajusta-se suas propriedades mecânicas de dureza, tenacidade, resistência mecânica e ductilidade, (ASM, 1993).

Nas condições de temperado e revenido, apresenta como principal microestrutura, a martensita revenida. O que promove a diferença da microestrutura entre estes aços são: concentrações nos teores de carbono, a temperatura de alívio de tensões (revenido) e o tamanho dos grãos autênticos de origem. O aparecimento de microestruturas complexas e de difícil identificação por microscopia ótica são bastante comuns, como é o caso de aços multifásicos, onde identificar componentes aciculares (martensita e bainita) e discernir entre ferrita e austenita retida, é extremamente confuso, (COLPAERT, 2008).

Alguns elementos de liga são considerados formadores de precipitados, tais como o vanádio com porcentagem em peso limitado em 0,1%, onde este elemento quando adicionado aos aços aumentam a tensão de ruptura e a dureza. O titânio com porcentagem

em peso não mais que 0,07%, atua como refinador de grãos, além de ser um formador de carbonetos, fica disperso pela matriz, melhora a resistência mecânica do material e age como estabilizador de carbonetos de cromo e molibdênio. O nióbio com porcentagem em peso não mais que 0,05%, atua também como refinador de grãos formando carbonetos estáveis em altas temperaturas e conservando-os durante o processo de forjamento, acima da temperatura de transformação, mantendo assim a tensão de ruptura e tenacidade. O molibdênio atua no aumento da resistência mecânica (limite de escoamento, ruptura e fadiga) em altas temperaturas em consequência da formação de carboneto Mo_2C . Os carbonetos e nitretos que se precipitam na matriz, inibem o movimento dos contornos de grãos durante o tratamento térmico, dificultando o crescimento de grãos promovendo o refino da microestrutura, (CANTARIN, 2011).

2.2.2 Soldabilidade dos aços

Os grandes problemas da soldabilidade dos aços é a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio e a perda da tenacidade na ZTA e na ZF, associada com a formação de estruturação de granulação grosseira e o aparecimento de trincas de solidificação em materiais contaminados no momento da soldagem com alto aporte térmico, ou com baixo aporte térmico a formação de martensita na soldagem. A seleção de consumíveis ou de um projeto ou execução inadequada, acarretará problemas de porosidade, mordeduras, falta de fusão, corrosão, etc. A solução perfeita seria que uma junta apresentasse resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e resistência à corrosão uniformes ao longo da solda e similares às propriedades do material adjacente. Na grande maioria, a produção de uma solda envolve o uso de calor e/ou deformação plástica, resultando em uma estrutura metalúrgica diferente da do metal base. Procurando evitar tais problemas, é preciso conhecer as respectivas complicações que os materiais apresentam ao serem soldados, os fatores do material, do projeto e do procedimento de soldagem que as afetam e a sua influência no comportamento em serviço da estrutura soldada, (MODENESI, 2001).

A norma API 5L (2000), cita que no mínimo, cada análise exigida deve incluir os seguintes elementos:

- a) Carbono (C), manganês (Mn), fósforo (P), enxofre (S), cromo (Cr), nióbio (Nb), cobre (Cu), molibdênio (Mb), níquel (Ni), silício (Si), titânio (Tn) e vanádio (V);
- b) O Boro (B), se a análise de calor indicar um teor de boro (B) menor que 0,001%;
- c) Qualquer outro elemento de liga, desde que seja adicionado a produção para outros fins que não seja desoxidação.

O cálculo do carbono equivalente (CE) é baseado na análise do produto e deve ser calculado usando a fórmula de Ito–Bessyo (Pcm), na situação em que o teor de carbono (C) for superior a 0,12%, no uso da seguinte fórmula:

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5} \quad (1)$$

Conforme a norma API 5L (2000) se dispõe um parâmetro conhecido como CE(IIW), com o intuito de avaliar o grau de susceptibilidade ao trincamento a frio para aços API que apresentam teores de carbono superiores a 0,12 %, de acordo a equação (1) que demonstra o parâmetro do Pcm. O valor obtido pelo Pcm, é através da análise de maior ou menor influência dos diferentes elementos de liga na composição química do aço e conseqüentemente na microestrutura resultante e propriedades mecânicas em toda a junta soldada. Esta norma aconselha que o valor máximo de Pcm não seja superior a 0,43%, e quanto menor o valor de Pcm, melhor será a capacidade de soldabilidade do aço.

2.3 INCONEL 625

O INCONEL 625, conhecido em termos técnicos como AWS E NiCrMo–3, material de excelente qualidade, produzidas a base de ligas de níquel, sendo utilizadas nas indústrias aeroespaciais, químicas, nucleares, e principalmente, em regiões marítimas. Pode ser aplicado como metal de adição em soldas dissimilares, mantendo a resistência, a ductilidade e a solubilidade dos mais diversos materiais metálicos, sendo desenvolvido principalmente para resistir a fadiga e a corrosão tanto em temperaturas ambiente ou elevadas quanto atmosferas ambiente ou redutoras. Este possuindo adições de aproximadamente 9% de molibdênio e 4% de nióbio, que no entanto acrescem a resistência

mecânica e à resistência à corrosão. Além de endurecíveis por solução sólida, as ligas a base de níquel podem ser endurecidas por precipitação, isto é, envelhecidas, e por dispersão de óxidos refratários dentro da matriz (γ). Este procedimento provocado pelos mecanismos de endurecimento das ligas de níquel é metalurgicamente semelhante ao encontrado em outros tipos de metais, como os aços e as ligas de alumínio, (KEJELIN, 2006).

O INCONEL 625 foi projetado inicialmente para ser usado em condições de endurecimento por solução sólida, entretanto fases de precipitados intermetálicos e carbonetos são bastantes ocorrentes nestas ligas, sujeitos a tratamentos de envelhecimentos entre temperaturas de 550°C à 750 °C, (NETO, 2010).

Com alto aporte de energia usado nos processos de soldagem, as ligas de níquel, tendem a apresentar variações metalúrgicas indesejáveis, como exemplo, tem-se o excesso de liquação constitucional, que nada mais é do que uma fusão no contorno de grão ocasionado da segregação de fases com baixo ponto de fusão, gerando trincas a quente, durante o processo ou no tratamento térmico de alívio de tensões. A soldagem das ligas de níquel, incluindo o INCONEL 625, tem uma tendência em gerar precipitados em temperaturas elevadas, ocasionados pela presença em sua composição de titânio, nióbio e molibdênio. A precipitação se dá diretamente pelo teor de carbono, da temperatura final do tratamento térmico e da quantidade dos elementos de liga, (CANTARIN, 2011).

2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG

A soldagem é o principal processo de união entre metais que utiliza fontes de calor sobre pressão ou não. Suas aplicações são vastas desde a fabricação de grades e portões até equipamentos da indústria petrolífera, (BARBEDO, 2011).

O processo de soldagem MIG, classificado como GMAW, utiliza um arco voltaico entre um eletrodo de enchimento de metal contínuo e a poça de fusão. O processo é usado com uma proteção a partir de um gás fornecido externamente e sem a aplicação de pressão, (AWS, 1997). A Figura 02 representa esquematicamente o processo GMAW.

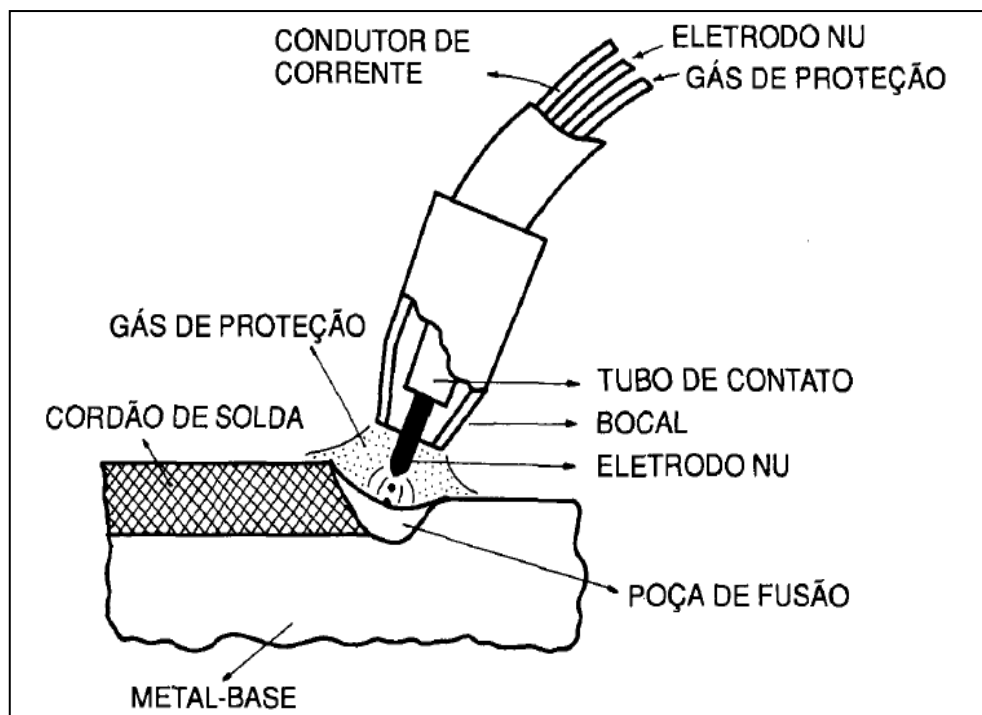


Figura 02: Representação esquemática do processo GMAW.

(WAINER, 1992).

O conceito básico do GMAW foi introduzido em 1920, mas passou a ser comercialmente disponível a partir de 1948. No início era utilizada uma densidade elevada de corrente, e um arame de diâmetro pequeno, utilizando um gás inerte para proteção do arco. Suas aplicações eram feitas para a soldagem de alumínio, tendo como resultado o termo MIG (*Metal Inerte Gas*) que era utilizado e ainda é uma referência comum para o processo. Subseqüentes processos de operação foram desenvolvidos, incluindo baixas densidades de correntes e pulsos de aplicações diretas, aplicados para uma ampla gama de materiais, bem como o uso de gases reativos (particularmente o CO_2) e outras misturas de gases. Uma variação de processos do GMAW utilizam eletrodos tubulares compostos de materiais metálicos em seus núcleos, tais eletrodos requerem um escudo de gás com o intuito de proteger a poça de uma solda da contaminação atmosférica. O GMAW pode ser operado no modo semi-automático ou automático e todos os metais comercialmente importantes, como o aço carbono, aços de baixa liga e alta resistência, aço inoxidável, ligas de aço, alumínio, cobre, titânio e níquel podem ser soldadas em todas as posições com este processo, a preocupação passa então na escolha do gás de proteção, do eletrodo e dos parâmetros de soldagem adequados, (AWS, 1997).

O processo MIG, usa como fonte de calor um arco elétrico que se mantém constantemente ativo entre um eletrodo consumível e a peça a soldar, tendo como a região de soldagem protegida pelo o fluxo de um gás inerte, (CAMPOS, 2005).

2.4.1 Soldagem por amanteigamento

O termo soldagem por amanteigamento usualmente significa a aplicação de uma camada relativamente espessa de metal de adição com fins de proporcionar uma superfície resistente a corrosão, resistente ao desgaste e restauração dimensional, mantendo as propriedades físicas, químicas e metalúrgicas do metal de base na transição de juntas de metais dissimilares, (ASM, 1993).

Os aços carbono e os aços de alta resistência e baixa liga não possuem boa resistência a corrosão, e no mais, diversas aplicações precisam ter vida útil prolongada, como nas indústrias do setor petroquímico, mineração, alimentação e farmacêutica. Para isso, o amanteigamento é aplicado em materiais sujeitos a corrosão, erosão e cavitação. A soldagem por amanteigamento, manifesta diversos problemas ocasionados principalmente pela diferença de composição química entre estes materiais, ocasionando falhas na região de interface, (CANTARIN, 2011).

Na união de materiais dissimilares, onde há diferenças de condutibilidade e expansão térmica, nestes ocorrem problemas de fissuração, fatores estes que proporcionam tensões e merecem ser observados de maneira especial nas operações impostas. A soldagem por amanteigamento trata da soldagem de metais dissimilares que promove a vantagem de se obter os benefícios de materiais mais caros, relacionados a resistência à corrosão e à brasão, através de um baixo custo relativo, (PONTES, 2012).

O diferencial entre os processos de soldagem por união e de amanteigamento, se encontra na taxa de diluição que se almeja nos processos citados, isto é, o quanto de volume de metal de adição que penetra no metal de base durante a soldagem na formação da zona fundida. Na soldagem por união o que se obtém é uma profunda penetração do metal de adição no metal de base, já a soldagem por amanteigamento tem o intuito que a superfície do metal de base adquira algumas propriedades que não são constituídas em sua essência, (PONTES, 2012; PESSOA, 2009).

2.4.2 Variáveis do processo de Soldagem

As características apresentadas nos cordões de solda, como dimensões, aspectos e propriedades mecânicas são baseadas nas variáveis do processo de soldagem, influenciando estas no aparecimento de certos defeitos, como trincas, poros e entre outros. A falta de adequação nas dimensões do cordão de solda, contribuem para a falha da estrutura soldada, pois a penetração é que determina a capacidade de carga de tensão de uma junta soldada. Sendo estas controladas separadamente, mesmo que os seus efeitos sejam influenciados conjuntamente. Dentre as diversas variáveis existentes nos processos de soldagens GMAW e FCAW as principais são a corrente de soldagem, a polaridade de corrente, a tensão, a velocidade de soldagem, extensão livre do eletrodo (*stick out*), a proteção gasosa e o ângulo de soldagem, (SMAT, 1986; BARBEDO, 2011).

A *corrente de soldagem*—é uma das principais variáveis de controle na execução de soldagem, tendo uma influência direta na penetração, transferência metálica, características geométricas do cordão, taxa de deposição, taxa de fusão do eletrodo, reforço do cordão de solda e qualidade da solda. No entanto, a corrente de soldagem é escolhida com base das espessuras das peças que serão unidas, do diâmetro do eletrodo e das características dos cordões de solda. No processo GMAW a corrente de soldagem se relaciona diretamente com a velocidade de alimentação do arame, variando esta corrente no mesmo sentido. É de extrema importância que a corrente selecionada mantenha valores adequados ao diâmetro do eletrodo utilizado, entretanto correntes com valores superiores produzem cordões altos, estreitos e com porosidades, enquanto correntes inferiores produzem arcos instáveis. No processo MIG/MAG a corrente de soldagem, considerando a extensão do eletrodo constante, é diretamente ligada à velocidade de alimentação do arame, logo quando a velocidade de alimentação do arame é alterada, a corrente de soldagem varia na mesma proporção e sentido (FORTES, 2005; BARBEDO, 2011; PONTES, 2012).

A *polaridade de corrente*—é usada para descrever a conexão elétrica da soldagem com relação aos terminais de uma fonte de energia de corrente contínua. Quando a tocha de soldagem é conectada ao polo positivo da fonte de energia, a polaridade é designada como polaridade inversa e quando a tocha de soldagem é conectada ao polo negativo da fonte de energia, a polaridade é designada como polaridade direta. A grande maioria das aplicações GMAW, usa corrente contínua de eletrodo positivo (DCEP), pois esta condição

produz um arco estável de transferência metálica lisa com poucos respingos, com características ótimas de cordões de solda e maior profundidade de penetração para uma vasta gama de correntes de soldagem, (AWS, 1997).

Tensão do arco—Esta variável está diretamente ligada ao comprimento do arco, isto é, mantendo-se constantes as demais variáveis e elevando a tensão do arco, o comprimento do arco aumenta. No entanto, o mesmo comprimento do arco, poderá estar relacionado com diferentes tensões, conforme as circunstâncias encontradas em conjunto com a corrente, o gás de proteção e o comprimento do eletrodo. A tensão é a principal variável que define a largura do cordão de solda e somado com a corrente tem influência direta na maneira de transferência metálica. Uma diminuição na tensão produz cordões com perfil estreito e mais abaulado e um aumento na tensão produz cordões mais planos com maior largura na zona de fusão, conforme é mostrado na Figura 03, (PONTES, 2012).

