



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS DO AÇO API
5L X80 SOLDADAS COM ARAMES TUBULARES “UNDERMATCHED E
EVENMATCHED”

TESE SUBMETIDA À BANCA EXAMINADORA DO PROGRAMA DE PÓS-
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE
PERNAMBUCO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA
MECÂNICA.

ADÉRITO DE AQUINO FILHO

RECIFE, OUTUBRO 2011

Catálogo na fonte
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

A657e

Aquino Filho, Adérito de.

Estudo do comportamento mecânico de juntas do aço API 5L X80 soldadas com arames tubulares “Undermatched e Evenmatched” / Adérito de Aquino Filho. – Recife: O Autor, 2011.
ix, 84 folhas, il., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2011.

Inclui Referências Bibliográficas e Anexo.

1. Engenharia Mecânica. 2. Processo FCAW. 3. Soldagem undermatched e evenmatched. 4. Aço API 5L X80. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2011-247

“ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS DO AÇO API 5L X80
SOLDADAS ARAMES TUBULARES ‘UNDERMATCHED’ E ‘EVENMATCHED’”

ADÉRITO DE AQUINO FILHO

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA/CFG/EEP/UFPE

Prof. Dr. ~~RICARDO~~ ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. ~~SÉVERINO~~ LEOPOLDINO URTIGA FILHO
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. ~~RICARDO~~ ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

Prof. Dr. ~~CEZAR~~ HENRIQUE GONZÁLEZ (UFPE)

Prof. Dr. ~~OSCAR~~ OLÍMPIO DE ARAÚJO FILHO (UFPE)

Prof. Dr. ~~FRANCISCO~~ ILO BEZERRA CARDOSO (UPE)

Prof. Dr. ~~JORGE~~ LUIS LAURILIANO GAMA (IFAL)

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por mais uma vez ter me concedido a graça deste estudo, após meu mestrado.

A minha esposa Elziclécia e meus filhos Artur e André, pela compreensão benevolência de suportarem o meu quase afastamento do cotidiano, e mesmo assim foram meus incentivadores.

Aos meus pais, que embora já tenham partido, sempre estão presentes em todos os momentos da minha vida.

Ao professor Ricardo Sanguinetti pela orientação, incentivo, amizade e por toda ajuda para a realização deste trabalho.

Aos colegas da pós-graduação principalmente Luciete, Ladjane, Pablo, Duarte e Anibal que sempre estiveram juntos comigo compartilhando da rotina e dos desafios.

Aos professores do curso de pós-graduação principalmente Yadava, Urtiga, Thiago Rolim e Oscar pelo incentivo a mim dispensado.

Aos funcionários do DEMEC Diniz, Orlando e Dário pela ajuda nas tarefas de oficina e laboratório e as funcionárias Eliane e Luana, pela presteza nos processos acadêmicos.

Aos colegas professores da UPE Fernando Mota, pela oportunidade de ser seu colega de Poli e a Francisco Ilo, Valdézio, Mário Jorge e Eduardo Loureiro pelo convívio fraterno.

A Escola Politécnica nas pessoas do Diretor, Pedro Alcântara e do Vice-Diretor José Roberto Cavalcanti que sempre me incentivaram e me apoiaram, liberando quando necessário para que eu realizasse este trabalho e viagens para apresentação de trabalhos em congressos.

Aos funcionários da Escola Politécnica que sempre se prestaram no atendimento de minhas necessidades para a realização deste trabalho.

A empresa Tenaris Confab pelo fornecimento dos tubos API 5L X 80; a White Martins pelo fornecimento do arame tubular E71T-1C. A ESAB S. A. Industria e Comercio pelo fornecimento do arame tubular E81T1-Ni1C; E a Codistil Dedine do Nordeste e a Escola do SENAI do Cabo de Santo Agostinho pela realização da soldagem.

RESUMO

As condições de soldagem undermatched e evenmatched no processo FCAW foram empregadas no aço API 5L X80. Neste estudo, foram utilizadas duas geometrias de juntas (bisel de 25 e de 35°) com diferentes parâmetros de processo. Cada tipo de junta foi soldada com os dois tipos de consumíveis: E71T1- C (undermatcheed) e E81T1-Ni1C (evenmatched), ambos com variação do aporte térmico, para isto manteve-se a tensão constante e variou-se a corrente. Durante a soldagem, a tensão e a corrente variaram numa faixa para preservar o modo de transferência por curto-circuito. Estas variações de condições operacionais influenciam consideravelmente nos resultados da soldagem. Para cada tipo de consumível, estudou-se a influência destes parâmetros na qualidade do metal de solda e, para cada ângulo de bisel, mediu-se a extensão das zonas termicamente afetadas e as propriedades mecânicas das juntas. As microestruturas foram caracterizadas por microscopia ótica e de varredura, onde foram feitas análises qualitativas dos microconstituintes, em seções transversais ao cordão de solda. As propriedades mecânicas para cada condição foram levantadas por ensaios de tração uniaxial, ensaios de dobramento e dureza que possibilitaram a comparação entre os diferentes parâmetros utilizados. Os resultados mostraram que o aporte térmico individual tem influência no tamanho das zonas termicamente afetadas. Os resultados obtidos com a geometria de junta com menor ângulo de bisel apresentaram resultados similares aos da junta de maior ângulo. Os consumíveis com resistência mecânica menor (E71T-1C) ou igual (E81T1-Ni1C) apresentaram desempenhos compatíveis com seus níveis de resistência e mostraram-se viáveis, dependendo da aplicação. O desenvolvimento deste trabalho forneceu contribuições tecnológicas significantes, tendo em vista ser recente o processo de soldagem com arame tubular do aço API 5L X80 para uso na indústria de petróleo e gás no Brasil.

Palavras-chave: *Processo FCAW, Soldagem undermatched e evenmatched, Aço API 5L X80.*

ABSTRACT

The welding conditions undermatched and evenmatched FCAW process were employed in API 5L X80 steel. In this study were used two geometries joints (Bisel 25 and 35 °) with different process parameters. Each type of joint was welded with two types of consumables: E71T-1C (undermatched) and E81T1-Ni1C (evenmatched), both with variation of heat input, for this remained constant voltage and current are varied. During welding, the voltage and current varied in the range to preserve the transfer mode by short circuit. Changes in operating conditions considerably influence in the results of welding. For each type of consumable, studied the influence of these parameters on quality of weld metal and for each Bisel angle, measured the extent of heat affected zones and the mechanical properties of joints. The microstructures were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy, where the qualitative analyses of microconstituents were performed in sections transverse to weld bead. The mechanical properties for each condition were obtained by uniaxial tensile tests, hardness and bending tests that allowed the comparison between the different parameters. The results showed that the heat input individual influence on the size of the areas thermally. The results obtained with the joint geometry with a smaller Bisel angle presented similar results than those of greater joint angle. Consumables with lower mechanical strength (undermatched) or equal (evenmatched) presented performances compatible with their levels of resistance and showed to be viable, depending on the application. The development of this work provided significant technological contributions in order to be recent welding process with wire tubular steel API 5L X80 for use in oil and gas industry in Brazil.

Keywords: FCAW Process, Welding undermatched and evenmatched, API 5L X80 steel.

INDICE

1. INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS E METAS	4
2.1 Objetivo	4
2.2 Metas	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Aços de Alta Resistência	5
3.1.1 Classificação dos Aços de Alta Resistência	6
3.1.2 Evolução dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	7
3.1.3 Processo de Laminação Controlada	9
3.1.4 Processo de Fabricação dos Aços ARBL no Brasil	11
3.1.5 Processo de Conformação de Tubos U-O-E	11
3.2 Soldabilidade dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	12
3.2.1 Carbono Equivalente	13
3.2.2 Soldagem em Tubulações	14
3.3 Aporte de Calor na Soldagem	15
3.3.1 Ciclo Térmico de Soldagem	16
3.4 Metal de Solda	17
3.5 Zona Termicamente Afetada	18
3.5.1 Regiões da Zona Termicamente Afetada	19
3.5.1.1 Regiões da ZTA em Soldagens de Único Passe	19
3.5.1.2 Regiões da ZTA em Soldagens de Múltiplos Passes	21
3.5.2 Microestruturas Formadas na Região Soldada	21
3.6 Processo de Soldagem com Arame Tubular	23
3.6.1 Equipamento Utilizado na Soldagem FCAW	25
3.6.2 Processo de Soldagem com Eletrodo Tubular Autoprotégido (FCAW-S)	27
3.6.3 Processo de Soldagem com Eletrodo Tubular Protégido a Gás (FCAW – G)	28
3.7 Modos de Transferência na Soldagem com Arame Tubular	29
3.7.1 Transferência por Curto-Circuito	29
3.7.2 Transferência Globular	30
3.7.3 Transferência Spray	31
3.7.4 Transferência por Spray Pulsado	33
3.8 Gases de Proteção Utilizado no FCAW-G	34
3.9 Eletrodos Tubulares	35
3.10 Classificação do Eletrodo Tubular	37
3.11 Parâmetros de Soldagem do Processo FCAW	40
3.11.1 Corrente de Soldagem	40
3.11.2 Tensão de Soldagem	40
3.11.3 Extensão do Eletrodo	40
3.11.4 Vazão do Gás de Proteção	41