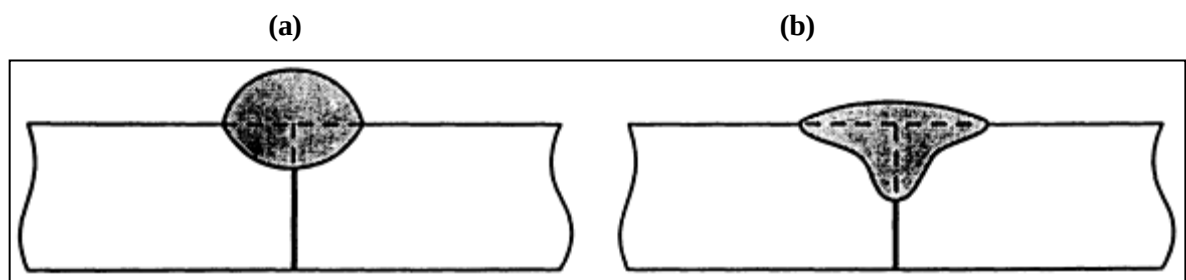


Figura 03: Efeito da tensão no cordão soldado para a corrente constante.

(a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.

(ASM, 1993).

A velocidade de soldagem—A velocidade de soldagem é representada pela taxa linear em que o arco se move ao longo da junta soldada. Esse deslocamento percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo usado neste deslocamento, controla o tamanho do cordão e a penetração, sendo uma variável independente da intensidade da corrente. Em soldas de um único passe, a corrente e a velocidade devem ser selecionadas para se obter o tamanho do cordão desejado, (BARBEDO, 2001; PONTES, 2012).

Extensão do eletrodo (stick out)—É considerado como a distância entre o último ponto de contato elétrico, que geralmente é a extremidade do bico de contato e a peça de trabalho, conforme a Figura 04. Quando esse comprimento é muito grande, poderá ocorrer uma ineficácia na ação do gás de proteção. Mantendo uma taxa de alimentação constante

do arame, qualquer aumento deste comprimento, reduzirá a corrente fornecida pela fonte. O controle da distância entre o bico de contato e a peça resultará na eliminação do uso excessivo de metal de solda depositado com baixo calor do arco. Grandes dimensões de eletrodo causa geometria prejudicial ao cordão e baixa penetração e quanto mais distante o bico de contato com relação a peça, mais instável será o arco voltaico, (FORTES, 2005; BARBEDO, 2011).

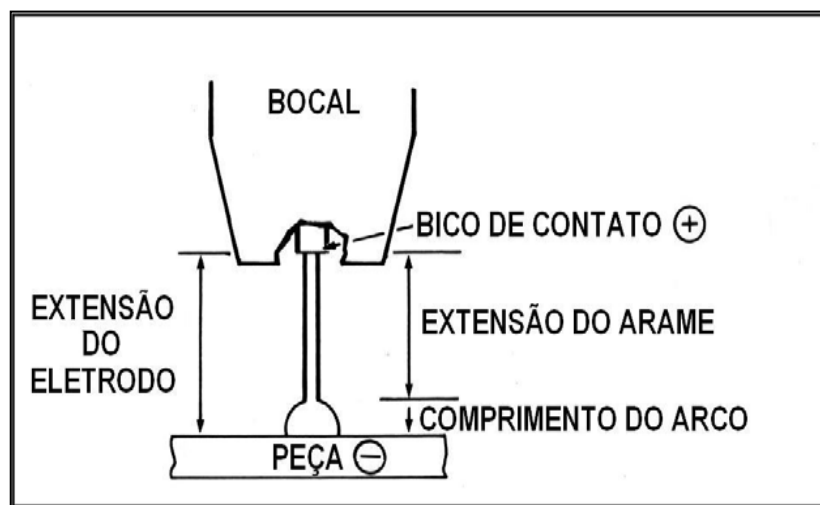


Figura 04: Distância entre o bico de contato e a peça.
(FORTES, 2005).

Proteção gasosa—O arame eletrodo, conhecido como o metal de adição, não possui um revestimento que dê uma proteção ao arco da poça de fusão, com isso essa proteção é dada através de um gás que é suprido. Na soldagem MIG o gás inerte que é utilizado, é o argônio e o hélio, misturas dentro de um controle, onde no qual o argônio se encontra em um maior volume e complementadas com o hélio, oxigênio ou dióxido de carbono. Não ocorre nenhuma reação metalúrgica entre o gás inerte a gota e a poça de fusão, tendo apenas o gás inerte a função de proteger as regiões soldadas perante a atmosfera externa e no auxílio da abertura e manutenção do arco voltaico. Os gases de proteção em sua natureza e composição influem nas características do arco voltaico, no tipo de transferência do metal, na velocidade de soldagem, nas perdas por projeções, na penetração e na forma externa da solda, (CAMPOS, 2005; COSTA, 2008).

Ângulo de inclinação da tocha—A geometria do cordão de solda, (largura, altura e penetração do cordão de solda), tem influência direta deste parâmetro. Conforme a direção

da soldagem, a tocha produz um cordão mais ou menos largo e uma penetração profunda ou não. Em condições de puxar a solda no processo de soldagem, o arame é alimentado no sentido oposto ao do deslocamento do arco, proporcionando uma maior taxa de transferência de calor para a peça, elevando a penetração para ângulos de até 25°, para posteriormente dar início a uma diminuição. Em condições de empurrar a solda no processo de soldagem, a tocha é posicionada de forma que o arame é alimentado no mesmo sentido do deslocamento do arco. Nesta técnica o arame é adicionado em sua maioria diretamente na peça, proporcionando uma redução na penetração e o surgimento de cordões de solda mais largo e plano. É de se observar que não se precisa alterações na direção da soldagem para facilitar a soldagem puxando ou empurrando, mas apenas uma alteração no sentido longitudinal da tocha, (PONTES, 2012).

2.5 TRATAMENTO TÉRMICO

A norma NBR NM 136 (1997), define tratamento térmico como “ *Operação ou conjunto de operações através das quais se submete o aço, em estado sólido, a um ou vários ciclos térmicos*”. A mesma norma cita que o tratamento térmico tem a finalidade de conferir propriedades particulares, adequadas à sua transformação ou emprego posterior, sendo este classificados em têmpera, têmpera de solubilização, recozimento, normalização, revenimento, tratamentos termo-químicos de difusão e tratamentos químicos diversos.

2.5.1 Têmpera

O endurecimento por têmpera é produzido pela transformação da austenita em martensita. A austenita, em estado de equilíbrio em temperatura elevada, se transforma em martensita sob resfriamento rápido, sendo o suficiente para alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita em uma transformação adifusional onde a martensita mantém a mesma composição da austenita anterior, (FONTES, 2008).

Na têmpera do aço, há uma transformação brusca da austenita em martensita através de escorregamentos localizados, semelhantes aos de um processo de maclação, sem extensa migração de átomos, diferentes das transformações de difusão que ocorrem mudanças nas composições químicas. Este tipo de transformação que ocorre no estado

sólido são conhecidos por reação de cisalhamento ou reação martensítica. A martensita devido a supersaturação, apresenta uma estrutura tetragonal de TCC com o carbono inserido de forma metaestável no meio do reticulado molecular. A têmpera altera profundamente as propriedades dos aços aumentando os valores de dureza, resistência a tração, mas diminuem valores de alongamento e estrição apresentando ao aço uma alta fragilização e concentrações de tensões internas elevadas, (LIMA, 2006; COLPAERT, 2008).

2.5.2 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (Revenimento)

O tratamento térmico de alívio de tensões é o processo no qual o material é aquecido abaixo da zona crítica, e mantido durante um intervalo de tempo para que tenham as transformações na microestrutura com o intuito de aumentar suas propriedades de ductilidade e tenacidade dos aços endurecidos ou martensíticos. O revenimento é um tratamento térmico de alívio de tensões que é executado logo após a têmpera, vindo a corrigir os inconvenientes ocasionados por esta, restituindo ao aço grande parte das propriedades perdidas, sem perder muito os valores desejados e adquiridas pela têmpera. O intuito é que se haja alteração na estrutura interna e conseqüentemente altere suas propriedades mecânicas. Aços carbono–molibdênio com composições químicas de carbono entre 0,20 % à 0,35 % para qualquer espessura, geralmente possuem temperaturas de alívio de tensões entre 675°C à 760°C em tempo de duas as três horas por polegada de seção, (CHIAVERINI, 2002; LIMA, 2006).

2.5.3 Preaquecimento

O preaquecimento no metal de base, consiste em aquecer o material onde será depositado o metal de adição com o intuito de reduzir a taxa de resfriamento da junta soldada. A composição química do aço, as propriedades dos metais de base e o processo de soldagem empregado têm influência direta na escolha do valor da temperatura de preaquecimento. Suas finalidades são prevenir trincas a frio, minimizar durezas na ZTA, reduzir tensões residuais e diminuir distorções, (AWS, 1998).

Os metais em sua maior parte são considerados como bons condutores de calor, ocasionando um aquecimento ou resfriamento relativamente rápido, sendo que em alguns metais esse resfriamento rápido favorece a formação de microestruturas nocivas na região de soldagem. O preaquecimento da junta na região a ser soldada é uma forma de minimizar a taxa de resfriamento do metal, considerando valores destes entre 50°C à 540°C. O intuito do preaquecimento é preservar uma melhor ductilidade, baixa dureza e menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento. É de se observar que a martensita se forma no período de resfriamento da solda e da ZTA. O acúmulo de martensita pode ser limitada, diminuindo a taxa de resfriamento da solda. O preaquecimento eleva a temperatura do metal adjacente à solda, de maneira que a diferença de temperatura entre a solda e sua vizinhança fica reduzida, com isso a região de soldagem aquecida resfria mais lentamente, considerando que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria. Em suma o preaquecimento diminui o risco de trincas por hidrogênio, as tensões de contração e a dureza na ZTA, (FORTES, 2004).

Mattos (2012), cita que o preaquecimento é definido como a temperatura inicial na qual toda peça ou somente a região a ser soldada é submetida antes da operação de soldagem. O uso do preaquecimento faculta uma diminuição na velocidade de resfriamento e também nos gradientes térmicos. A escolha da temperatura de preaquecimento concede certo controle sobre a velocidade de resfriamento da microestrutura e suas propriedades da região da solda.

2.6 METALURGIA DA SOLDAGEM

Na união dos metais pelo processo de soldagem, existem regiões que possuem características próprias. Na Figura 05, estas estão apresentadas em três classes: zona de fusão (ZF) ou metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de ligação (ZL) que representa a interface entre a (ZF) e a (ZTA).

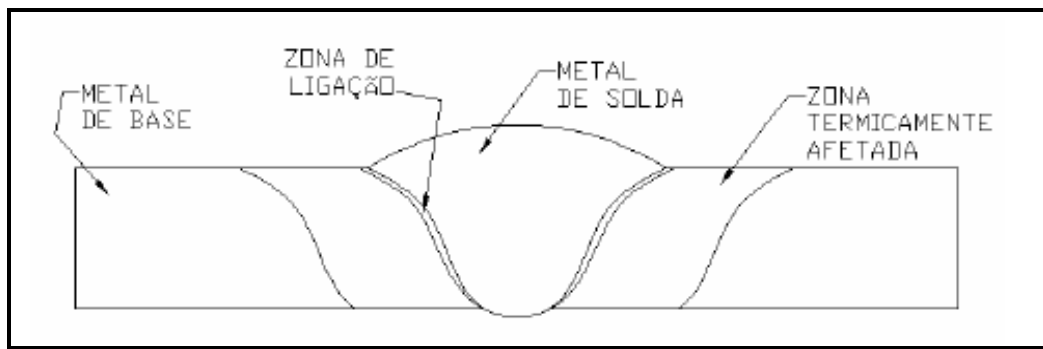


Figura 05: Regiões de uma junta soldada.
(CAMPOS, 2005).

Suas características microestruturais dependem das condições térmicas em que a junta soldada foi concebida e da composição química do metal de base e do metal de adição.

2.6.1 Zona de fusão (ZF)

A zona de fusão é a região na qual ocorre a fusão do metal de solda, bem como a dissolução entre o metal de base e o metal de solda no processo de soldagem. Um efeito que aparece nesta região é o surgimento de grãos, onde há um desenvolvimento físico e direcional dos grãos no sentido perpendicular à interface líquido/sólido durante a solidificação, sendo esta, geralmente a direção do gradiente máximo de temperatura e a força máxima de solidificação. Os grãos possuem autonomia preferencial de crescimento (CC) que se desenvolve nas direções das linhas centrais da solda, direções estas onde se tem maior facilidade de deslocamento. Como exemplos temos os metais CFC e CCC que tendem a ter uma direção cristalina de $\langle 100 \rangle$ e os HCP com direções cristalinas de $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. É de se observar que estes direcionamentos cristalinos fáceis dificultam que grãos irregulares quanto a orientação do gradiente máximo de temperatura se desloquem e ocupem espaços. O crescimento dos grãos se põe em ordem através dos átomos procedentes da fase líquida sobre o substrato cristalino (metal de base) que subsiste, prolongando-se sem modificar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica, este processo é conhecida por nucleação epitaxial (NE), ocorrendo este crescimento justamente pelo completo molhamento do substrato pelo metal de solda, conforme a Figura 06, (CAMPOS, 2005; KEJELIN, 2006).

As soluções sólidas à base de ligas de níquel são essencialmente austeníticas no final da solidificação e a sua microestrutura é totalmente austenítica em temperatura ambiente e esta é estável durante a perda de calor a partir do intervalo da temperatura de solidificação. A segregação durante a solidificação destas ligas resulta numa variação na composição local em nível de subgrãos. Em muitas ligas, a segregação e a impureza dos elementos de liga, podem levar a formação de uma segunda fase (ou fases) no final da solidificação, (DUPONT, 2009).

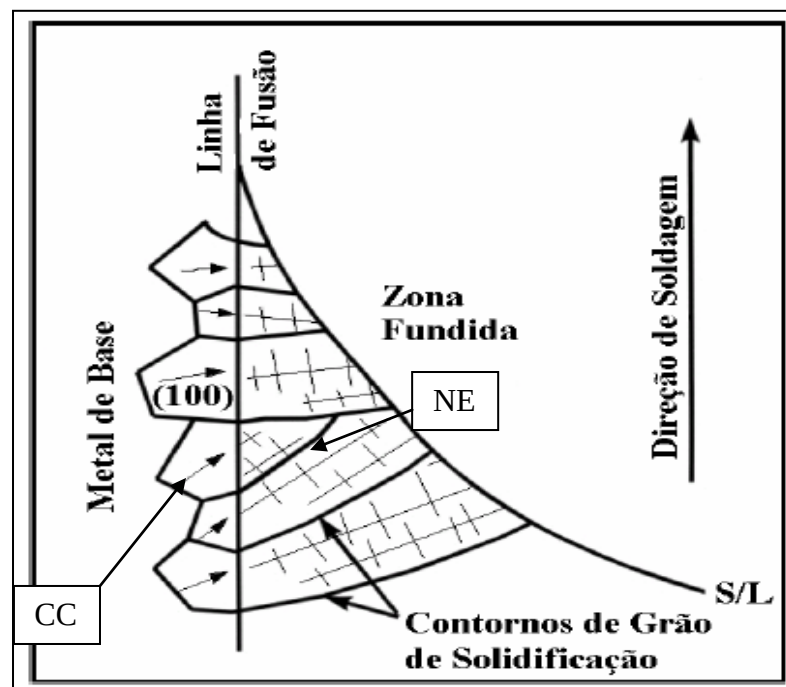


Figura 06: Ilustração da nucleação epitaxial e crescimento competitivo.
(KEJELIN, 2006).

2.6.2 Zona termicamente afetada (ZTA)

A ZTA é a região da junta soldada que sofre mudanças microestruturais ocasionado pelo ciclo térmico recebido durante a soldagem. A largura da ZTA recebe influência direta do aporte térmico (*heatput*), (CAMPOS, 2005).

Através dos processos de soldagem, a ZTA apresenta uma tendência de zonas microestruturalmente heterogêneas, reduzindo intensamente a tenacidade de uma junta soldada.

Silva (2009), cita que em soldas de monopasse existem quatro regiões na ZTA que são afetadas pelo calor, que são:

Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros–(RGG)–É a região próxima à interface entre o metal base e o metal de solda (zona de ligação) e constituído por grãos grosseiros. Este crescimento de grão se dá em temperaturas entre 1100 °C à 1500 °C. O grão austenítico grande beneficia a temperabilidade do aço com o surgimento de martensita abaixo de taxas de resfriamento característico no processo de soldagem, diminuindo de maneira notável a tenacidade do material.

Região Recristalizada ou Região de Grãos Finos–(RGF)–Região esta austenizada, mas com uma temperatura não suficientemente alta, portanto o crescimento do tamanho de grão não se tem tanta relevância. Este crescimento de grão se obtém em temperaturas entre 900 °C à 1100 °C. A temperabilidade desta região é restringida e, geralmente, mostra excelência em resistência mecânica e ductilidade. No entanto, se a proporção de elementos de liga for favorável à transformação e a taxa de resfriamento for necessariamente alta, terá possibilidades a formação de martensita.