3.11.5 Velocidade de Alimentação do Arame	41
3.11.6 Velocidade de Soldagem	42
4. MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1 Materiais	43
4.2 Procedimentos de Soldagem	46
4.3 Ensaios Mecânicos	49
4.3.1 Ensaios de Tração	50
4.3.1.1 Procedimento de Retirada e Dimensões dos Corpos de Prova	50
4.3.1.2 Critérios de Aceitação	50
4.3.2 Ensaios de Dobramento	51
4.3.2.1 Procedimento de Retirada e Dimensões dos Corpos de Prova	51
4.3.2.2 Critérios de Aceitação	51
4.3.3 Ensaio de Microdureza Vickers	51
4.3.4 Ensaio de Impacto Charpy	52
4.3.5 Caracterização Microestrutural	53
4.3.6 Quantitativos dos Corpos de Prova por Modalidade de Ensaio	53
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
5.1 Realização da Soldagem	54
5.2 Ensaios Mecânicos	61
5.2.1 Ensaio de Tração Uniaxial	61
5.2.2 Ensaios de Dobramento	64
5.2.3 Ensaio de Microdureza Vickers	65
5.2.4 Ensaio de Impacto Charpy	67
5.3 Caracterizações Macro e Microestrutural	67
5.3.1 Macroscopia	67
5.3.2 Caracterização Microestrutural por Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura	69
5.4 Considerações Finais	73
6. CONCLUSÕES	74
7. TRABALHOS PRODUZIDOS	76
7.1 Trabalhos Apresentados	76
7.2 Trabalhos Aceitos para Evento Internacional	76
7.3 Trabalhos Submetidos a Periódicos	76
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77
9. ANEXO	83

ABREVIATURAS E SIMBOLOS

Lista de Símbolos

η - rendimento térmico da fonte de energia	Adimensional
Δt_{8-5} - tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C	
Ar - argônio	
B - boro	
C - carbono	
CaCO_3 - carbonato de cálcio	
CaF_2 - fluorita de cálcio	
CO_2 - dióxido de carbono	
Cr - cromo	
Cu - cobre	
Fe - ferro	
H - aporte térmico	kJ/mm^2
He - hélio	
I - corrente elétrica	A
Mn - manganês	
Mo - molibdênio	
N - nitrogênio	
Nb - nióbio	
Ni - níquel	
O_2 - oxigênio	
P - fósforo	
S - enxofre	
Si - silício	
Ti - titânio	
TiO_2 - rutilo (óxido de titânio)	
T_p - temperatura de pico	°C
t_p - tempo de permanência acima de uma dada temperatura crítica	s
V - tensão elétrica	V
V - vanádio	
v - velocidade de soldagem	mm/s

Lista de Abreviaturas

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
 ANSI – American National Standards Institute
 API – American Petroleum Institute
 ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
 ASME - American Society of Mechanical Engineers
 ASTM – American Society for Testing and Materials
 AWS – American Welding Society
 CCT – Curva de Transformação com Resfriamento Contínuo
 CE – Carbono Equivalente
 DIN - Deutsches Institut für Normung
 EN – Norma Européia
 ERW – Electric Resistant Welding
 FA – Ferrita Acicular
 FATT – Temperatura de Transição Dúctil-Drágil baseada na aparência da fratura
 FC – Agregado Ferrítica-Carboneto

FC(G) – Ferrita de Contorno de Grão
FCAW – Flux Cored Arc Welding
FCAW-G – Flux Cored Arc Welding – Gas Shielded
FCAW-S – Flux Cored Arc Welding – Self Shielded
FP(I) – Ferrita Poligonal Intraganular
FS - ferrita com Segunda Fase
FS(A) - Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(B) - Bainita
FS(LB) – Bainita Inferior
FS(NA) - Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
FS(SP) - Ferrita de Placas Laterais
FS(UB) - Bainita Superior
FW - Flash Butt Welding
FW – Ferrita de Widmanstätten
GGZAC/ZAT ou RGG - Zona de Grãos Grosseiros
GMAW – Gas Metal Arc Welding
GRZAC/ZTA ou RGF - Zona de grãos finos
GTAW - Gas Tungsten Arc Welding
HV – Dureza Vickers
IC-ZAC/ZTA ou RI - Zona de Aquecimento Intercrítico
IIW – International Institute of Welding
JS – Junta Soldada
 L_E – Limite de Escoamento
 L_R – Limite de Resistência
M – A – Martensita Austenita
M - Martensita
MB – Metal de Base
MCW – Metal Cored Welding
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG/MAG -Metal Inert/Metal Active Gas
MS – Metal de Solda
OAW - Oxyacetylene Welding
PAW - Plasma Arc Welding
PCM – Modified Cracking Parameter
PETROBRAS - Petróleo Brasileiro S/A
SAW - Submerged Arc Welding
SC-ZAC ou RS - Zona Subcrítica
SEM – Scanning Electron Microscope
SMAW - Shielded Metal Arc Welding
TIG - Tungsten Inert Gas
TMCP – Thermomechanical Controlled Process
ZAC – Zona Afetada pelo Calor
ZF – Zona Fundida
ZL – Zona de Ligação
ZTA – Zona Termicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência está sendo intensificado mundialmente por razões econômicas. A utilização de tubos fabricados a partir de aços com melhores propriedades mecânicas tem contribuído para a redução de custos na produção das malhas de oleodutos e gasodutos, pois permite selecionar menores espessuras de parede, mantendo-se a mesma pressão de trabalho, o que resulta na diminuição do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta. A crescente demanda por gás natural influenciará o tipo de transporte no futuro, tanto no ponto de vista econômico quanto estratégico. Gasodutos de longa distância são um meio seguro e econômico de transportar gás das regiões de produção até aos usuários. Esses aços foram inicialmente projetados para atender as necessidades da indústria de gás e petróleo. O bom desempenho industrial obtido neste tipo de indústria propiciou seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas.

Esta evolução é historiada por Buzzichelli & Anelli (2002), afirmando que nos anos 60, importantes inovações tecnológicas começaram a ser introduzidos com intuito de se melhorar as especificações dos aços com a intenção de se obtê-los mais resistentes e tenazes para os novos projetos de gasodutos de grande diâmetro. A partir de então, materiais mais resistentes foram continuamente produzidos nas indústrias de laminações de chapas, com o objetivo de atender as propostas mais exigentes de especificações dos engenheiros projetistas das companhias de óleo e gás. Estas inovações foram resultados de um grande esforço dos pesquisadores das companhias de aço no desenvolvimento de novas composições químicas, novos processos de laminação, tratamentos de refino do aço, seguidos de inovações na conformação das chapas visando a otimização das operações de soldagem na fabricação dos tubos. A construção de grandes gasodutos serviu de motivação para estas mudanças. Com isso, em menos de 20 anos, tubos de grande diâmetro altamente resistentes e tenazes, e de fácil soldabilidade, fabricados com o aço API 5L X 80 eram comercialmente disponíveis na Europa, América do Norte e Japão.

Widgery & Blackman (2003) em suas colocações sobre redução de custos em tubulações para transporte de gás, dizem que a partir da metade do século 20 a velocidade do assentamento da tubulação de gás foi superior, mas nem sempre o controle de custos foi considerado importante. Preços praticados para o consumidor foram altos e reservas não eram tão distantes, assim custos de tubulações foram facilmente amortizadas, mesmo para linhas offshore. Com o avanço do século 21 as reservas mais acessíveis tornar-se-ão esgotadas e haverá uma demanda para o transporte das reservas mais distantes, mas estas, até o momento, terão que competir com a existência de fontes de baixos custos. Se fontes abandonadas estão para ser liberadas e se tubulações estão para permanecer como um método preferido de transporte de gás, maiores reduções e custos podem ser atingidos. Até a virada do século, o material de tubulação mais resistente em serviço no Brasil, aço X 80, tinha uma comprovação de resistência de 550 MPA, e destes somente 400 km tinha sido assentado em 20 anos.

Segundo Hillenbrand et al (2004), desenvolvimento dos aços ARBL em grau X 80 está concluído e este grau é atualmente o estado da arte para gasodutos de alta pressão. O API Grau X 100 foi recentemente desenvolvido, está em fase de testes em escala real, mas ainda não foi utilizado em malhas dutoviárias. Alguns fabricantes têm produzido o grau X100 em grandes diâmetros e grande escala com a finalidade de pesquisa. As primeiras linhas de teste serão instaladas num futuro próximo e coloca-se como próximo desafio o aço X120.

As análises econômicas e técnicas a favor de uma opção mais resistente, mesmo de um ponto de vista puramente científico, mostram-se mais interessante e desafiadora a utilização do aço API grau X 100. Levando-se em consideração que as vantagens de um possível emprego destes aços deve-se ao fato de que o transporte de gás em longas distâncias por meio de dutos será sempre o meio mais eficiente. E o emprego de altas pressões em tubulações exigem materiais mais resistentes associados a um custo reduzido (Buzzichelli & Anelli, 2002; Demofonti et al, 2003 e Schwinn et al, 2002).