Região Parcialmente Recristalizada ou Região Intercrítica–(RIC)–Nesta região ocorre uma transformação parcialmente austenítica, no qual a microestrutura perlítica origina à austenita. A microestrutura que se deriva é refinada e os teores de carbono são maiores que os valores nominais dos aços, conveniente da partição de carbono. Baseado na velocidade de resfriamento, a austenita pode se transformar em perlita, bainita ou ilhas de martensita–austenita, apresentando propriedades mecânicas piores que as do metal de base. Nesta região, apresentam temperaturas entre 750°C à 900°C.

Região Subcrítica–(RSC)–Não existe nenhuma transformação austenítica nesta região, porém o aço ainda recebe efeitos da temperatura. Em aços em condições de laminado, a quente ou normalizado, as alterações microestruturais são ínfimas e se restringe a uma pequena degeneração da perlita. Em aços temperados, se produz um revenimento de martensita que reduz a resistência mecânica desta região comparado ao metal base. O ciclo térmico exerce uma ação física sobre a resistência mecânica e a tenacidade de uma junta soldada, de acordo a ilustração da Figura 07.

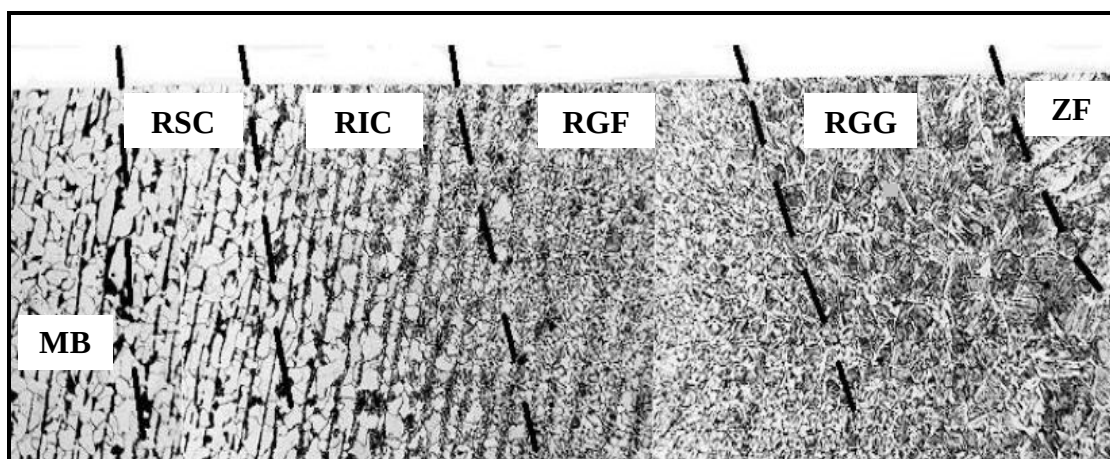


Figura 07: Estruturas da ZTA em monopasse correspondente a: RGG, RGF, RIC, RSC. (SILVA, 2009).

Não diferente da solda de monopasse, a ZTA de uma junta soldada por multipasses, adquire zonas microestruturalmente heterogêneas e são estas classificadas de acordo as temperaturas recebidas no processo de soldagem e divididas em quatro regiões:

SCGC (*Subcritically reheated grain-coarsened*)–Região esta de grãos grosseiros reauecida subcriticamente abaixo de A_{c1} , por este fato é que não são afetados pelos passes posteriores.

ICGC (*Intercritically reheated grain-coarsened*)–Região de grãos grosseiros aquecidas em um campo intercrítico entre A_{c1} e A_{c3} , ocorre em particular uma transformação de austenita em ferrita α nas zonas de fácil difusão, tal como nos limites de grãos ex-austeníticos, ricos em carbonetos, compostos de martensita–austenita e zonas segregadas. A austenita existente, vai se enriquecendo em carbono na medida em que se diminui a temperatura, logo com o resfriamento, os sítios austeníticos se transformam em martensita ou em martensita–austenita. Estudos relatam que a fragilidade destes compostos quanto a tenacidade, faz com que esta a zona, a de aquecimento no campo intercrítico juntamente com a zona de granulação grosseira, se torne a zona de menor resistência em juntas soldadas de multipasse. No entanto, a fragilidade desta zona desaparece com um tratamento térmico de alívio tensões.

SCGR (*Supercritically reheated grain-refined*)–Região de grãos refinados, reauecida supercriticamente acima de A_{c3} e abaixo de 1200°C . Está associado a picos de temperatura ligeiramente mais elevado do que o A_{c3} , a microestrutura fina está associada a estruturas resultantes de tratamentos de normalização, apresentando excelentes

propriedades mecânicas. Uma boa escolha de condições de soldagem, de modo a maximizar essa zona com grãos finos e favorecer a transformação de compostos de martensita–austenita, garante a possibilidade de obter boas propriedades de resistência das juntas de multipasse.

UAGC (*Unaltered grain-coarsened*)—Região de grãos grosseiros brutos, inalterada e reaquecida abaixo de 200°C ou acima de 1200°C. Geralmente, essa microestrutura e suas propriedades mecânicas estão relativamente próximas da zona de grãos grosseiros SCGC, (BLONDEAU, 2008).

O que ocorre para cada passe depositado é uma sucessão de ciclos de reaquecimento submetidos a todos os pontos da ZTA, com exceção do último depósito de cordão. Altas temperaturas em estado de austenitização eliminam as influências metalúrgicas de ciclos térmicos com temperaturas mais baixas e anteriores, portanto, a eficácia metalúrgica tem características térmicas próprias na ZTA. A Figura 08 apresenta as regiões da ZTA originadas pela soldagem multipasse e representando o surgimento das microestruturas através da simulação térmica, (BLONDEAU, 2008).

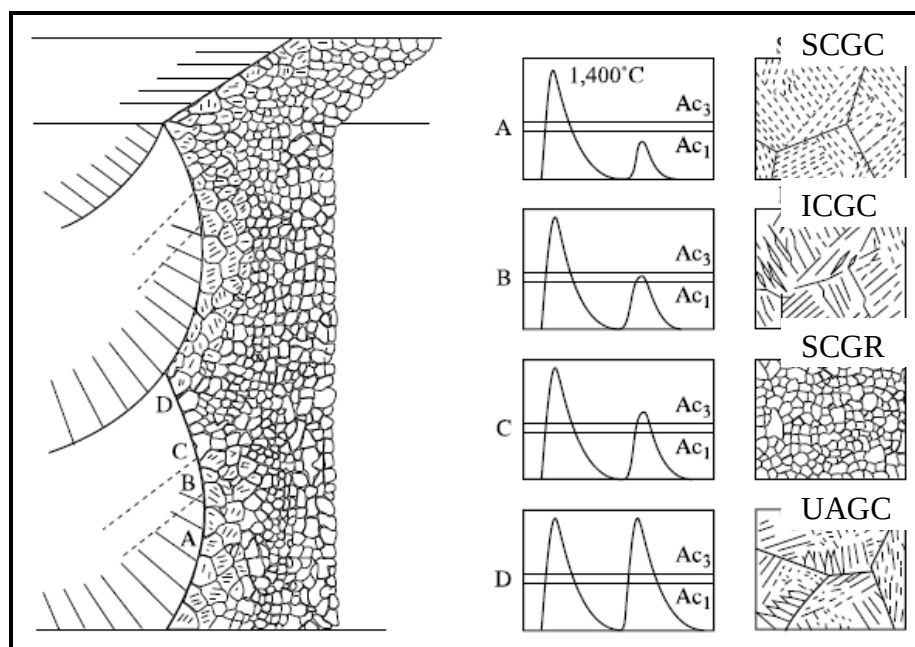


Figura 08: Estruturas da ZTA em multipasse.

(BLONDEAU, 2008).

2.6.3 Diluição

A diluição é um efeito de mudança na composição química do metal de solda e do metal de base misturados entre si, ocasionados pelo calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição na soldagem é a porcentagem do metal de base envolvido na junta soldada, para isso é preciso considerar a diluição dos materiais de adição e de base na soldagem para se avaliar a composição química da junta soldada. A diluição é correlacionada com a área da junta soldada a partir desta e dos materiais depositados, conforme a Figura 09, (CANTARIN, 2011).

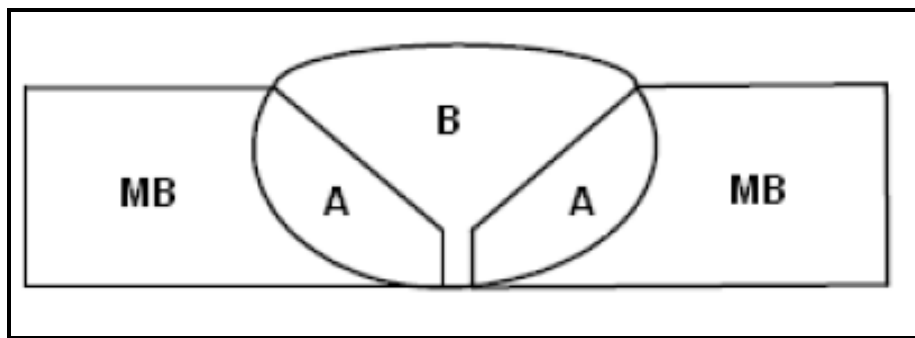


Figura 09: Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição.
(CANTARIN, 2011).

Onde:

$$D = \left[\frac{B}{(A+B)} \right] \cdot 100\% \quad (2)$$

$$X_{ms} = DX_{mb} + X_{ms}(1 - D) \quad (3)$$

Onde:

A = Porcentagem do metal de base que participa.

B = Metal de adição.

D = Diluição.

X_s = % de X na solda.

X_{mb} = % de X no material de base.

X_{ms} = % de X no material de adição.

Ao uso do processo de soldagem em materiais dissimilares, surgem formações descontínuas, duras e frágeis em pequenas regiões de ordem micrométrica ao longo da ZL. Estas possuem uma variação química específica e intermediária entre o metal de base e o metal de adição, denominadas de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's). A existência desta estimula diferenças de comportamento no momento do ataque para manifestar a microestrutura, podendo provocar alterações das propriedades mecânicas da ZL. Na Figura 10, se vê a presença da ZPD na ZL, (CANTARIN, 2011).

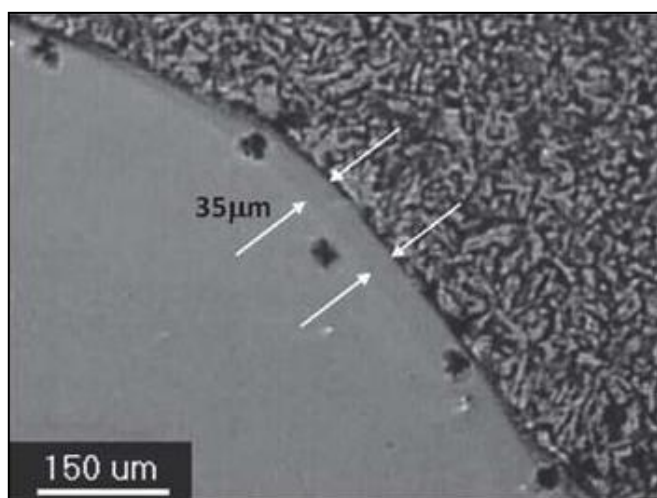


Figura 10: Em detalhe a Zona Parcialmente Diluída.
(CANTARIN, 2011).

As ZPD's tem as condições de fragilizar uma junta soldada, tornando-a passível em adquirir ataques corrosivos por "*pitting*", fragilização por hidrogênio e trincas por corrosão sob tensão em ambientes que contenha H_2S , onde principalmente surgem um declínio na resistência mecânica por impacto e o aparecimento de falhas por fadiga. Em estudos realizados, se propõe que em soldagem heterogênea existam quatro regiões com características próprias. Estas são a região do metal de solda onde ocorre a mistura hidrodinâmica dos metais de base e de adição possuindo uma composição química uniforme, as zonas não misturadas apresentando partes reduzidas do metal fundido e resolidificado sem se misturar com o metal de adição, a zona parcialmente diluída e a zona termicamente afetada, a Figura 11 se observa estas quatro regiões, (CANTARIN, 2011).

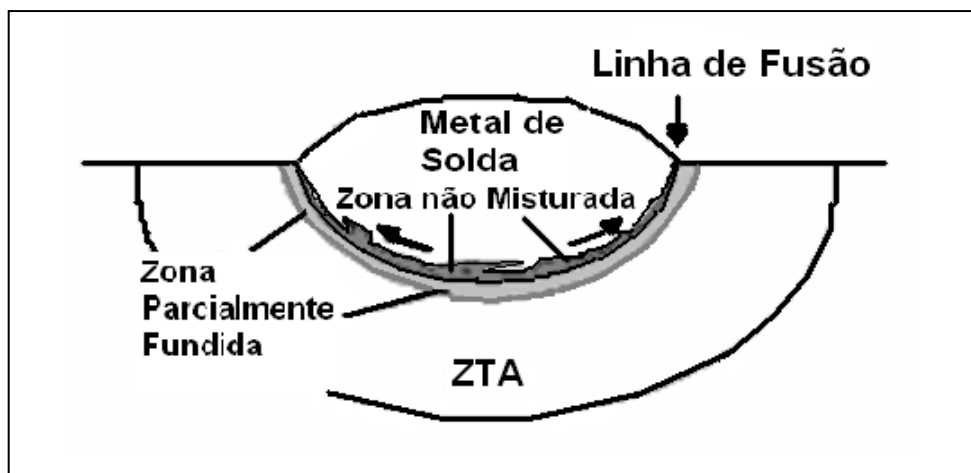


Figura 11: Modelo da poça de fusão.
(CANTARIN, 2011).

A superfície da solda junto da zona de ligação (próximo da linha de fusão), expõe comprometimentos fundamentais quanto a falhas associadas a soldas de metais dissimilares. Observa-se a presença de uma área de transição química e microestrutural a partir da zona de ligação em direção ao metal de solda. Um conjunto de fatores são responsáveis pela existência desta região de transição:

- a) Diferente estrutura cristalina entre o metal de base ferrítico/ perlítico (CCC) e o metal de solda (CFC);
- b) Movimentos difusionais dos elementos de liga e elementos de impureza originados a partir do metal de solda para uma camada parada, chamadas de zonas não misturadas do metal de base, fundida e próxima à zona de ligação;
- c) Movimentos hidromecânicos escassos junto a zona de ligação;
- d) Mudanças na diluição do metal de base, as quais afetam o gradiente de composição a partir da linha de fusão;
- e) Cinéticas de difusão e crescimento durante a soldagem multipasse e longos tratamentos térmicos pós-soldagem, (KEJELIN, 2006).

A composição química final, relacionada com a taxa de resfriamento exigida pelos parâmetros de soldagem aplicados, geram a formação de ZPD's em valores entre 80 à 99% logo após a solidificação da solda fragilizando bruscamente a mesma. São utilizados processos diretos de análise química para examinar a microestrutura junto ao diagrama de *Schaffler*, pois os cálculos relacionados as áreas de diluição não informam precisamente a composição química destas áreas, (KEJELIN, 2006).

As ZPD's estão presentes numa diversidade de formas e dimensões e geralmente se apresentam de maneira irregular, denominadas por Zonas Parcialmente Misturadas, classificadas como:

Estruturas de praias—Faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão. Estas são descontínuas, se expandindo em regiões internas e externas das zonas de ligação (linha de fusão). Suas medidas próprias se estendem entre 10 μm à 60 μm de espessura e de 500 μm à 1000 μm de comprimento. É observável a descarbonetação nos grãos vizinhos da ZTA do metal de base e a sua dureza é variável de forma que a medição é trabalhoso devido ter espessuras muito finas. A Figura 12 ilustra as estruturas de praia, (KEJELIN, 2006).

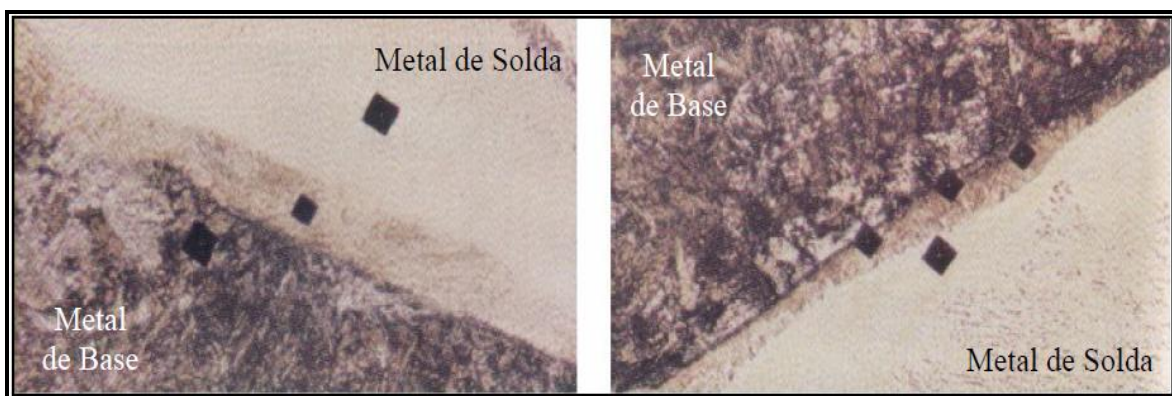


Figura 12: Estruturas do tipo praia.
(KEJELIN, 2006).