Pelo gráfico da Figura 1.1 pode ser observado que o uso do aço API 5L X 80 na construção do primeiro gasoduto “Ruhrgas” levou a uma economia de cerca de 20.000 toneladas, comparados com a possível utilização de tubos de aço API grau X 70, por meio da redução da espessura da parede de 20,8 mm para o X 70 para 18,3 mm para o X 80. Este resultado implica na redução dos custos de transporte e, também, na redução dos custos de soldagem, pois reduz o tempo de soldagem com paredes mais finas. O uso de materiais com maior resistência mecânica, como o X 120, permitirá maior redução nos custos.

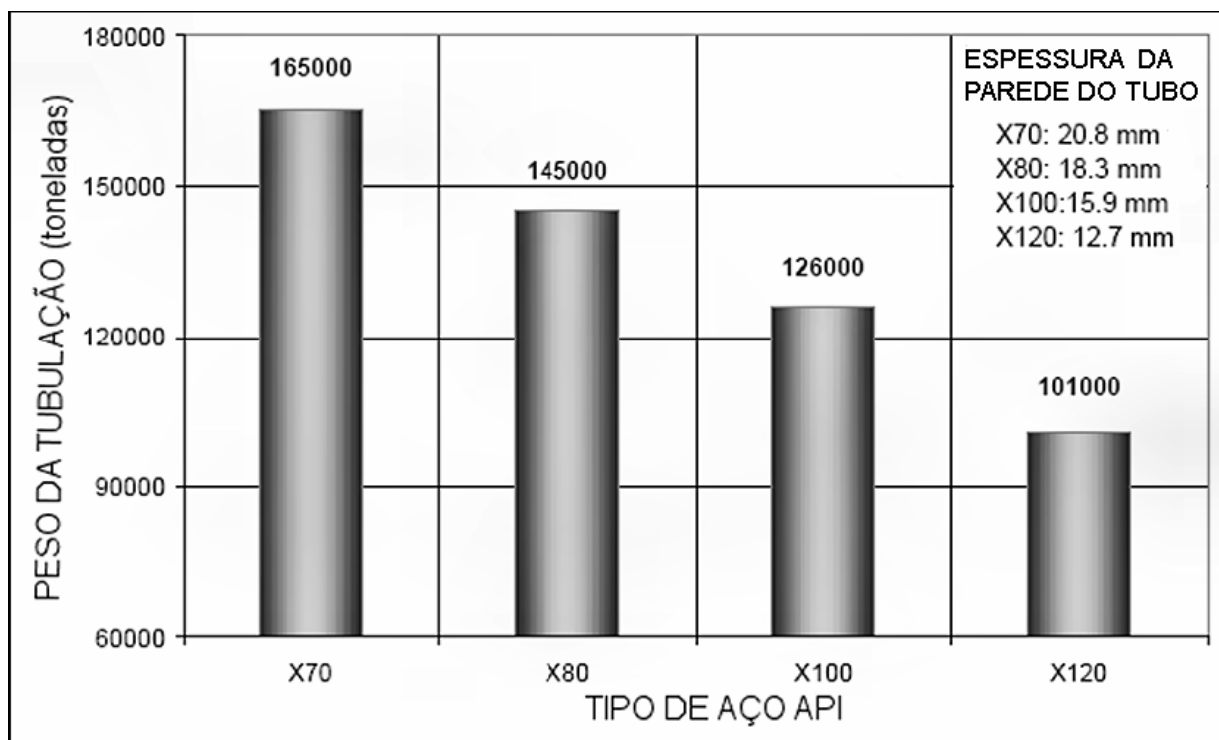


Figura 1.1. Redução de peso da tubulação em função do tipo de aço. Santana (2006), adaptado de Hillenbrand et al (2004).

Até os anos 70, os aços de alta resistência eram produzidos pelo processo de laminação a quente, seguida de normalização. A partir dos anos 70, com a introdução no processo de operações de conformação termomecânica, conseguiu-se a produção dos aços X 70 em diante, com reduzidos teores de carbono, e adições dos elementos de liga, nióbio e vanádio (Fedele, 2002). No Brasil até então eram fabricados industrialmente aços até a classe API X 70. No entanto, segundo Bott et al (2005), como os equipamentos de fabricação têm limitações para atingir uma velocidade de resfriamento necessária para a obtenção de um refinamento de grãos, como o exigido para o aço classe API X 80, este aço foi produzido com uma composição química diferenciada para que se atingissem os requisitos mínimos para este grau. Para tal foram adicionados elementos de liga tais como nióbio, cromo, vanádio e molibdênio.

A demanda por tubos para oleodutos e gasodutos de grande vazão aumentou significativamente nas últimas décadas. Dentro desta perspectiva no Brasil houve um grande aumento na produção de petróleo e gás, ao ponto de torná-lo auto-suficiente na produção de petróleo. Segundo o Plano de Negócios de 2009-2013 da Petrobrás (2009) de 2.500 mboe/dia, em 2009, a meta é atingir próximo de 3.500 mboe/dia em 2013 e próximo de 5.000 mboe/dia em 2020, contando com a produção do Pré-Sal. A taxa de crescimento de produção total (óleo e gás) da Petrobras até 2013 será de 8,8% aa. e de 7,5% aa. até 2020. Boe significa barrel of oil equivalent (boe).

Os processos de soldagem utilizadas nestes aços tem sido conservadores. Nesta mesma linha os autores Hillenbrand et al (1997), mencionam dois procedimentos de soldagem para o

aço X 80, desenvolvidos pelas empresas Ruhrgas AG e Mannesman Anlagenbau juntamente com fabricantes de consumíveis europeus: Soldagem manual na posição vertical descendente com eletrodos combinados e Soldagem GMAW Mecanizada com abertura estreita, posição vertical descendente.

Para Quintana & Johnson (1999) normalmente não é prático ou de baixo custo benefício o fabrico de uma junta soldada usando um único consumível e processo. Por exemplo, muitas soldas de tubos em linha são produzidas usando SMAW para passe de raiz e FCAW-S para passes de preenchimento. Fabricação de grandes composições ou estruturas normalmente envolve soldagem usando GMAW e FCAW-G em fábrica seguida por FCAW-S ou SMAW no campo. O processo de soldagem de ponteamto e ajuste normalmente são realizados usando SMAW, e no restante das soldas estruturais são utilizados processos que atinjam maiores taxas de deposição. Estes são exemplos de aplicações em que misturas de diferentes metais de solda podem ocorrer em uma única junta soldada. Estes exemplos indicam que, embora não ocorrendo em muitos casos, mistura do material de solda ocorre com bastante frequência como uma parte normal do processo de fabricação. Em contraste, muitos consumíveis de soldagem são otimizados sem considerar efeitos de diluição subjacente ao metal de base ou as diferentes composições químicas do metal de solda.

Graf & Niedorhoff (1995) tratam do desempenho de soldas circunferenciais overmatched e undermatched em chapas para testes. Os resultados sugerem que é aceitável fazer soldagens circunferenciais com eletrodos celulósicos do tipo AWS E 9010-G em grau X 70, e alguns casos em grau X 80. Os resultados indicam que os métodos de soldagem mistos, que foram desenvolvidos pela Mannesman em cooperação com fabricantes de consumíveis e que consistem de passes de raiz e o sobre raiz (quente) com eletrodos celulósicos e os passes de preenchimento e selagem com vertical descendente com eletrodos básicos AWS E 10018-G, é bem adequado para em assentamento de tubulação grau X 80.

Em sua revisão Loureiro (2002), diz que juntas soldadas (JS) são por natureza materiais heterogêneos apresentando variações nas microestruturas e propriedades mecânicas (dureza, resistência e tenacidade) através do metal de solda (MS) e da zona termicamente afetada (ZTA). Um fenômeno de mistura de diferentes metais de solda e diluição no MS e ciclos térmicos complexos induzidos na ZTA motiva esta evolução (Quintana & Johnson, 1999; Loureiro & Fernandes 1994). O desempenho da junta soldada depende do desacordo da relação entre a resistência e a tenacidade de cada zona da junta soldada (Toyoda et al, 1994). É usual classificar as soldas como overmatched, evenmatched ou undermatched, se o valor da tensão de escoamento ou do limite de resistência do MS é respectivamente superior, igual ou inferior aos dos MB. Overmatched são geralmente usados em componentes estruturais sob tensões (AWS D1.1, 2004). Soldas undermatched são algumas vezes usadas em componentes estruturais em juntas de aço de alta resistência com o objetivo de minimizar a tendência de trinca induzida pelo hidrogênio, reduzindo ou prevenindo de custos com a operação de preaquecimento.

Neste trabalho, foi avaliada a qualidade do processo FCAW-G utilizando soldas undermatched, evenmatched em duas geometrias de juntas soldadas do aço API 5L X 80, analisando a correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas dessas juntas. É ressaltado nos procedimentos de soldagem que este aço foi soldado com um único tipo de consumível undermatched ou evenmatched com variações nos parâmetros tensão e correntes.

2 OBJETIVOS E METAS

2.1 Objetivo

- Estudar os efeitos o comportamento mecânico de juntas soldadas do aço API X 80, soldado pelo processo FCAW-G com consumíveis evenmatched (E71T-1C) e undermatched (E81T1-Ni1C) em duas geometrias de juntas, de modo a tornar os procedimentos qualificáveis.

2.2 Metas:

- estudar o efeito dos procedimentos de soldagem nas microestruturas e propriedades mecânicas de soldas undermatched e analisar sua influência no desempenho das juntas soldadas;
- estudar o efeito dos procedimentos de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de soldas evenmatched e analisar sua influência no desempenho das juntas soldadas;
- estudar o efeito da variação de corrente nas microestruturas e propriedades mecânicas das soldas evenmatched e undermatched, e analisar sua influência no desempenho da junta soldada utilizando o processo FCAW-G;
- fazer análise comparativa do desempenho dos pr,ocessos de soldagem em relação ao desacordo entre os metais de solda;
- fazer análise comparativa do desempenho dos processos de soldagem em relação ao desacordo entre as geometrias das juntas soldadas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A soldagem por fusão do processo de soldagem Flux Cored Arc Welding (FCAW) foi abordada, nesta revisão, com respeito aos diferentes aspectos associados aos seus parâmetros de soldagem e se procurou focar estes aspectos em relação à soldabilidade dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Estes aços são utilizados na construção de dutos e estruturas. O processo FCAW é conhecido no Brasil como processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo tubular.

3.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Esses aços foram inicialmente projetados para atender as necessidades da indústria de gás e petróleo. O bom desempenho industrial obtido neste tipo de indústria propiciou seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas.

Kerr (1975) diz que os aços podem ser classificados pela sua composição como aços carbonos comuns ou carbono manganês: efervescente, semi-acalmado, acalmado por adições de silício e acalmado por adições de silício com grãos refinados por alumínio; aços microligados contendo pequenas quantidades de elementos de liga menores que 0,1%, tais como nióbio, vanádio e outros; aços de baixa liga, com menos de 5% de adições de elementos de liga e aços de alta liga, com adições de mais de 5%.

Meesters (1997) classifica quimicamente os aços denominados de alta resistência como ultra baixo carbono (0,03 até 0,08 % de carbono) e baixo carbono (0,08 até 0,12 – 0,15 % de carbono). Estes denominados de microligados ou aços de baixa liga, ou aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), e os de alto/médio carbono convencionais (0,15 até 0,3 % de carbono). Os dois primeiros têm conteúdo de manganês até 2,0%, e podem conter pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio, zircônio e boro, em várias combinações desses elementos com o objetivo de aumentar a resistência a tração e a tenacidade.

Para Casti (2000), existem basicamente três classificações ou famílias de aços de ARBL. A dos aços microligados, chamados assim porque contêm os elementos químicos, citados acima, em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços com microestrutura ferrita acicular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono e como principais elementos de liga manganês, molibdênio e boro. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste numa matriz de ferrita, onde se encontram uniformemente distribuídas pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono.

As principais características dos aços ARBL são seu alto limite de resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas; boa conformabilidade e boa soldabilidade, em função do baixo índice de carbono equivalente (Meester, 1997; Rodrigues et al, 2000 e Senuma, 2000). Isto lhe confere vantagens na sua utilização, como poderem suportar cargas com menores espessuras, acarretando economia em peso e propiciando uma redução no custo de projeto. Têm sido utilizados com sucesso em aplicações que requerem uma boa resistência mecânica e tenacidade aliado a um custo relativamente baixo. Na indústria metal/mecânica, além de componentes para a indústria de petróleo e gás, seu emprego pode ser observado na construção de vasos de pressão, estruturas navais, vagões, tanques, estruturas offshore, construção civil e componentes automotivos (Akselsen et al 1990 e Chen et al 1984).

Os aços microligados fornecem propriedades comparáveis aos aços convencionais normalizados ou temperados e revenidos. Os custos associados ao tratamento térmico são evitados em virtude da utilização de elementos na formação da microliga (Paules, 1991). E devido ao efeito de endurecimento promovido pela adição dos elementos de liga, o teor de carbono pode ser reduzido, resultando em melhor soldabilidade e tenacidade à fratura (Akselsen et al, 1989, Akselsen et al, 1988 e Thaulow et al, 1985).

Segundo Hannertz (1995), Morrison (1990), Heisterkamp et al (1990) e Shiga (1990), no processo de fabricação procura-se melhorar a qualidade do aço reduzindo e controlando os níveis de impurezas residuais como o enxofre e o fósforo, como também evitando zonas de segregação e o bandeamento da microestrutura, com a finalidade de dificultar a formação de trincas e regiões de alta temperabilidade.

Para os autores Akselsen et al (1990) e Akselsen et al (1987), a conjunção das propriedades de resistência mecânica e tenacidade à fratura provem da combinação de uma microestrutura com grãos refinados; alta densidade de discordâncias, geradas pela deformação a frio no processo de laminação; o endurecimento por precipitação, que são causados pelos carbonetos de titânio, vanádio ou nióbio, dispersos na matriz e um endurecimento residual causado pela textura/anisotropia no material. A adição de elementos microligantes permitiu, inicialmente, uma significativa redução no carbono equivalente. Esta maior redução no carbono equivalente tornou-se possível com procedimentos de melhoria no processamento termomecânico, como a laminação controlada. Os autores Reepmeyer et al (2003), Barsanti et al (2001), Graf et al (1993) e o documento IIS-IIW-1281-91 (1994), destacam o grande avanço ocorrido nas técnicas de processamento termomecânico do aço, quando se acrescentou aos processos de laminação controlada, o resfriamento acelerado.

3.1.1 Classificação dos Aços de Alta Resistência

Os aços de alta resistência mais utilizados, principalmente para fabricação de tubos, são conforme os requisitos das normas API 5L (2007), DIN 17172 (1978) ou EN 10208-2, apresentados na Tabela 3.1, os quais são denominados de alta resistência e baixas ligas (ARBL).

Tabela 3.1 – Classificação dos aços de acordo com as principais normas internacionais de fabricação (Fedele, 2002).

Classificação do aço			LE (mínimo) (N/mm ²)	LR (mínimo) (N/mm ²)	Alongamento (%)
API 5L	EN 10208-2	DIN 17172			
A			207	331	28
	L210		210	320	26
		StE 210.7	210	320	26
B			241	413	23
	L245MB		245	415	22
		StE 240.7	240	370	24
X 42			289	313	23
	L290MB		290	415	21
		StE 290.7 (TM)	290	420	23
X 46			317	434	22
	L320M		320	460	21
		StE 320.7 (TM)	320	460	21
X 52			358	455	21
	L360MB		360	460	20
		StE 360.7 (TM)	360	510	20
X 56			386	489	20
	L385M		385	530	19
		StE 385.7 (TM)	385	530	19
X 60			413	517	19
	L415MB		415	520	18
		StE 320.7 (TM)	415	550	18
X 65			448	530	18
	L450MB		450	535	18
		StE 445.7 (TM)	445	560	18
X 70			482	565	18
	L485		485	570	18
		StE 480.7 (TM)	480	600	18
X 80			550	620	18
	L555MB		555	625	18
		StE 550.7 (TM)	550	690	18

LE = Limite de escoamento, LR = Limite de resistência

Embora essas normas sejam as mais utilizadas, vale salientar que existem outras normas para esses tipos de aços, como as referenciadas por Gorni (2001): MIL – S – 16216K(SH) (1987), MIL – S – 24645 (1990) e ASTM A710 (2007). Todas essas normas classificam os diferentes aços em subgrupos, de acordo com seus valores de resistência mecânica para facilitar a seleção adequada conforme sua aplicação. O grau do aço para algumas normas, como a norma API 5L (2010), reflete o valor mínimo do limite de escoamento do material em ksi, ou seja, o API grau X 60 tem limite de escoamento mínimo de 60 ksi, enquanto em outras normas estes valores estão em N/mm^2 (EN e DIN).

3.1.2 Evolução dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Uma ilustração da evolução dos aços API 5L é mostrada no gráfico da Figura 3.1. De acordo com Hillenbrand & Kalwa (2002), até os anos 70, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como os aços API X 52 e API X 60, eram produzidos pelo processo de laminação a quente seguido de tratamento térmico de normalização. Nos anos 70, a laminação a quente e a normalização foram complementadas pelo tratamento termomecânico, que possibilitou o desenvolvimento de aços até API X 70, microligados com nióbio e vanádio, possibilitando com isso, menor teor de carbono. Uma melhoria no processo de laminação com tratamento termomecânico, em que foi adicionado um subsequente resfriamento acelerado, permitiu a produção de aços mais resistentes como o API X 80, com teor de carbono ainda mais reduzido, imputando-lhe melhores tenacidade e soldabilidade. E posteriormente a adição de molibdênio, cobre e níquel ao aço, associado a este processo, tornaram possível o desenvolvimento dos aços API X 100. O desenvolvimento do aço API X 120 consistirá da otimização deste processo associado a adição de nióbio, titânio e boro (Hillenbrand et al, 2004; Hillenbrand & Kalwa, 2002 e Buzzichelli & Anneli, 2002).