Estruturas de baías—Áreas parcialmente envolvidas pelo metal de base. Tem formações mais largas comparadas as estruturas de praias e geralmente ambas estão próximas uma da outra, prolongando-se para um lado ou para os dois lados. Seus valores de dureza variam, porém comumente os valores da baía são superiores aos da praia. Isto se dá pelo maior tamanho da baía que favorece as medições de microdureza. A Figura 13 ilustra as estruturas de baía, (KEJELIN, 2006).

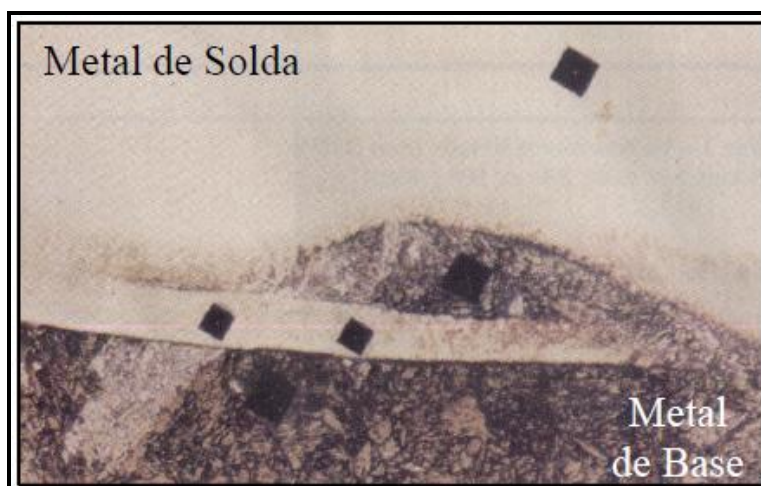


Figura 13: Estruturas do tipo baía.

(KEJELIN, 2006).

Estruturas de ilhas—Áreas inteiramente envolvidas pelo metal de adição. São bem maiores e menos encontradas que as duas estruturas anteriores, ocorrendo o seu aparecimento com melhor frequência nos passes de raiz. Se desconfia que as ilhas são encontradas nos passes de raiz devido ao fato de sucederem variações mais acentuadas na poça de fusão e nas características do arco, favorecendo um movimento hidromecânico mais agitado. O manuseio do arco no passe de raiz provoca uma situação mais variável comparado aos passes de preenchimento. A Figura 14 ilustra as estruturas de ilhas no passe de raiz, (KEJELIN, 2006).

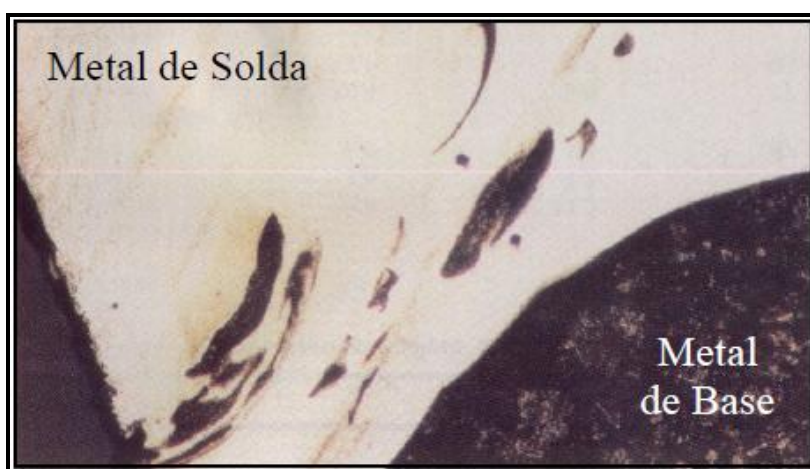


Figura 14: Estruturas do tipo ilhas.

(KEJELIN, 2006).

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS DE CONSUMO

3.1.1 Metal de base

Os corpos de prova do aço SAE 8630 modificado temperado e revenido, utilizados neste trabalho foram frezados nas seguintes dimensões: 75 mm de largura, 213 mm de comprimento, 25,4 mm de espessura, conforme a Figura 15. A composição química, resistência mecânica, deformação linear e deformação de área encontram-se nas Tabelas 01 e 02 e a sua soldabilidade é de 0,772.



Figura 15: Chapa do metal de base SAE 8630 modificado.

Tabela 01: Composição química do aço SAE 8630 modificado(% massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
0,33	0,84	0,26	0,007	0,006	0,006	0,001
V	Ti	Cr	N	Cu	Mo	Ni
0,015	0,0005	0,92	0,005	0,09	0,38	0,81

Tabela 02: Resistência e deformações do aço 8630 estudado.

Corpo de prova	Resistência(MPa)	Deformação Área(%)	Deformação Linear(%)
Aço 8630 modificado	950	22	12

3.1.2 Metal de adição

Foi utilizado como metal de adição o arame E NiCrMo-3, conhecido comercialmente como INCONEL 625 ou liga de níquel 625, com diâmetro de 1,2 mm, em bobina de 15,0kg mostrada na Figura 16. Sua composição química está na Tabela 03.



Figura 16: Bobina do metal de adição E NiCrMo-3.

Tabela 03: Composição química do arame E NiCrMo-3 (% massa).

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Nb	Fe	Ti	Al
0,02	0,02	0,06	64,10	22,33	9,17	0,002	0,001	3,45	0,46	0,18	0,06
Cu	Mg	N	Pb	Co	Ta						
<0,1	0,009	0,02	<0,001	0,01	0,01						

3.1.3 Gás de proteção

O gás de proteção utilizado foi uma mistura com 75% de argônio e 25% de hélio, para o processo de soldagem MIG (GMAW).

3.2 PREPARAÇÃO DA AMOSTRA

A amostra do aço SAE 8630 modificado e forjado foi recebido na forma de tarugo e sem tratamento, com dimensões de 207,00 mm de diâmetro por 213 mm de comprimento, conforme a Figura 17.



Figura 17: Tarugo do metal de base SAE 8630 forjado.

O tarugo foi cortado em chapas de aço com dimensões aproximadas de 213 mm de comprimento, 27 mm de espessura e 95 mm de largura. Conforme pode ser observado nas Figuras 18 e 19.



Figura 18: Preparação dos corpos de prova.



Figura 19: Corpos de prova.

Antes do TTAT, as peças receberam um furo roscado onde colocou-se um parafuso, destinado ao içamento de cada peça da caixa de proteção, para o correspondente resfriamento, durante o tratamento. As peças foram colocadas em um caixote de aço com compartimentos para quatro unidades e protegidas por limalhas de ferro fundido para evitar ou minimizar a descarbonetação, conforme as Figuras 20 e 21.



Figura 20: Peças preparadas para o TTAT.



Figura 21: Cobertura de limalha de ferro fundido.

O ciclo térmico, que envolveu têmpera e revenido estão mostradas nas Figuras 22 e 23, seguindo recomendações do CENPES. Para a têmpera, os corpos de prova foram aquecidos à taxa de 20°C por minuto, até a temperatura de 873 °C, em um forno elétrico, tipo mufla e manteve-se uma isoterma nesta temperatura durante uma hora, em seguida cada peça foi içada da caixa e resfriado por submersão em água à temperatura ambiente. Para o revenimento, cada peça foi aquecida também à taxa de 20°C por minuto, permaneceu num patamar de temperatura de 677 °C durante duas horas, seguindo-se de resfriamento ao ar.

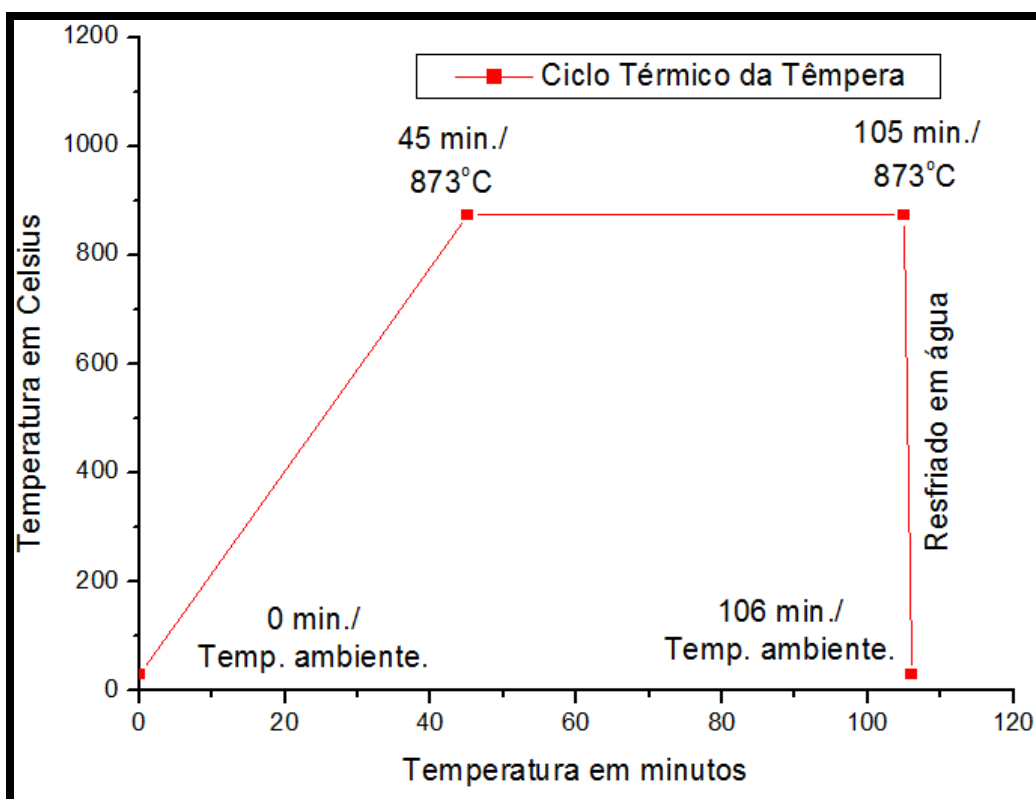


Figura 22: Ciclo térmico de têmpera para o aço SAE 8630.

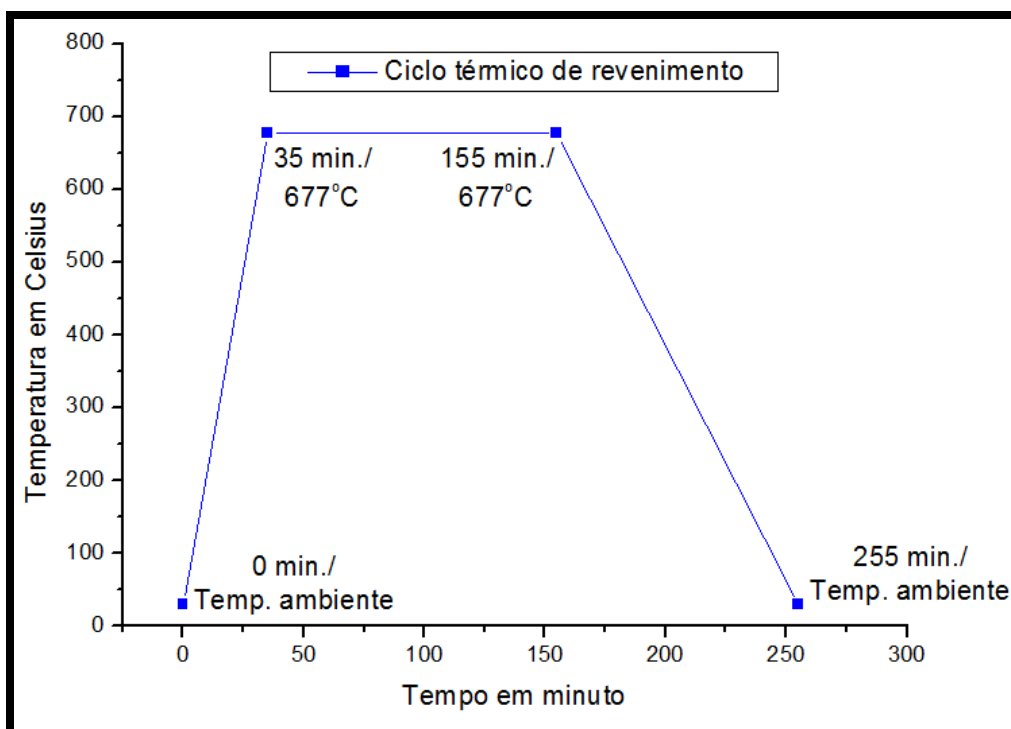


Figura 23: Ciclo térmico de revenido para o aço SAE 8630.

O forno elétrico utilizado foi de mufla Marca/modelo JUNG LF 4213 com capacidade de até 1300 °C, cujo controle de temperatura dá-se por termopar tipo cromel/alumel, conforme se pode ver na Figura 24.



Figura 24: Verificação da calibração do forno elétrico pelo termopar.

3.3 MONTAGEM E PREAQUECIMENTO

Após o tratamento térmico, a peça foi soldada com abas laterais, pode-se ver na Figura 25, para garantir a deposição homogênea do cordão de solda do amanteigamento em toda largura da peça.



Figura 25: Peça com a aba antes do processo de soldagem.

A peça foi fixada por quatro parafusos sobre um suporte de aço, projetado e construído na oficina do CT/UFPB, foi nivelada juntamente com o trilho *tartilope*, com o *stickout* ajustado em 14 mm. Esta montagem está mostrada na da Figura 26.



Figura 26: Peça fixada no suporte.

Após a fixação, a peça a ser soldada foi preaquecida lentamente, por chama de oxi-acetileno, abaixo da região de soldagem, sem que a chama atingisse esta região, garantindo uma distribuição de calor uniforme em toda a peça, com devida atenção para não ocorrer mudanças localizadas da microestrutura, principalmente na fase que recebeu o cordão de solda, de acordo na Figura 27. O preaquecimento na chapa foi realizado a uma temperatura superior a temperatura de 280°C de acordo com parâmetros de soldagem sugeridas pela CENPES, conforme vê-se na Figura 28.



Figura 27: Peça em preaquecimento.



Figura 28: Controle da temperatura com o pirômetro.

3.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Utilizou-se um equipamento de soldagem MIG automatizado, configurando-se corrente contínua de polaridade inversa e transferência por curto-circuito, e com monitoramento dos parâmetros através de micro computador. As leituras dos sinais digitais, com o uso de sensores, permitiu controlar e medir os sinais de corrente, tensão, velocidade do arame e vazão de gás. Nas Figuras 29 e 30 apresentam-se imagens do conjunto de soldagem.



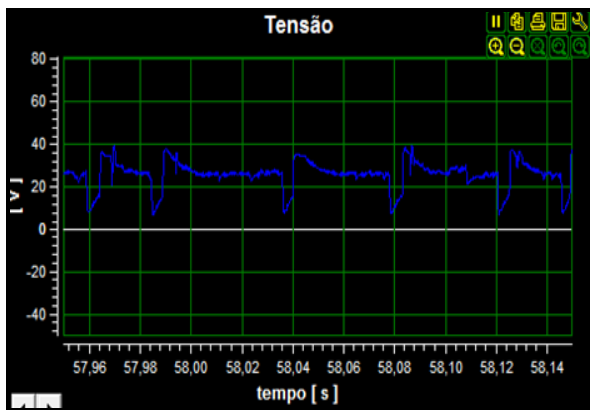
Figura 29: Equipamento de soldagem.



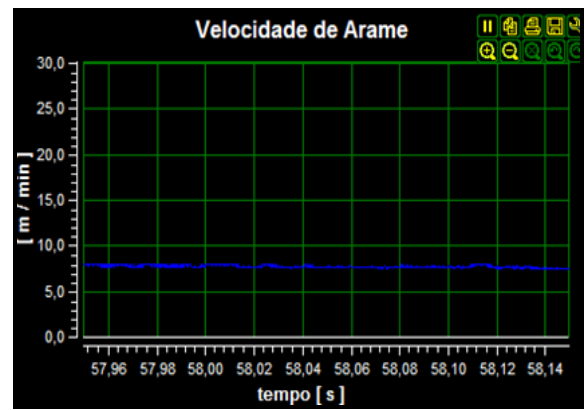
Figura 30: *Laptop* e o *Software* utilizados.