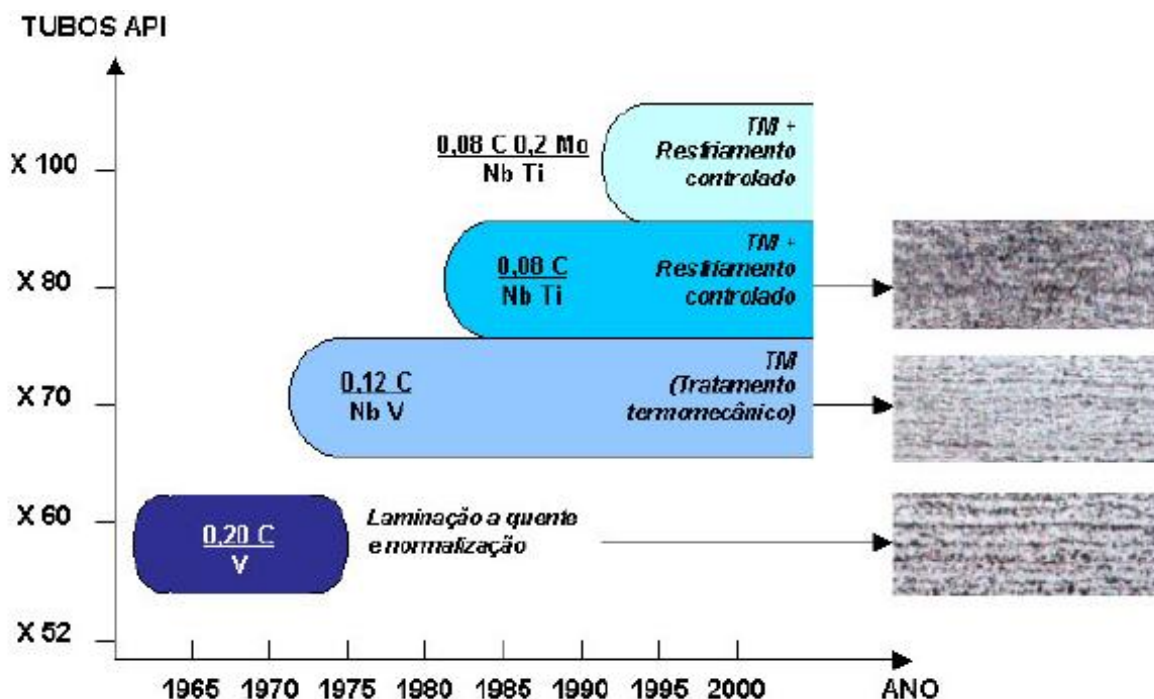


Figura 3.1 – Evolução dos aços para tubos API (Hillenbrand & Kalwa, 2002, adaptado por Fedele, 2002).

Ainda sobre a evolução desses aços, Fedele (2002) acrescenta, que até os anos 70 os aços de alta resistência produzidos pelo processo de laminação a quente, seguida de uma normalização, obtinha-se uma microestrutura composta de finas lamelas de ferrita e perlita e

grãos maiores de ferrita. A Figura 3.2(a) mostra a micrografia de uma chapa do aço API X 60 fabricada pelo processo de laminação convencional e normalizada. Observa-se microestrutura típica de ferrita e perlita com tamanho grande de grão (ASTM 7 a 8). A partir dos anos 70, com a introdução no processo de operações de conformação termomecânica, a partir da qual se conseguiu a produção dos aços X 70, com reduzidos teores de carbono, e adições dos elementos de liga, nióbio e vanádio. Isto fez com que se obtivessem, nestes aços, uma microestrutura com maior uniformidade com grãos mais refinados de ferrita. Observa-se na Figura 3.2(b) que um menor tamanho de grão ferrítico (ASTM 10 a 11) está presente na chapa do aço API X 70 fabricada por tratamento termomecânico. Microestrutura ainda mais uniforme e mais fina (ASTM 12 a 13) é verificada na chapa do aço API X 80, conforme mostra a Figura 3.2(c). O resfriamento acelerado sucedendo o tratamento termomecânico possibilitou a formação de microestrutura do tipo ferrita-bainita com excelentes propriedades mecânicas. Os tamanhos de grãos aqui referidos são conforme a norma ASTM E-112-84 (Hillenbrand et al, 2001).

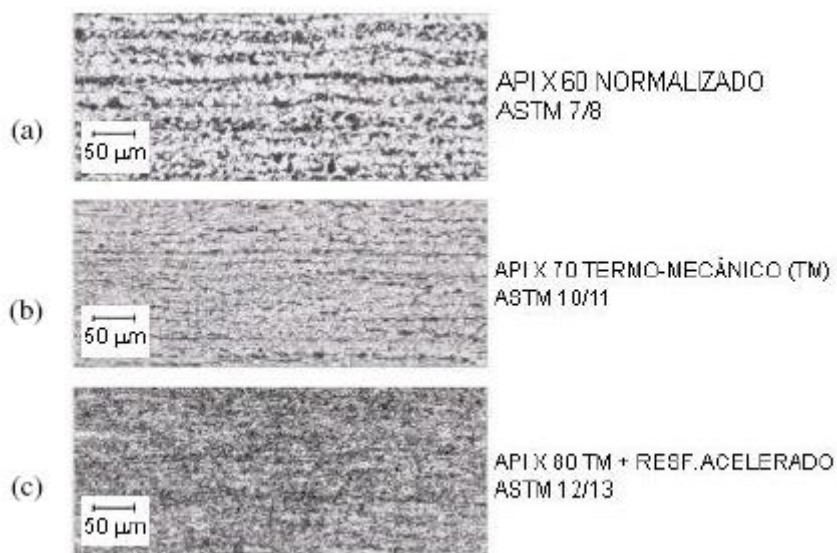


Figura 3.2 - Micrografias características de três aços API, mostrando a relação entre a evolução do processamento dos aços e o tamanho dos grãos. (a) API X 60, (b) API X 70 e (c) API X 80 (Hillenbrand & Kawa, 2002 e adaptado por Sant'Anna, 2006).

Para atingir níveis de resistência ainda maiores como aço X 120 é necessário uma nova composição química em que o refinamento de grãos será obtido em processamento termomecânico de laminação controlada, seguido de resfriamento acelerado, tendo como principais produtos de transformação a bainita inferior e ripas de martensita, como proposto por Fairchild et al (2002). O refino de grão configura-se como o principal fator de ganho de resistência mecânica dos aços de grau X 80 e os graus superiores terão esta mesma característica.

Hillenbrand et al (2004) destacam que o desenvolvimento dos aços ARBL em grau X 80 está concluído e este grau é atualmente o estado da arte para gasodutos de alta pressão. O API Grau X 100 foi recentemente desenvolvido, está em fase de testes em escala real, mas ainda não utilizado em malhas dutoviárias. Alguns fabricantes têm produzido o grau X 100 em grandes diâmetros em grande escala com a finalidade de pesquisa. As primeiras linhas de teste serão instaladas num futuro próximo e coloca como próximo desafio o aço X 120. A Figura 3.3 mostra as modificações da composição química e dos parâmetros de resfriamento para obter aço com nível de resistência do X 100, realizadas pelos pesquisadores da EUROPIPE e descrito por Hillenbrand et al (2001) e Hillenbrand & Kalwa (2002). Foram adotadas três opções diferentes:

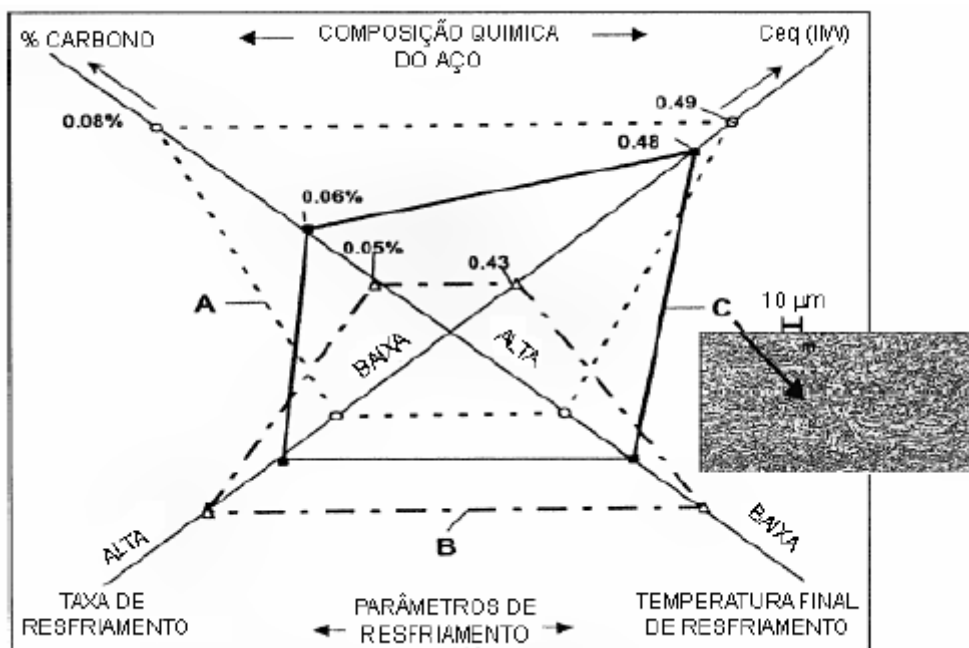


Figura 3.3 - Opções metalúrgicas para o API X 100 pesquisadas pela EUROPIPE (Buzzichelli & Anelli, 2002, adaptado por Sant'Anna, 2006).