Através de ensaios experimentais foram selecionados os valores dos parâmetros utilizados neste trabalho para o amanteigamento. Os seguintes parâmetros de soldagem foram mantidos em todos os experimentos com a assistência e precisão do conjunto de equipamentos do processo de soldagem, conforme as Figuras 31, 32, 33 e 34:

- Tensão de soldagem – 26 V;
- Corrente de soldagem – 200 A;
- Velocidade do arame – 8 m / min;
- Altura do *stickout* – 14 mm;
- Inclinação da tocha – 15° (empurrando);
- Temperatura mínima de preaquecimento – 280°C;
- Aporte térmico – 1,560 KJ/mm;
- Temperatura máxima de interpasse - 340 °C;
- Fluxo de gás – 25 l/min (Ar(75%)/He(25%));
- Velocidade de soldagem – 20 cm/min.



Figuras 31: Gráfico da tensão (V).



Figuras 32: Gráfico da V_a (m/min).

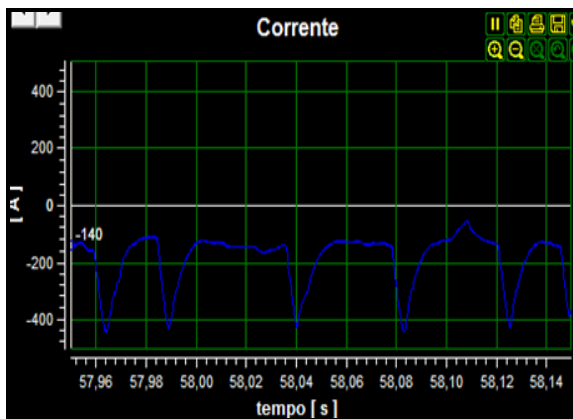


Figura 33: Gráfico da corrente (A).

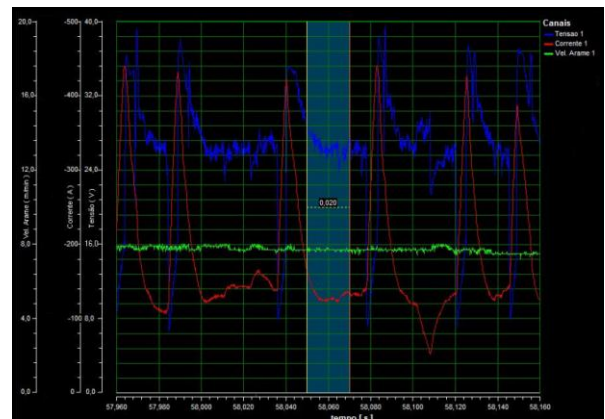


Figura 34: Gráfico em conjunto da U , V_a e A .

3.5 EXECUÇÃO DA SOLDAGEM

Após o ajuste da chapa e todos os parâmetros de soldagem serem definidos, iniciou-se o processo de soldagem. Foram executados 04 passes, onde para cada conjunto de passe se depositou 04 cordões de solda, totalizando 16 cordões de solda, as Figuras 35 e 36, ilustram a primeiro e última camada de passes. A escolha por 04 camadas de solda foi para atingir-se uma espessura de solda superior a 10 mm. Utilizou-se uma temperatura de interpasse de no máximo 340°C.



Figura 35: Primeira camada de 4 passes.



Figura 36: Última camada de 4 passes.

Considerando a tensão no valor de 26 (V), a corrente em 200 (A) e a velocidade de soldagem em 20 (cm/min.), obtemos então um aporte térmico de 1560 (J/mm).

$$Aporte\ térmico = 60 \frac{Tensão\ [V] \times Corrente[A]}{Velocidade\ de\ soldagem[mm/s]} = 1560 [J/mm] \quad (4)$$

3.6 USINAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES

Após a deposição do amanteigamento a peça foi usinada por frezamento. As abas foram removidas e a espessura deixada com 25,4 mm, conforme a Figura 37. Utilizando-se uma máquina de eletro-erosão a fio CNC EDM AR 1300, o excedente de INCONEL depositado foi cortado, deixando o amanteigamento com espessura de 10 mm, ver Figura 38. Todos os processos citados foram sugeridos pela CENPES. A amostra assim obtida, foi dividida em duas partes iguais, das quais uma dela foi analisada metalurgicamente sem tratamento térmico de alívio de tensões. O ciclo térmico para alívio de tensões esta esquematizado na Figura 39, o qual consiste de aquecimento à taxa de 20°C/ min. até a temperatura de 677 °C onde manteve-se durante duas horas, quando então foi resfriada ao ar.



Figura 37: Processo de fresagem.



Figura 38: Processo de corte pela eletro-erosão.

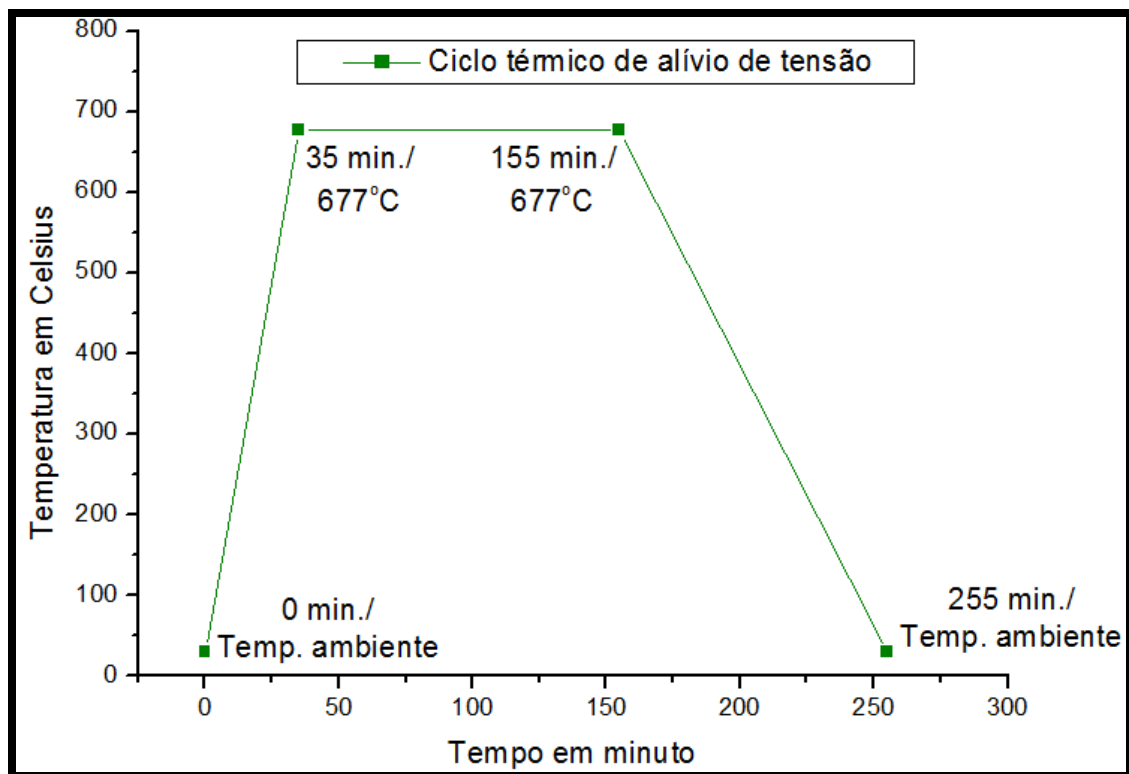


Figura 39: Ciclo térmico de alívio de tensões para o aço SAE 8630.

3.7 EXTRAÇÃO DE AMOSTRAS PARA ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA

As impressões de dureza e microdureza foram realizadas de acordo com as exigências técnicas das normas API 6A, NACE MR0175, ISO/FDIS 13628 e DNV-FRP-B 401. A Figura 40 apresenta o posicionamento para as impressões para os ensaios de dureza em conformidade com as normas citadas. Foram realizadas 12 impressões de dureza na amostra, sendo estas distribuídas em 03 medidas no MB, 03 medidas na ZTA, 03 medidas na primeira camada do amanteigamento e 03 medidas na segunda camada do amanteigamento, tendo como carga aplicada na amostra 150 Kgf para a realização do ensaio de dureza Rockell C.

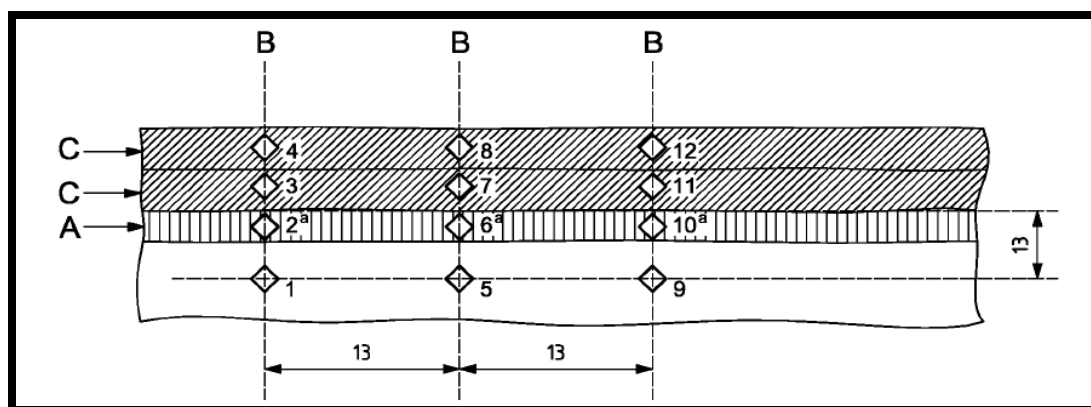


Figura 40: Ensaio de dureza.

A – ZTA; B – Linhas de indentações de dureza; C – 1º e 2º passes.

(NACE MR0175, 2003).

No ensaio de microdureza foi utilizado o microdurômetro SHIMADZU HARDNESS TESTERS HMV-2 SERIES. Foram executadas indentações aplicando-se uma carga de 100 gf (980 mN) por um tempo de 15 segundos com deslocamentos ao longo do MS, ZL, ZTA e MB. Para cada amostra (com TTAT e sem TTAT), foram realizadas 180 impressões de microdureza vickers (HV), distribuídas em 60 impressões para cada coluna, distanciadas entre si por 0,5 mm, totalizando 03 colunas com distâncias entre estas de 4 mm. Ao longo de cada coluna se extraiu a média, conforme as Figuras 41 e 42.

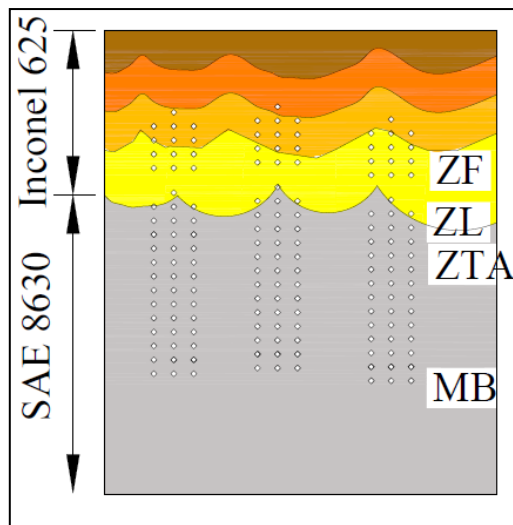


Figura 41: Perfil da microdureza da junta soldada.

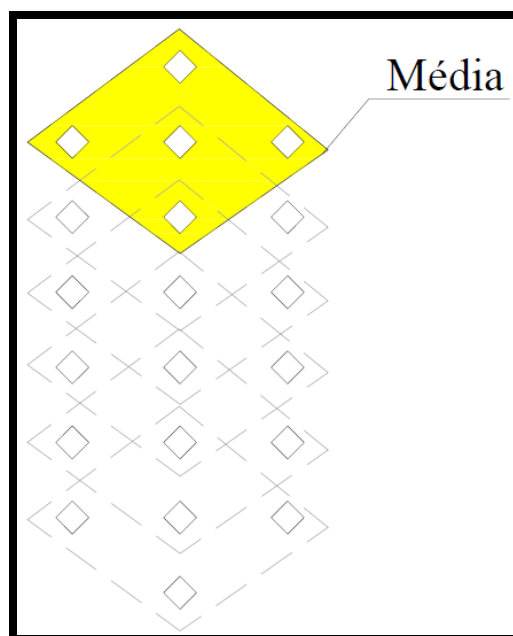


Figura 42: Perfil do procedimento do cálculo da média da microdureza.

Foram realizadas também medidas próximas a zona de fusão no metal de solda (INCONEL 625), utilizando-se uma carga de 100gf por um tempo de 15 segundos, com o intuito de identificar a presença de possíveis zonas de elevada dureza e caracterizar a presença de zonas parcialmente diluídas.

3.8 EXTRAÇÃO DE AMOSTRAS PARA ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Foram extraídas amostras da junta soldada com e sem tratamento térmico e alívio de tensões. As extrações das amostras foram feitas através do equipamento de eletroerosão a fio CNC EDM AR 300 e, para a preparação metalográfica foram embutidas em resina acrílica VIPI FLASH e cura a frio, lixadas em 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200, finalmente polidas com pasta de diamante com granulometrias de 3μ , 1μ e $\frac{1}{4}\mu$. Para análises ao microscópio óptico as amostras foram atacadas como segue: metal de base e junta soldadas NITAL a 2%. Para as análises foi utilizado o microscópio ZEISS equipado com câmera digital e com o software *analySIS 5.1*.

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada em um equipamento LEO 1430 equipado com sistema de análises por energia dispersiva EDS *Oxisford*. A Figura 43 apresenta os corpos de prova utilizados nos ensaios realizados.



Figura 43: Corpos de prova para os ensaios realizados.

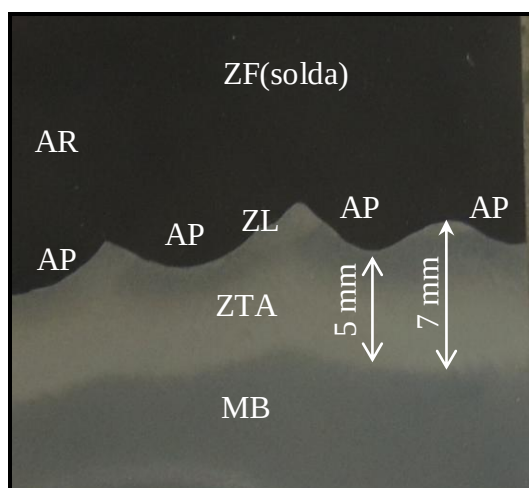
CAPÍTULO IV

4. ANÁLISE DE RESULTADOS

4.1 INSPEÇÃO VISUAL

O amanteigamento foi submetido à análises visuais, foi utilizado reagente químico para inspeção da junta soldada quanto a defeitos superficiais na formação da ZTA. Não foram encontradas imperfeições como porosidades, moderduras, inclusões, falta de fusão nos cordões de solda, não pondo em risco o elemento soldado. Portanto o amanteigamento do aço SAE 8630 modificado com o arame AWS E NiCrMo-3 (INCONEL 625) atendeu aos requisitos estabelecidos pela norma API 6A no que diz respeito aos ensaios não destrutivos.

O uso dos parâmetros da EPS 11186 e informações coletadas na literatura, relacionada à soldagem com o INCONEL 625 e o aço SAE 8630 modificado, contribuíram na realização de uma soldagem contínua. As Figuras 44 e 45 mostram a qualidade da solda, onde AR representa a área de reforço e AP representa a área de penetração.



Figuras 44: Inspeção Visual da amostra sem TTAT.

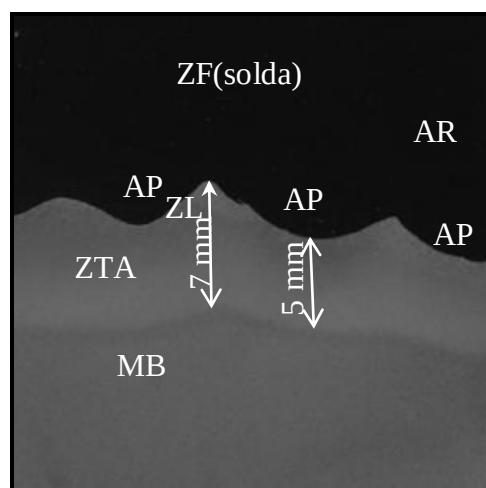


Figura 45: Inspeção Visual da amostra com TTAT.

4.2 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA

Na Figura 46, está ilustrado uma micrografia do metal de base SAE 8630 modificado. Na análise, pressupõe que baseado no Gráfico 01 do Diagrama de Transformação de Tempo–Temperatura do aço 8630, obteve-se no processo de têmpera a estrutura martensita.

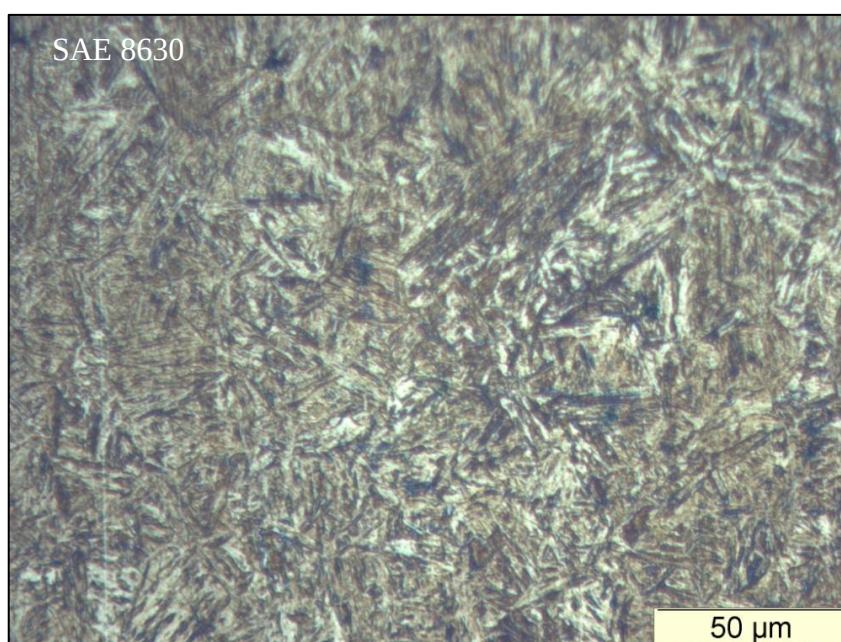


Figura 46: Imagem do aço SAE 8630 temperado. Nital 2% e resolução 200x.

O processo de revenimento em temperatura de 677°C abaixo da zona crítica aplicado após a têmpera, fez que as estruturas martensíticas sofressem apenas alívio de tensões transformando-as em martensita revenida, de acordo a micrografia da Figura 47.

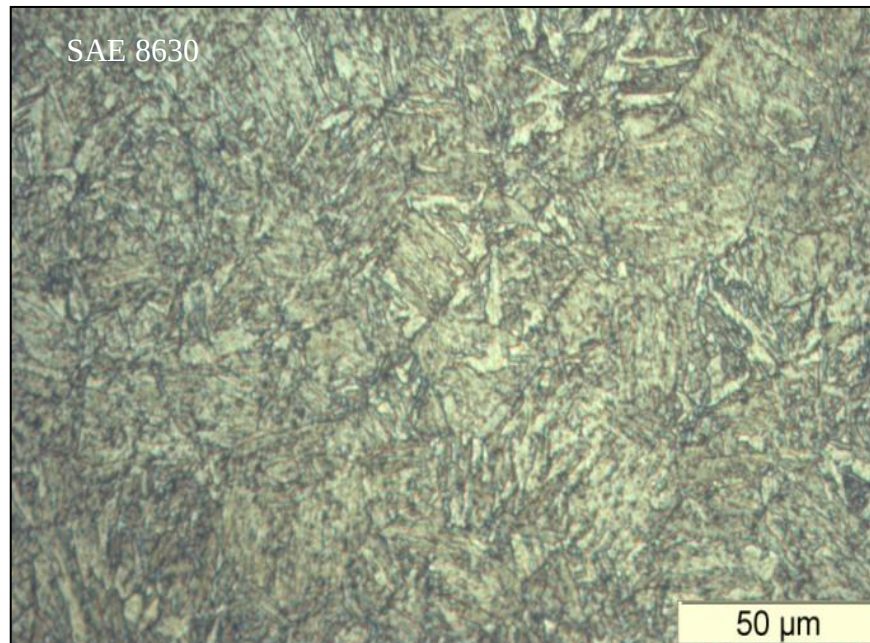


Figura 47: Imagem do aço SAE 8630 temperado e revenido. Nital 2% e resolução 200x.

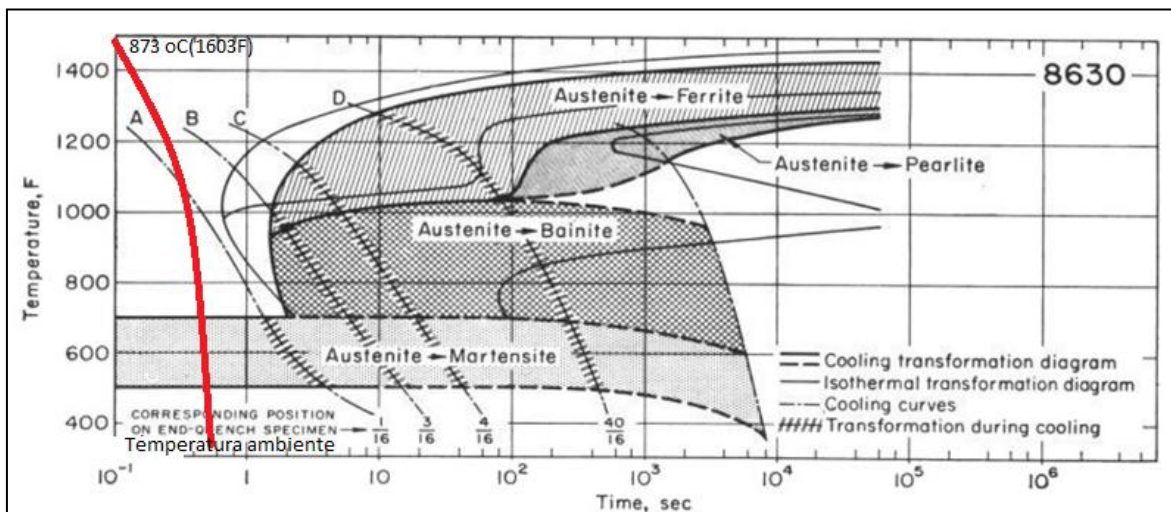


Gráfico 01: Diagrama de Transformação Tempo-Temperatura do aço 8630.

Foi detectado na junta soldada do aço SAE 8630 modificado e o AWS E NiCrMo-3 (INCONEL 625), uma microestrutura na ZTA, constituída por fases prevalentes de martensita. Existe a possibilidade próxima da ZL, a formação de grãos grosseiros e a ausência de carbono provocada pela difusão deste no metal de solda. As áreas com um menor teor de carbono possibilita a formação de fases ferríticas. As setas brancas pressupõe a presença de carbonetos na matriz do MB e as setas pretas a ausência de carbono, conforme ilustrados nas Figuras 48 e 49.

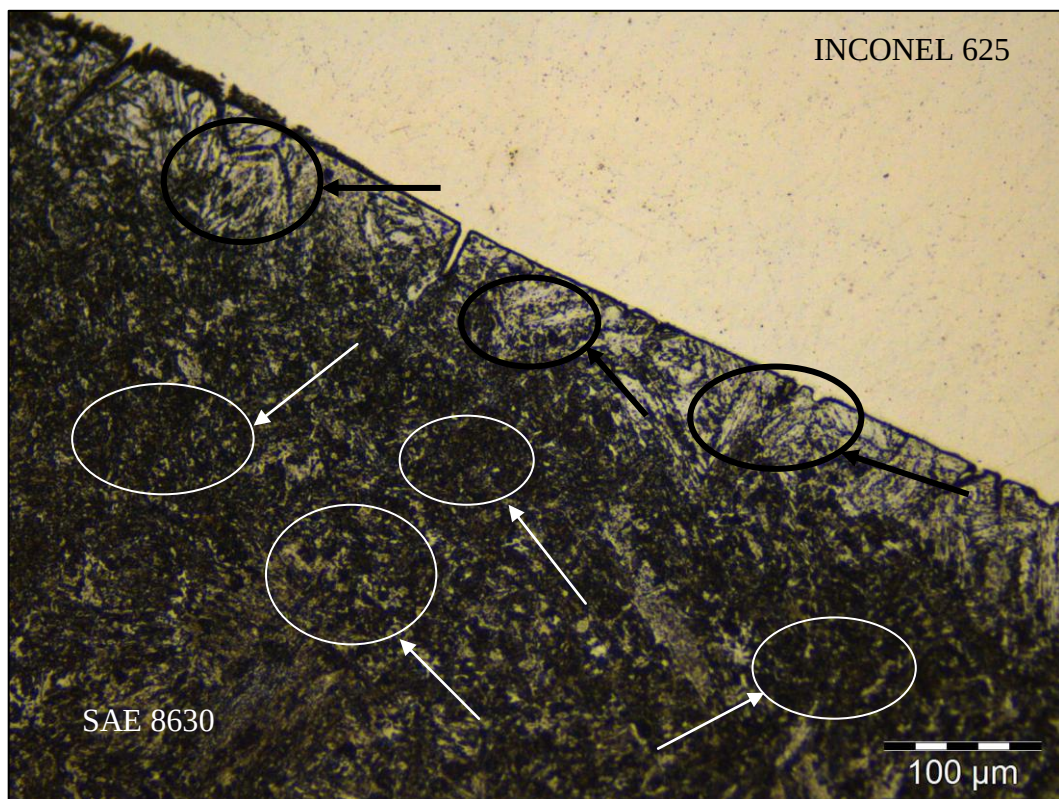


Figura 48: Imagem da ZPF com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.

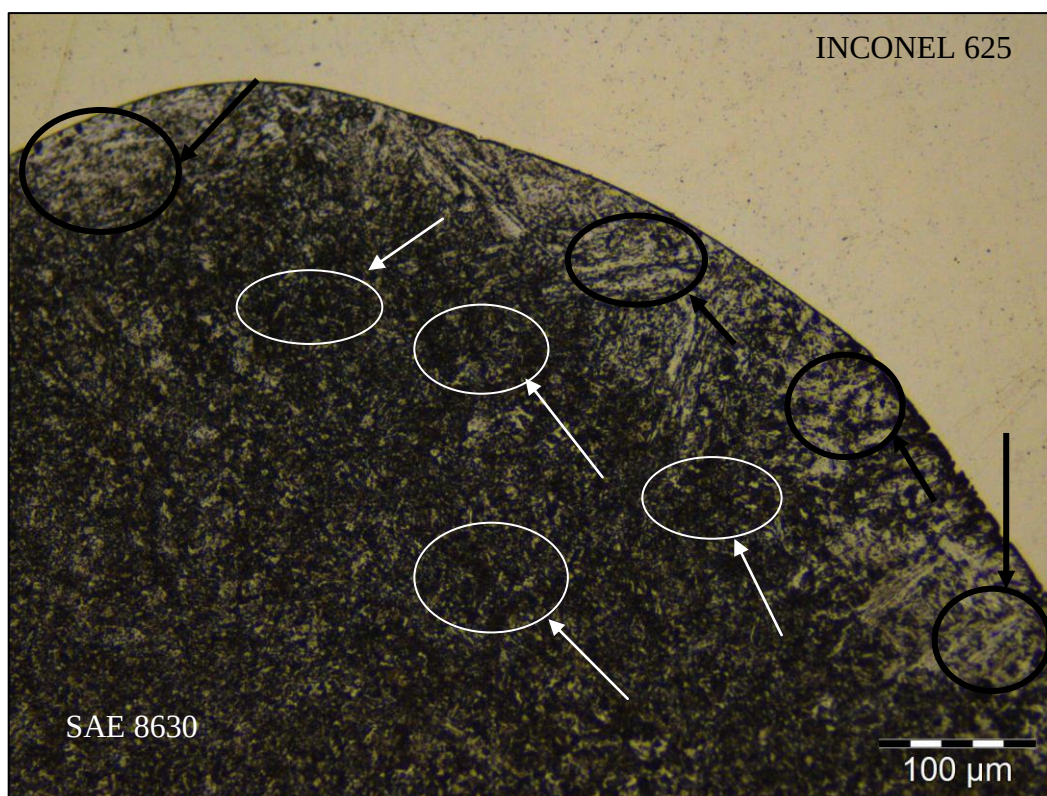


Figura 49: Imagem da ZPF com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.

Ao longo da ZL surgiram morfologias de ZPD's, como praias, baías e praias. É de se notar valores de durezas elevadas, ZPD's inseridas dentro do MA. O aumento da dureza se dá através de precipitações de carbonetos, acarretando em perdas pontuais da resistência à corrosão, sendo um grande concentrador de tensões e, por conseguinte nucleador de trincas. As Figura 50, 51 e 52, ilustram as informações citadas.

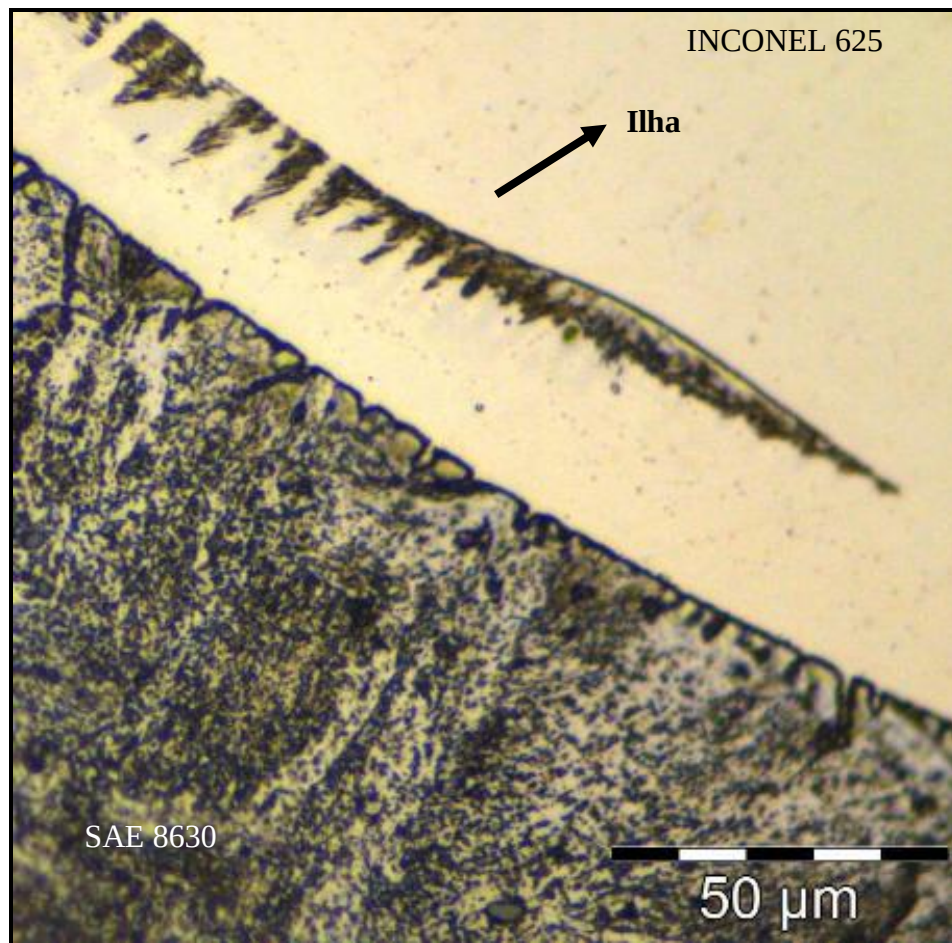


Figura 50: Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 500x.