A opção A, que envolve um teor de carbono relativamente alto, tem a desvantagem de comprometer os requisitos de tenacidade e de soldabilidade. Na opção B utilizou-se um carbono equivalente de apenas 0,43 em combinação com altas taxas de resfriamento na chapa e temperatura muito baixa de resfriamento. Tal procedimento resultou na formação de martensita na microestrutura sem o controle da sua fração volumétrica, o que é nocivo para a tenacidade.

A opção C é a melhor solução, pois envolve baixo teor de carbono, que assegura uma ótima tenacidade à fratura e boa soldabilidade, apesar de se ter carbono equivalente relativamente alto. Tem-se a perspectiva de obtenção de uma fina microestrutura de ferrita acicular originada de uma austenita de pequeno tamanho de grão.

3.1.3 Processo de Laminação Controlada

Hillenbrand et al (2001), descrevem os processos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada conjugado ao resfriamento acelerado. Na Figura 3.4 são mostrados esquematicamente os mais importantes estágios de laminação e parâmetros de laminação a serem controlados. O objetivo do processo com resfriamento acelerado é obter uma microestrutura de grãos mais fino e conseqüentemente, melhor resistência, boas propriedades de tenacidade e resistência à fragilização por hidrogênio, em relação aos aços produzidos pela laminação controlada convencional.

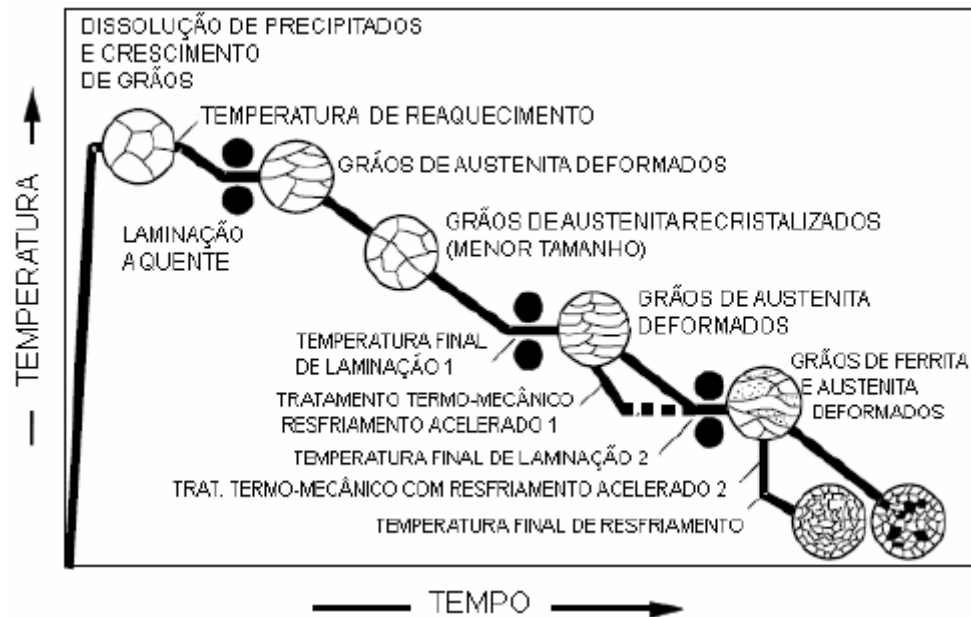


Figura 3.4 - Esquema da laminação controlada com e sem o resfriamento acelerado (Hillenbrand et al, 2001, adaptado por Sant'Anna, 2006).

O sistema de resfriamento acelerado pode ter duas etapas de operação durante o processo. A operação de resfriamento 1 melhora o refino do grão da ferrita, enquanto que a operação de resfriamento 2 previne a formação de perlita durante o resfriamento, melhorando a homogeneidade da microestrutura final. No processo termomecânico de laminação, os parâmetros essenciais são:

- A temperatura de reaquecimento para dissolução dos precipitados de carbonitretos;
- A produção de grão de austenita fino e poligonal por meio de recristalização;
- A temperatura final de laminação, a qual deve ser mantida dentro da faixa de não recristalização da austenita;
- O grau de deformação final nesta faixa de temperatura.

Se for empregado o sistema de resfriamento acelerado, devem-se considerar ainda os seguintes parâmetros:

- A taxa de resfriamento;
- A temperatura final de resfriamento.

Hillenbrand et al (2001) comparam a microestrutura de um aço ARBL obtida em laminação controlada convencional com aquela obtida por laminação controlada com dois estágios de resfriamento acelerado. A composição química do aço é: 0,04%C, 1,3%Mn e 0,04%Nb. Observa-se na Figura 3.5(a) ilhas de perlita na região central da chapa laminada pelo processo convencional. Na Figura 3.5(b) verifica-se que a laminação controlada com dois estágios de resfriamento acelerado permitiu um grão de ferrita mais refinado, como também a substituição da perlita pela bainita. Além do que se obteve uma microestrutura mais homogênea, que implica numa melhor resistência mecânica e tenacidade.

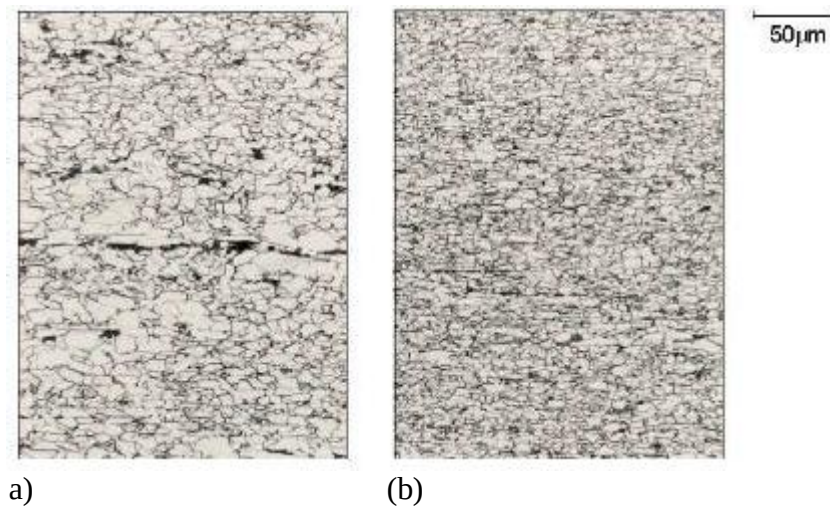


Figura 3.5 - Microestrutura do aço para duas condições de processamento. (a) – tratamento termomecânico convencional, (b) – tratamento termomecânico com dois estágios de resfriamento acelerado. (Hillenbrand et al, 2001).

3.1.4 Processo de Fabricação dos Aços ARBL no Brasil

No Brasil até então eram fabricados industrialmente aços até a classe API X 70. No entanto, segundo Bott et al (2005) como os equipamentos de fabricação têm limitações para atingir uma velocidade de resfriamento necessária para a obtenção de um refinamento de grãos como o exigido para o aço classe API X 80. Este aço foi produzido com uma composição química diferenciada para que se atingissem os requisitos mínimos para este grau. Para tal foram adicionados elementos de liga tais como nióbio, cromo, vanádio e molibdênio. Estes elementos foram adicionados com o objetivo de se aumentar a resistência mecânica por precipitação, inibir o crescimento de grãos austeníticos durante o reaquecimento das chapas, retardarem a recuperação e a recristalização dos grãos austeníticos deformados, além de atrasar a transformação da austenita na ferrita (Gladman, 1999). Outros elementos como o alumínio tem sido empregado para produzir combinações e melhorar a resistência e tenacidade.

3.1.5 Processo de Conformação de Tubos U-O-E

A transformação de uma geometria plana (chapa) em uma cilíndrica (tubo) pode ser feita de forma contínua ou intermitente. Na indústria de conformação de tubos que utiliza estas duas formas de conformação, diversifica o processo de acordo com a espessura da chapa. A conformação contínua utiliza seqüência de cilindros de conformação e é empregada quando a espessura da chapa normalmente é inferior a 12,7 mm. A técnica de conformação helicoidal está incluso neste processo. A conformação intermitente é aplicada quando a chapa tem espessura normalmente superior a 12,7 mm. Nesta forma de conformação, as técnicas utilizadas são a calandragem convencional e a conformação U-O-E. Sendo esta última a técnica mais recentemente empregada.

O processo U-O-E está esquematizado na Figura 3.6. A primeira etapa de trabalho consiste no dobramento da chapa em forma de U, em seguida o U é conformado em O. Depois se segue o ponteamto e soldagem das bordas de fechamento do O. Após ensaios não destrutivos nas soldas o tubo é submetido a uma expansão (E) interna para ajustagem de distorções dimensionais das etapas anteriores e adquirir os requisitos dimensionais de norma.

Após teste hidrostático o tubo é liberado para aplicação de revestimentos e pinturas de acabamento.

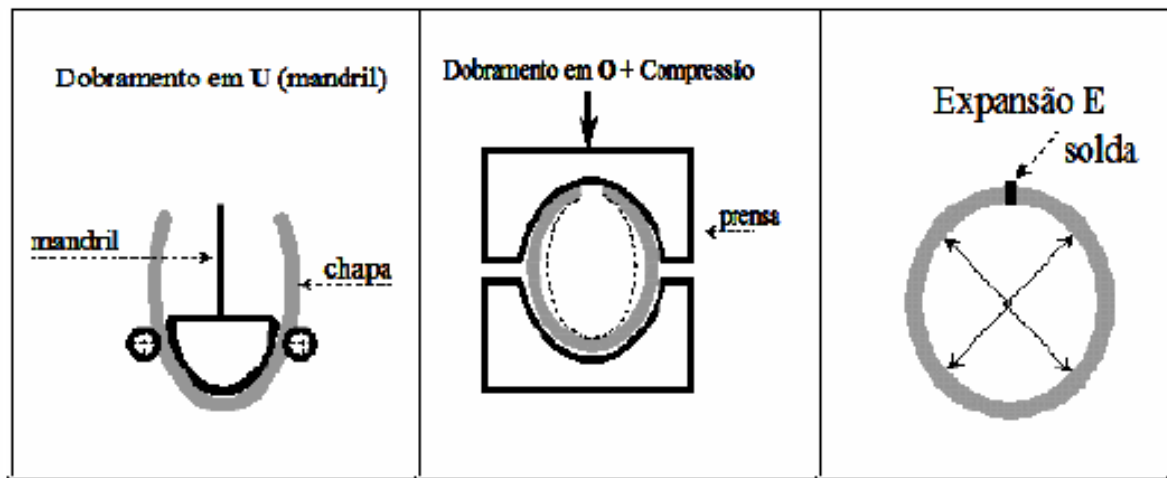


Figura 3.6 – Processo U-O-E de conformação de tubos (Pinto, 2006)

Como este trabalho é realizado a frio, neste processo de deformação as camadas internas da chapa são comprimidas enquanto as externas são tracionadas, e na deformação provocada pela operação de expansão, as camadas externas e internas são tracionadas. As propriedades mecânicas serão influenciadas pelos efeitos desta seqüência de deformações, que afetará a microestrutura resultante do material.

3.2 Soldabilidade dos Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

O processo de fabricação dos aços ARBL, envolve adição de elementos de liga com laminação controlada, cujo objetivo é obter-se uma granulação fina, que vão lhes conferir melhores propriedades mecânicas. Os processos de soldagem desses materiais têm como objetivo a manutenção destas propriedades após soldagem. A soldagem longitudinal realizada durante a fabricação do tubo, geralmente tem as propriedades mecânicas garantidas pelo uso de procedimentos de soldagem, com parâmetros bem definidos. Esses processos em virtude de serem normalmente automatizados e realizados em fábrica, são melhores controlados. No entanto, durante a montagem do duto, no campo, como não se tem as mesmas condições de soldagem de fábrica, é necessário se determinar e controlar cuidadosamente os parâmetros de soldagem, para que se tenha um bom desempenho do duto quando em operação.

A soldabilidade está relacionada com a capacidade com que materiais possam ser unidos e tenham propriedades mecânicas requeridas para um determinado serviço. A soldabilidade normalmente se refere a integridade de uma junta soldada em relação a ocorrência de trincas, porosidades ou a obtenção de uma estrutura não susceptível à trinca quando sob condições de tensões residuais ou resultantes da manuseio da peça soldada. Em geral, um aço apresenta boa soldabilidade se depois de soldado possuir boa tenacidade e a junta soldada não apresentar estrutura frágil. Os fatores mais importantes que influenciam na soldabilidade são:

- As transformações produzidas na ZF.
- As transformações produzidas na ZTA
- A composição química do metal de base e do consumível.
- As tensões residuais geradas durante a soldagem.
- O procedimento de soldagem empregado.

A soldabilidade de um aço é usualmente correlacionada com um índice chamado de carbono equivalente, no qual o efeito de endurecimento de cada elemento de liga é comparado ao carbono e grupos de elementos liga são divididos por fatores que somados ao carbono tem como resultado o carbono equivalente da liga (Lancaster, 2003). Normalmente se relaciona o

carbono equivalente com a tendência dos aços de apresentarem estruturas frágeis quando é submetido a um determinado processo de soldagem. Embora Yurioka (2001) faça uma revisão de várias possibilidades de carbono equivalente será somente abordado o recomendado pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e pela Norma API 5L (2007).

3.2.1 Carbono Equivalente

Nos aços de alta resistência e baixa liga empregados em tubulações, as propriedades mais importantes são: tenacidade à fratura principalmente em baixa temperatura, resistência mecânica para resistir a grandes pressões, resistência à corrosão e boa soldabilidade. Entretanto, estes aços por serem microligados podem apresentar formação de ilhas de martensita, que acarreta uma tendência de maior temperabilidade. Como o processo usual de fabricação de tubos, oleodutos e gasodutos é a soldagem, a possibilidade de haver trincas, principalmente as provocadas pelo hidrogênio (trincas a frio), e seus efeitos sobre a tenacidade à fratura irão depender da temperabilidade do aço da junta soldada.

Segundo Linnert (1994) e Marques (1991), a influência dos elementos de liga na temperabilidade dos aços pode ser estimada pelas equações que determinam o Carbono Equivalente (CE). Uma das equações que determinam o CE é a equação (3.1), recomendada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e pela Norma API 5L (2010) para aços com teores acima de 0,12% C (% em peso):

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \text{Equação (3.1)}$$

Outra fórmula utilizada para determinar o carbono equivalente é a do Parâmetro de Trincamento Modificado (PCM) mostrada na equação (3.2). O PCM foi proposto por Ito & Bessoy (1968) e é aceito pelo IIW e pela Norma API 5L (2010) para aços com teores de carbono abaixo de 0,12 %.

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Equação (3.2)}$$

Para a Norma API 5L (2010), para que não haja temperabilidade no aço, a ordem de grandeza do carbono equivalente máximo é em torno de 0,43% para a Equação (3.1) e de 0,25% para a Equação (3.2). Como pode ser observado nas equações, o carbono é o elemento que mais influencia na temperabilidade ou soldabilidade do aço. Como atualmente existe uma tendência de reduzir a quantidade de carbono nos aços, como é o caso dos aços ARBL, o carbono equivalente passa a ser influenciado pelo manganês e elementos de liga. Esta redução tem um efeito benéfico nas propriedades da junta soldada principalmente em relação a tenacidade.

Liu (2002) apresentou o diagrama mostrado na Figura 3.7, para mostrar a soldabilidade de diferentes tipos de aços com diferentes teores de elementos de liga relacionando o carbono equivalente com a porcentagem de carbono, partindo do princípio que o carbono é o elemento determinante na susceptibilidade a formação de trincas.

Na zona I, encontram-se os aços com conteúdo menor que 0,1% de Carbono e sem nenhuma restrição ao quantitativo de carbono equivalente, o risco a ocorrência de trincas é

quase improvável, embora possa ocorrer na presença de uma percentagem alta de hidrogênio dentro do cordão de solda ou de alta restrição da soldagem.

Na zona II encontram-se aços de baixa liga, com conteúdo de carbono maior que 0,1%. Estes aços podem requerer alguns cuidados, como temperatura de preaquecimento e tratamentos térmicos após a soldagem.

Na zona III encontram-se os aços com maior dificuldade de serem soldados, em virtude do seu alto teor de carbono e conseqüentemente carbono equivalente alto. Aços com estas concentrações de carbono têm grande tendência de desenvolver trincas a frio. As soldas nestes aços devem ser realizadas com um rígido controle dos parâmetros de soldagem, tais como aporte térmico, temperaturas de preaquecimento e pós-aquecimento e temperatura entre passes. Encontram-se neste grupo alguns aços contendo cromo e molibdênio, aços de alta resistência e baixa liga, e alguns aços produzidos por processamento termomecânico.