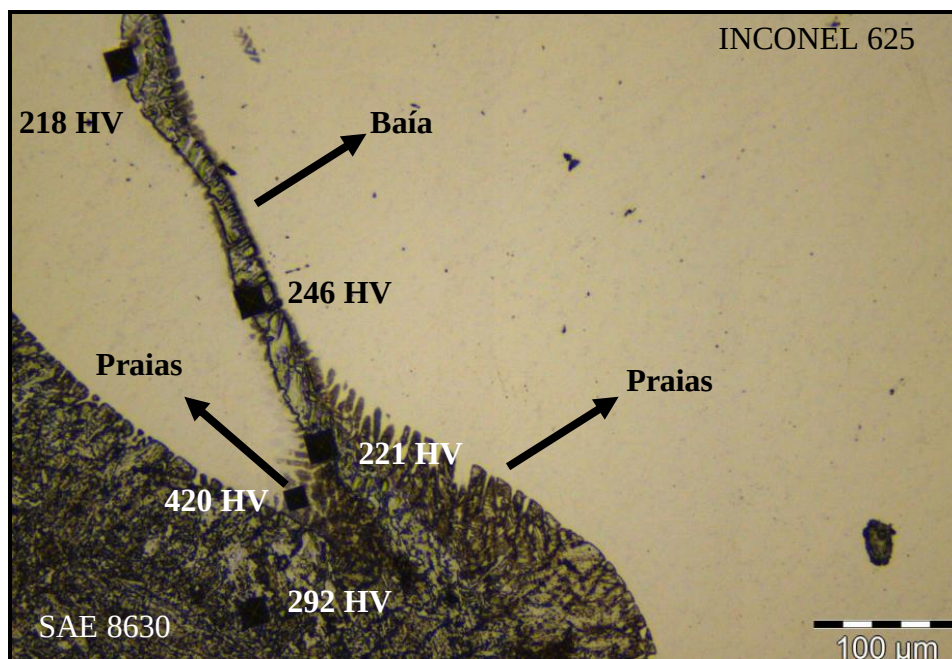


Figura 51: Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 200x.

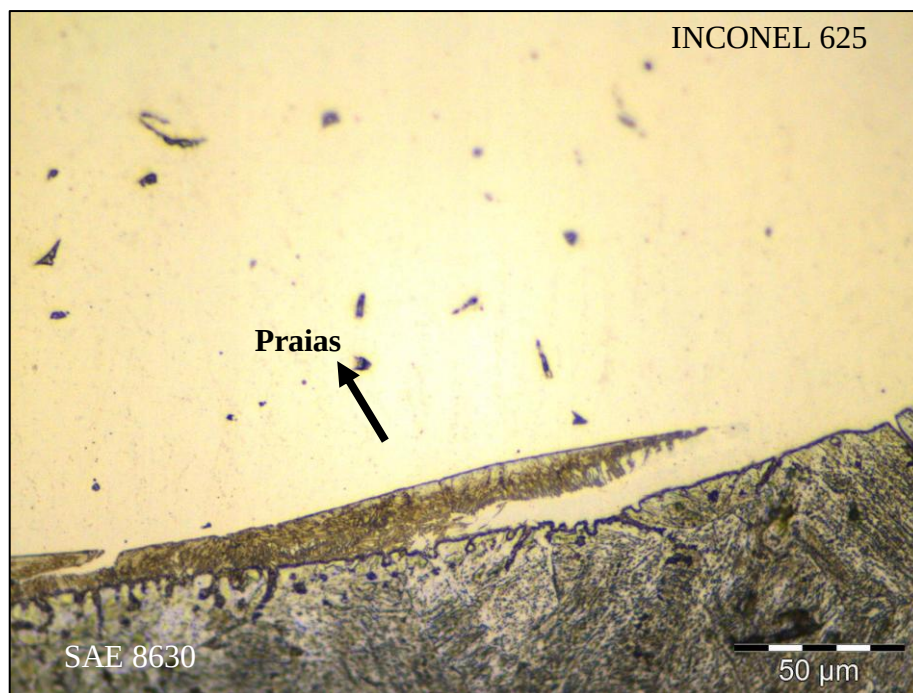


Figura 52: Imagem contendo ZPD's com TTAT. Nital 2% e resolução 500x.

4.3 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

O níquel é um elemento que tem uma ótima relação com outros elementos metálicos, possuindo uma excelente solubilidade com o ferro, cromo e de forma plena com o cobre, dando condições de se obter as mais diversas combinações. A matriz de níquel é de formação CFC, podendo ser endurecida em solução sólida através de precipitação de carbonetos. Pelo mecanismo de precipitação por carbonetos, os elementos químicos metálicos ligantes ao níquel reagem juntamente com o carbono para a formação de carbonetos, sendo estes prejudiciais ou benéficos para as propriedades das ligas. Conforme a Tabela 04, os carbonetos mais encontrados são: o MC considerado geralmente grande e indesejável e que se encontra dentro da matriz do níquel (γ) de forma aleatória; o M_6C que se concentra geralmente nos contornos dos grãos, controla o tamanho destes, portanto, a sua quantidade, tamanho e distribuição influencia na propriedade mecânica da liga; o M_7C_3 se concentra de forma intergranular e precipita-se em quantidades pequenas e quando a liga é exposta a altas temperaturas poderá ocorrer precipitações em grandes quantidades e de forma contínua nos contornos dos grãos fragilizando então a liga; e o $M_{23}C_6$ que se precipita frequentemente nos contornos de grão, influenciando as propriedades mecânicas das ligas de níquel, em circunstâncias de temperaturas entre 760°C à 980°C, causando

precipitação angular de carbonetos, vale observar que o M é o metal que acompanha o carbono, (ASM, 1992).

Com o uso da EDS do MEV, obteve-se ao longo do sentido perpendicular da junta soldada dissimilar, a composição química dos principais elementos, que são: o ferro, o níquel, o cromo, o molibdênio, o nióbio e o manganês. Logo na região da ZPD, foram coletadas informações sobre os principais elementos constituintes do aço e do amantecimento. O ferro do aço SAE 8630 se difundiu no INCONEL 625 na região da ZPD, o níquel e o cromo do INCONEL 625 não se difundiram dentro do metal de base SAE 8630 modificado e o surgimento de picos de molibdênio e nióbio, possibilitando a formação de precipitados de carbonetos desses dois elementos, conforme as Figuras 53 e 54. Dentre os precipitados de molibdênio, se possibilitam as formações do Mo_2C , $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ e do Mo_{23}C_6 e dos precipitados de nióbio se possibilitam as formações do $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ e do NbC , isto se dá o fato de serem propícios na formação dentro da liga de níquel, junto com o ferro e carbono do metal de base difundido nesta região da ZPD.

Tabela 04: Principais fases de carbonetos encontradas nas ligas de níquel.
(ASM, 1992).

Fase	Estrutura	Fórmula
γ	CFC	Matriz de níquel (Ni)
MC	Cúbica	(Ti, Ta, Nb, Hf, Th, Zr)C
M₆C	CFC	$\text{Fe}_3(\text{Mo, W, Nb})_3\text{C}$, $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$, $\text{Nb}_3\text{Co}_3\text{C}$, $\text{Ta}_3\text{Co}_3\text{C}$
M₇C₃	Hexagonal	Cr_7C_3
M₂₃C₆	CFC	$(\text{Cr, Fe, W, Mo})_{23}\text{C}_6$

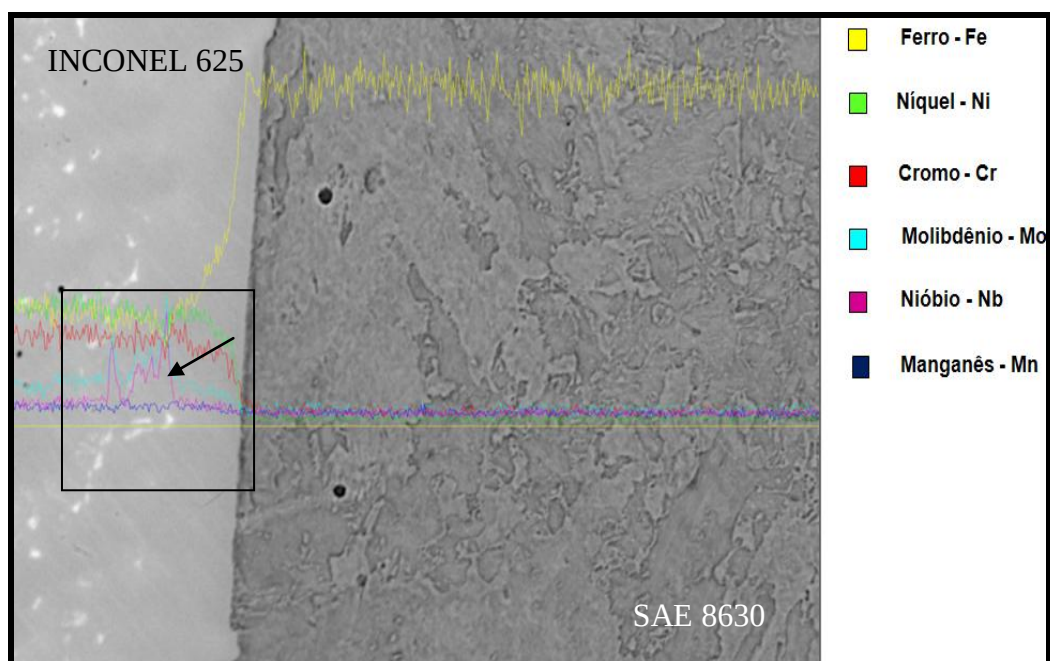


Fig. 53: Imagem dos principais elementos químicos ao longo da junta através do EDS.

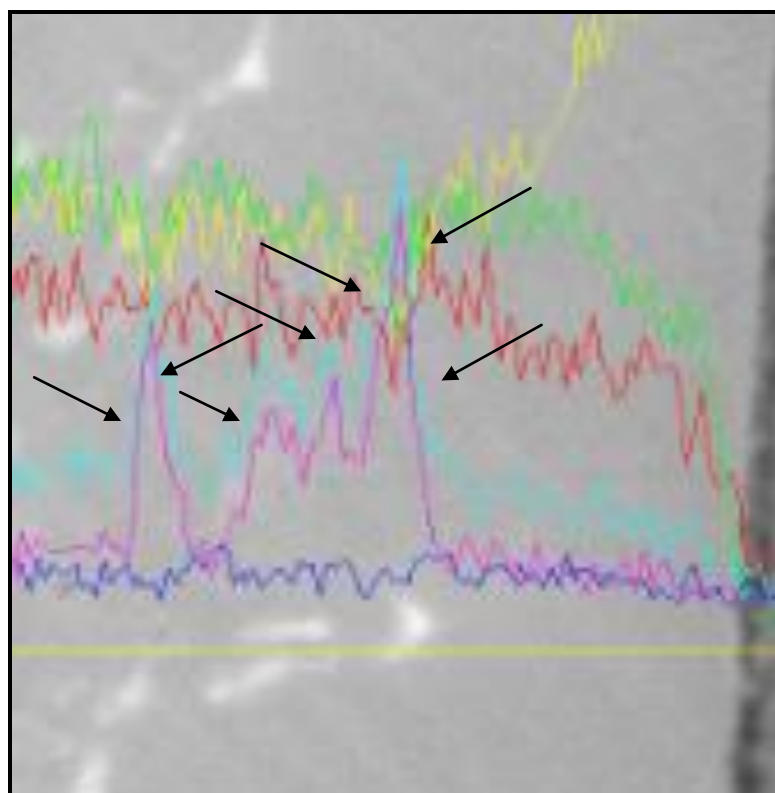


Fig. 54: Imagem em destaque dos picos de molibdênio (azul claro) e nióbio (roxo).

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA E DUREZA

As Tabelas 05 e 06, foram construídas a partir de 60 indentações por coluna, sendo implementada na amostra 03 colunas, totalizando então 180 indentações. Aplicaram-se uma carga de 100 gf (980 mN) por um tempo de 15 segundos com deslocamentos ao longo do MS, ZL, ZTA e MB, descritos de acordo com o tópico 3.7. Estes ensaios foram realizados, utilizando-se o mesmo procedimento em amostras com e sem tratamento térmico de alívio de tensões após o amanteigamento e constatando-se que a microdureza da ZTA apresentou valores de dureza acima da faixa especificada pela NACE MR 0175, norma esta que recomenda valores iguais ou menores a 250 HV. Isto se deve ao fato de serem ricas em martensita, microconstituintes de alta dureza devido as elevadas concentrações de tensões e consequentemente energias acumuladas. Porém certas ligas à base de níquel, endurecidas por precipitação e induzidas a alta sensibilidade para tensão de fissuramento pelo o hidrogênio, poderão apresentar valores nos devidos termos da faixa especificada pela DNV-RP-B401, norma esta que recomenda valores iguais ou inferiores a 350 HV, entretanto, ambas obedecem a esta última norma.

Nesta seção foram levantados os perfis de microdureza da junta soldada nas superfícies das amostras. A análise compreendeu na região da solda, ZTA e no metal de base, visando verificar, após a soldagem de amanteigamento, o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões. A Tabela 05 de microdureza sem tratamento térmico de alívio de tensões apresenta-se o perfil de microdureza com valores semelhantes entre si nas 03 colunas. Na região da solda houve valores médios entre 206 HV à 212 HV, na ZTA houve uma pequena elevação que se estende a partir linha de fusão, cruzando os grãos grosseiros até os grãos finos com valor médio inicial de 289 HV aumentando até 315HV, em seguida houve um declínio até a região intercrítica com valor médio de 266 HV e no metal base com valores médios entre 253 à 264 HV, conforme a Tabela 07 e ilustrado no Gráfico 04. A Tabela 06 de microdureza com tratamento térmico de alívio de tensões segue a mesma sequência, entretanto com valores inferiores aos de sem tratamento térmico de alívio de tensões, pois este apresenta-se também o perfil de microdureza com valores semelhantes entre si nas 03 colunas. Na região da solda houve valores médios entre 205 HV à 212 HV, na ZTA houve uma pequena elevação que se estende da linha de fusão, cruzando os grãos grosseiros até os grãos finos com valor médio inicial de 283 HV aumentando até 285 HV,

em seguida houve um declínio até a região intercrítica com valor médio de 247 HV e no metal base com valores médios entre 241 à 258 HV, conforme a Tabela 07 e ilustrado no Gráfico 04.

Observou-se que o tratamento térmico para alívio das tensões resultou em nenhuma diminuição de microdureza no metal de solda, porém para a ZTA houve esta diminuição, eliminando as tensões internas do material e proporcionando uma redução da microdureza.

Tabela 05: Média das linhas da microdureza sem TTAT.

Linha de indentação	Média da Esquerda	Média do Centro	Média da Direita	Material
0	212	215	210	Metal de solda
0,5	207	208	206	Metal de solda
1	203	212	208	Metal de solda
1,5	196	213	208	Metal de solda
2	197	216	211	Metal de solda
2,5	298	286	283	ZTA
3	308	288	297	ZTA
3,5	318	288	324	ZTA
4	326	297	315	ZTA
4,5	320	302	324	ZTA
5	302	314	318	ZTA
5,5	308	324	312	ZTA
6	278	323	297	ZTA
6,5	255	331	291	ZTA
7	251	317	262	ZTA
7,5	246	302	251	ZTA
8	259	284	250	Metal de Base
8,5	249	248	263	Metal de Base
9	255	250	269	Metal de Base
9,5	253	258	274	Metal de Base

Tabela 06: Média das linhas da microdureza com TTAT.

Linha de Indentação	Média da Esquerda	Média do Centro	Média da Direita	Material
0	216	206	213	Metal de solda
0,5	207	209	213	Metal de solda
1	201	207	208	Metal de solda
1,5	204	215	211	Metal de solda
2	208	213	212	Metal de solda
2,5	279	278	292	ZTA
3	272	291	308	ZTA
3,5	271	301	300	ZTA
4	269	291	296	ZTA
4,5	287	287	282	ZTA
5	284	293	280	ZTA
5,5	280	275	274	ZTA
6	286	268	262	ZTA
6,5	266	262	254	ZTA
7	264	249	236	ZTA
7,5	261	238	243	ZTA
8	243	230	251	Metal de Base
8,5	251	235	264	Metal de Base
9	258	245	267	Metal de Base
9,5	253	258	262	Metal de Base

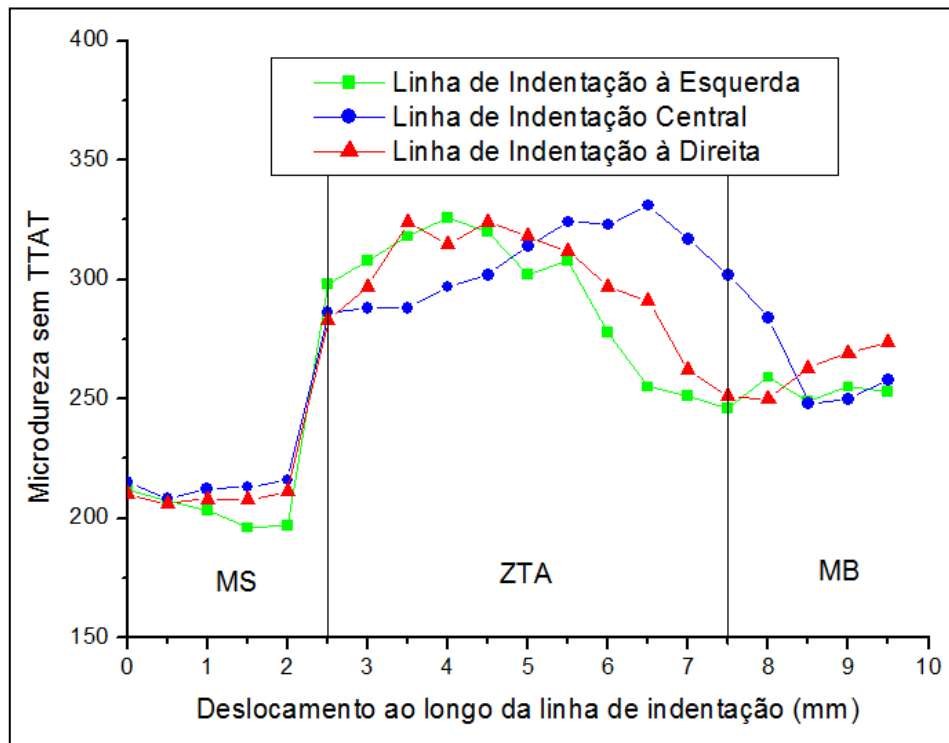


Gráfico 02: Microdureza sem tratamento térmico de alívio de tensões.

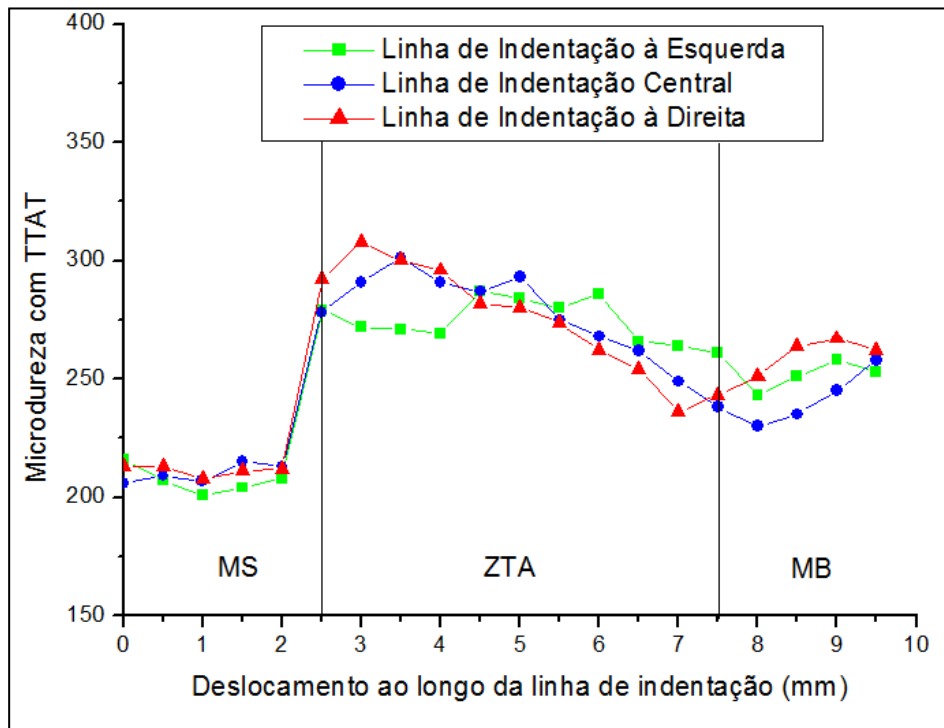


Gráfico 03: Microdureza com tratamento térmico de alívio de tensões.

Tabela 07: Média das médias das linhas da microdureza com e sem TTAT.

Linha de Indentação	Média das médias com TTAT	Média das médias sem TTAT	Material
0	212	212	Metal de solda
0,5	210	207	Metal de solda
1	205	208	Metal de solda
1,5	210	206	Metal de solda
2	211	208	Metal de solda
2,5	283	289	ZTA
3	290	298	ZTA
3,5	291	310	ZTA
4	285	313	ZTA
4,5	285	315	ZTA
5	285	311	ZTA
5,5	276	315	ZTA
6	272	299	ZTA
6,5	261	292	ZTA
7	249	277	ZTA
7,5	247	266	ZTA
8	241	264	Metal de Base
8,5	250	253	Metal de Base
9	257	258	Metal de Base
9,5	258	262	Metal de Base

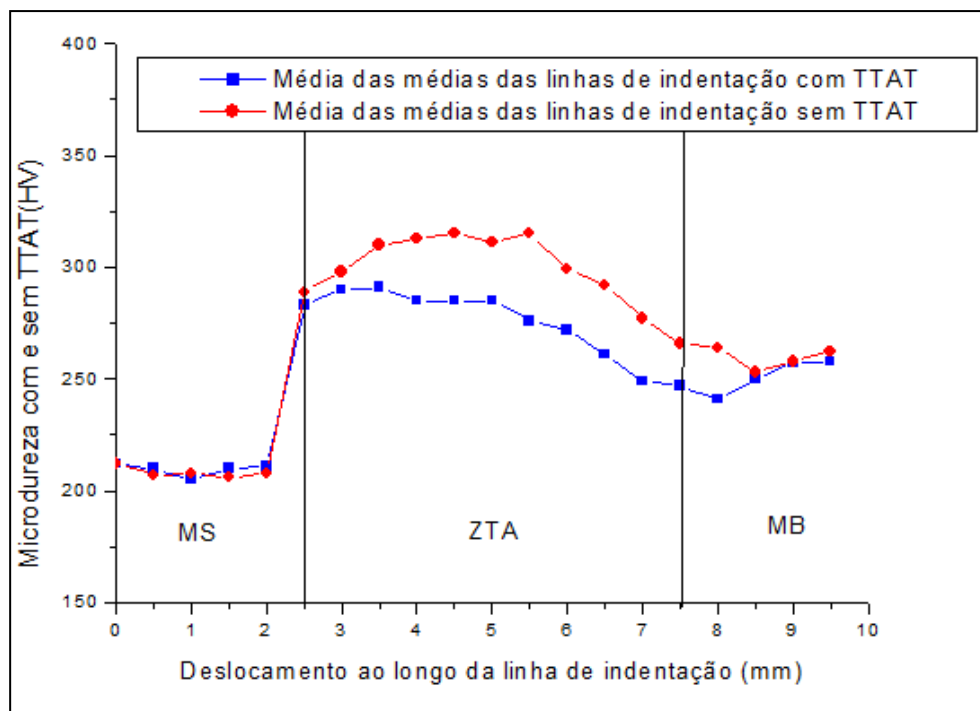


Gráfico 04: Média das médias da Microdureza com e sem tratamento de alívio de tensões.

As Tabelas 08 e 09, foram construídas a partir de 4 indentações por coluna, multiplicada em três colunas totalizando 12 indentações, foram executadas aplicando-se uma carga de 150 Kgf com deslocamentos ao longo do primeiro cordão do MS, segundo cordão do MS, ZTA e MB, descritos de acordo com o tópico 3.7. Estes ensaios foram realizados, utilizando-se o mesmo procedimento em amostras com e sem tratamento térmico de alívio de tensões após o amantecimento e constatou-se, a partir das Tabelas 08 e 09 que a dureza da ZTA, apresentou valores de dureza acima da faixa especificada pelas normas NACE MR 0175 e API 6A, normas estas que recomenda valores iguais ou inferiores a 22Hc. Isto se deve ao fato de serem ricos em martensita, microconstituintes este de alta dureza devido a elevadas concentrações de tensões e consequentemente energias acumuladas. Porém, certos materiais, como aços de baixa liga endurecidos, demonstram susceptibilidade à fragilização por hidrogênio quando expostos a proteção catódica em água do mar, cuidados estes que deverão ser tomados na seleção de materiais para aplicações que requerem alta resistência (mais que 900MPa), resistência a corrosão e resistência à fragilização por hidrogênio, estes poderão apresentar valores não acima da faixa especificada pela ISO/FDIS 13628-4: 2009 (E), norma esta que recomenda valores iguais ou inferiores a 35 Hc, entretanto ambas obedecem a esta última norma.

As regiões da ZTA e MB obtiveram resultados bem distintos, conforme as Tabela 08 e 09. Observa-se que na ZTA quanto no MB houve uma redução de dureza e eliminação de tensões internas logo após o tratamento térmico de alívio das tensões.

Na região do MS, observou-se valores de dureza não influenciados pelo TTAT, resultados estes que estão fora do interesse deste trabalho, por apresentar dureza do ensaio de Rockell C abaixo da faixa especificada de 20 Hc.

Tabela 08: Média da Dureza sem TTAT.

Regiões	1º Indentação(Hc)	2º Indentação(Hc)	3º Indentação(Hc)	Média
ZTA	28,0	28,0	28,0	28,0
Metal de Base	20,0	25,0	26,0	23,7

Tabela 09: Média da Dureza com TTAT.

Regiões	1º Indentação(HC)	2º Indentação(HC)	3º Indentação(HC)	Média
ZTA	23,0	24,0	22,0	23,0
Metal de Base	24,0	22,5	21,0	22,5

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

Com base nos ensaios de microdureza e análise microestrutural realizados no material soldado antes e após ciclos térmicos de alívio de tensões conclue-se que:

1. O tratamento térmico de alívio de tensões foi eficaz em reduzir a dureza e a microdureza da ZTA apresentando valores dentro dos especificados pelas normas DNV – RP – B401 e ISO/FDIS 13628 – 4: 2009 (E) .
2. A microestrutura obtida no aço SAE 8630 modificado, após o tratamento térmico de alívio de tensões, é composta por uma matriz formada por martensita revenida;
3. Na ZL interface entre o MB/MA e regiões próximas apresentam elevado gradiente de composição química e possíveis precipitados de nióbio e molibidênio, e criam regiões com diferentes propriedades mecânicas denominadas por zonas parcialmente diluídas (ZPD) o que pode ser preocupante para a fragilidade do material;
4. Os parâmetros de soldagem aplicado para o amanteigamento, permitiram a obtenção de cordões de solda homogêneo e uniforme, e isento de defeitos detectáveis a olho nu, em toda extensão da solda;
5. O aumento da microdureza na ZTA junto à linha de fusão, devido ao surgimento de ZPD's para as amostras submetidas ao TTAT ,demonstrou a necessidade do controle do ciclo térmico destes tratamentos como técnica de redução da fragilidade da ZTA.

CAPÍTULO VI

6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Estudo da influência do amanteigamento em multicamadas na microestrutura do material, avaliando as regiões de reaquecimento provocado pelo processo de soldagem multipasse;
2. Estudo comparativo dos amanteigamentos dos metais de adição aço carbono AWS ER80S-D2 e a liga de níquel INCONEL 625 no metal de base SAE 8630 modificado, conforme metodologia realizada no atual estudo;
3. Avaliar a influência do tratamento térmico na ZTA dos metais de base aço 8630 modificado e o aço ASTM A36 e unidos com a solda de união do INCONEL 625;
4. Analisar e medir o tamanho dos precipitados formados após a realização da soldagem e do tratamento térmico de alívio de tensões.

CAPÍTULO VII

7. REFERÊNCIAS

AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO – ANP. *Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 1990 -1999*. Rio de Janeiro: ANP, 2000.

AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO – ANP. *Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 2010*. Rio de Janeiro: ANP, 2010.

API 6A/ ISO: 10423: 2004 – *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*. 19th Edition. In.: 2004.

API 5L FORTY – *Specification for Line Pipe* – SECOND EDITION, JANUARY 2000.

ASM Metals Handbook: “*Properties and Selection: Irons, Steels, and High – Performance Alloys – Volume 1*”, ASM International Handbook Committee, 2^a Edição, 1993.

ASM Metals Handbook: “*Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials – Volume 2*”, ASM International Handbook Committee, 2^a Edição, 1992.

ASM Metals Handbook: “*Welding, Brazing, and Soldering – Volume 6*”, ASM International Handbook Committee, 1^a Edição, 1993.

ATANÁZIO, Nelson do Nascimento. *Estudo da influência do meio corrosivo na resistência à fadiga do aço estrutural SAE 8620*. Ciência e tecnologia das radiações, minerais e materiais: UFMG, 2006.

AWS Welding Handbook: “*Materials and Applications – Part 1*”, American Welding Society, 8^a Edição, Vol. 3, 1996.

AWS Welding Handbook: “*Materials and Applications – Part 2*”, American Welding Society, 8^a Edição, Vol. 4, 1998.

AWS Welding Handbook: “Welding Process – Volume 2”, American Welding Society, 8ª Edição, 1997.

BARBEDO, Nancy Del Ducca. *Avaliação comparativa dos processos de soldagem gmaw e fcaw utilizando aço ASTM A – 36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica*. UFMG: Itajubá, 2011.

BLONDEAU, Régis. *Metallurgy and mechanics of welding : processes and industrial applications*. WILEY: Great Britain, 2008.

CAMPOS, Paulo Tancredo de. *Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas pelos processos mig/mag (GMAW) e arame tubular (FCAW)*. PUCCPR. Curitiba, 2005.

CAMPOS, Wagner Reis da Costa et al. *Caracterização microestrutural de solda dissimilar – aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de níquel INCONEL 625*. Tecnol. Metal. Miner., São Paulo, v. 6, n. I, p. 19 - 23, jul / set. 2009.

CANTARIN, Tadeu Noveli. *Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI8630 modificado revestido com liga de níquel 625 por soldagem GTAW*. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2011.

CHIAVERINI, Vicente. *Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. ABM: São Paulo, 2002.

COLPAERT, Hubertus. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. Xª Ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

COSTA, M. C. M de S.; STARLING, C. M. D.; MODENESI, P. J. *Caracterização de Fenômenos de Instabilidade do Arco na Soldagem GMAW com Gases de Baixo Potencial de Oxidação*. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 13, No. 3, p. 181 – 189, Jul/ Set, 2008.

DUPONT, John N.; LIPPOLD, John C.; KISER, Samuel C. *Welding metallurgy and weldability of nickel – base alloys*. WILEY: New Jersey, 2009.

EPS 11186 – *Soldagem de união com inconel 625 entre o aço 8630 amateigado com ferrítico ER80SD2 e um aço X65 (ou similar)*.

FONTES, Carlos Henrique. *Juntas de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis – efeito do tratamento de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas*. COPPE: UFRJ, 2008.

FORTES, C. *Apostila Arames Tubulares*, ESAB BR, 2004.

FORTES, C. *Apostila Metalurgia da Soldagem*. ESAB BR, 2004.

FORTES, C. *Apostila MIG/MAG*, ESAB BR, 2005.

ISO/FDIS 13628 – 4: 2009 (E). *Petroleum and natural gas industries — Design and operation of subsea production systems — Part 4: Subsea wellhead and tree equipment*. In.; 2009.

KEJELIN, Norton Zanette. *Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares*. Programa de Pós – Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFSC, 2006.

LEITE, Raphael Aragonês. *Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável super duplex com a utilização de proteção catódica*. PPGEM: UFRGS, 2009.

LIMA, Flávia Barros. *Microestrutura de aços baixa liga tipo 41xx – uma abordagem quantitativa*. PPGEM: UFRJ, 2006.

PONTES, Mariana Karla Gurjão. *Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás*. UFCG: Campina Grande, 2012.

MATTOS, Emanoela Pereira. *Estudo da Influência do Pré – Aquecimento na soldagem por Atrito com Furo Passante com Pino Consumível em Aço ao Carbono EN14*. PPGE3M: UFRGS, 2012.

MODENESI, Paulo J. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2004.

MODENESI, Paulo J. *Soldagem de ligas metálicas*. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais: UFMG, 2001.

NACE MR0175/ISSO 15156:2003 – *Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production – Part 2: Cracking Resistent Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron*. In.; 2003.

NBR NM 136: 1997 – *Tratamentos Térmicos de aço – Terminologia e definições*. In. ; 2000.

NETO, Francisco de Assis Souza. *Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás*. Programa de Pós – Graduação em Ciência e Engenharia de Materias: UFCG, 2010.

OFFSHORE STANDARD DNV – OS – F101: *Submarine Pipeline Systems* – OCTOBER, 2007.

PESSOA, A. R. P. *Revestimento de Ligas de Níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto – circuito*. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará, 2009.

RECOMMENDED PRACTICE DNV – RP – B401: *Cathodic Protection Design* – OCTOBER, 2010.

SILVA, Maurício de Carvalho. *Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80*. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo, 2009.

SMAT, Z. *Automatic pulsed MIG welding*. *Metal Constrution*. p. 38 – 44, jan. 1986.

SOUZA, Gisélia Alves de. *Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com microestrutura bainítica/ martensítica) via microscopia ótica*. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, 2008.

WAINER, Emílio. *Soldagem: processos e metalurgia/ coordenação* Emílio Wainer, Sérgio Duarte Brandi, Décourt Homem de Mello – 2ª edição – São Paulo: Edgard Blucher, 1992.