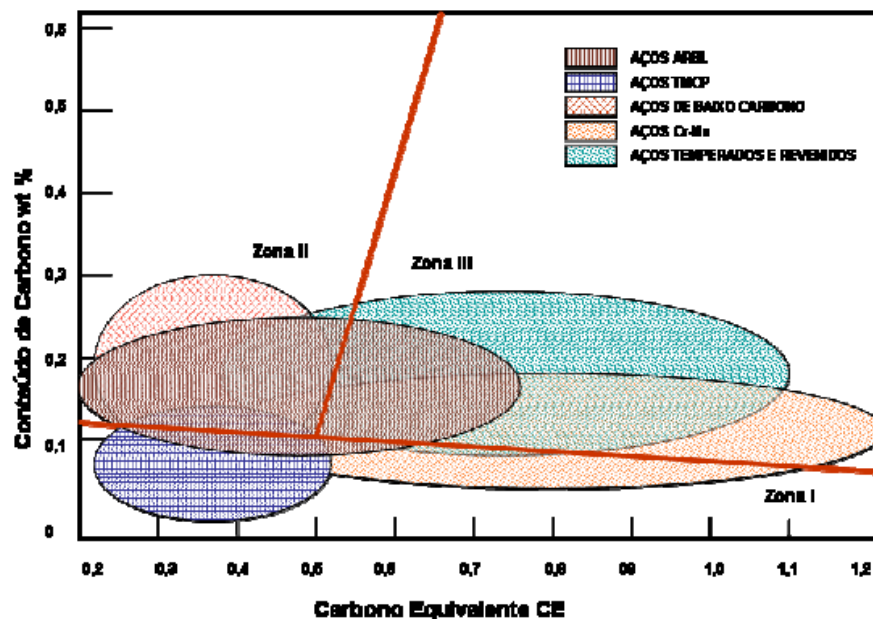


Figura 3.7 – Mapa de soldabilidade termomecânica do carbono equivalente e do conteúdo de Carbono (adaptado da AWS D1.1/D1.1M, 2004)

3.2.2 Soldagem em Tubulações

Segundo Widgery (1999), tem-se notícia de que a soldagem de tubulações iniciou-se em 1929, assumindo, porém características produtivas somente a partir de 1933, quando foi aplicada em linha de produção. A soldagem circunferencial de tubos representa um papel fundamental na montagem de dutos. Entretanto, mesmo considerando toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e às crescentes necessidades de aumento da produtividade.

Os processos que podem ser utilizados na soldagem de tubulações, segundo norma API 1104 (2007), são: processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding), soldagem com eletrodo revestido; SAW (Submerged arc welding), processo arco submerso; processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), conhecido como processo TIG (Tungsten Inert Gás); processo GMAW (Gás Metal Arc Welding), conhecido como processo MIG/MAG (Metal Inert/Activ Gas) e o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding), soldagem com arame tubular; plasma arc welding (PAW), soldagem a plasma; oxyacetylene welding (OAW) soldagem oxacetilênica; flash butt welding (FW), soldagem por resistência.

A Tabela 3.2 apresenta uma comparação entre três processos de soldagem que podem ser empregados na montagem de dutos (Casanova, 2005). Pode-se observar que o processo de soldagem com arame tubular possui menor custo de metal depositado, eficiência intermediária e é de fácil automação.

Tabela 3.2 – Comparação entre três processos de soldagem utilizados em tubulação (Casanova, 2005).

PARÂMETROS	SMAW	FCAW-S	GMAW
Diâmetro do consumível (mm)	3,25	1,2	1,2
Fator de operação (%)	25 - 30	45 - 55	45 - 55
Corrente (A)	120	210	125
Eficiência (%)	65	86	96
Polaridade	CC +	CC +	CC +
Taxa de deposição (kg/h)	0,29	2,68	1,89
Classe AWS	E7018	E71T-1	ER 70S-6
Custo do Consumível (R\$/kg)	10,15	10,47	6,06
Custo do gás (R\$/m ³ ou R\$/kg)	-	-	12
Custo do metal depositado (R\$/kg)	91,03	14,17	18,10
Automação	Difícil	Fácil	Fácil

Na soldagem circunferencial de dutos o uso do processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW) vem sendo utilizado desde os anos 1920 e é ainda amplamente utilizado por ser um processo relativamente simples, aplicável em toda posição e versátil para todo tipo de espaço. O fator limitante deste processo é a taxa de deposição que possui, gerando uma taxa de produção relativamente baixa quando comparado com processos semi-automáticos, ver Tabela 3.2. Isto acarreta ao longo da construção de um duto a necessidade de muitas equipes de soldagem para se obter uma produção satisfatória (Lancaster, 2003; e Yapp & Blackman, 2004). Com a adoção de aços de alta resistência e baixa tenacidade, os elevados teores de hidrogênio no metal depositado por eletrodos revestidos celulósicos, os quais podem chegar a níveis de 50 ml/100 g, torna este tipo de consumível pouco atraente, uma vez que se pode ter formação de trincas na ZTA (Castelo et al, 2003).

Segundo Pereira da Costa (2003), nas linhas dutoviárias em construção na China, o processo com arame tubular autoprotetido, combinado com eletrodo revestido para o passe de raiz, foi dominante nas maiores extensões. Foram produzidas aproximadamente 600.000 juntas em tubos API X 65 e X 70 soldados com arame tubular autoprotetido, sem contar que algumas destas obras utilizaram tubos API X 80. As altas taxas de deposição, somadas a alimentação automática, ausência de gás de proteção e eliminação do tempo utilizado para trocar o eletrodo, tem resultado em significativa economia.

3.3 Aporte de Calor na Soldagem

Conforme Wainer et al. (1992), em processos de soldagem realizados a arco elétrico, o aporte térmico ou insumo de calor é definido como o valor da energia de soldagem por unidade de comprimento da solda, sendo, portanto o parâmetro que incide diretamente sobre o ciclo de soldagem. A energia total gerada em um processo de soldagem para a formação da poça de fusão, parte é perdida por radiação e aquecimento do gás de proteção no arco elétrico e outra parte é absorvida pela peça de trabalho. A energia absorvida é denominada de aporte térmico, a qual para os processos de soldagem por arco elétrico é definida como a razão entre a potência do arco e a velocidade de soldagem, Equação (3.3) (DebRoy & David, 1995).

$$H = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad \text{Equação (3.3)}$$

Onde:

H – aporte térmico (kJ/mm);

η - rendimento térmico do processo (adimensional);

V – tensão do arco elétrico (V);

I – intensidade de corrente (A);

v – velocidade de soldagem (mm/s).

Modenesi & Marques (1992) destacam que o aporte de calor influencia na microestrutura e morfologia do cordão de solda e, logicamente, nas propriedades mecânicas da junta. O insumo de calor é um parâmetro comumente utilizado em trabalhos técnicos e normas para se especificar as condições de soldagem. Porém, nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e os efeitos térmicos da soldagem na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Ou seja, variando-se os parâmetros podem-se obter, para um mesmo processo de soldagem e insumo de calor, soldas completamente diferentes. O aporte térmico, em conjunto com as temperaturas de pré-aquecimento e de interpasses tem um efeito predominante na velocidade de resfriamento das soldas, quando a espessura do metal de base é constante. A velocidade de resfriamento afeta a microestrutura da solda e assim influencia diretamente as suas propriedades mecânicas.

3.3.1 Ciclo Térmico de Soldagem

Do ponto de vista metalúrgico de uma solda por arco elétrico, a mais importante característica física é o seu comportamento térmico. Os efeitos do aquecimento e resfriamento são responsáveis por promover uma variedade de alterações nas propriedades físicas, metalúrgicas e microestruturais nas zonas fundida, afetada pelo calor e no metal de base. Os aços, por exemplo, estão sujeitos ao crescimento de grãos se o tempo de permanência em altas temperaturas é longo, e ao processo de têmpera se a taxa de resfriamento é muito elevada. O processo de aquecimento e resfriamento da zona de solda é conhecido como ciclo térmico de soldagem. O gráfico da Figura 3.8 mostra os ciclos térmicos de três pontos distintos da junta soldada. Os parâmetros mais importantes do ciclo térmico são:

- Temperatura de Pico (T_p): É a máxima temperatura atingida em um ponto considerado e indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. Esta temperatura depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades físicas da peça, da temperatura inicial e da distância da fonte de calor ao ponto considerado;
- Tempo de permanência (t_p) acima de uma dada temperatura crítica: é um parâmetro que dependendo da temperatura de pico (T_p), tanto pode influenciar o crescimento de grãos como possibilitar outras transformações, como por exemplo, nos aços, a austenitização parcial ou total;
- Taxa de resfriamento: determina a microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento como, por exemplo, os aços estruturais comuns. A velocidade de resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura;
- Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}): Neste intervalo de temperatura podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços. As trincas a frio, nas quais o hidrogênio desempenha um papel preponderante, são governadas pelo tempo de resfriamento na faixa de 800 a 300 °C ou até 100 °C.

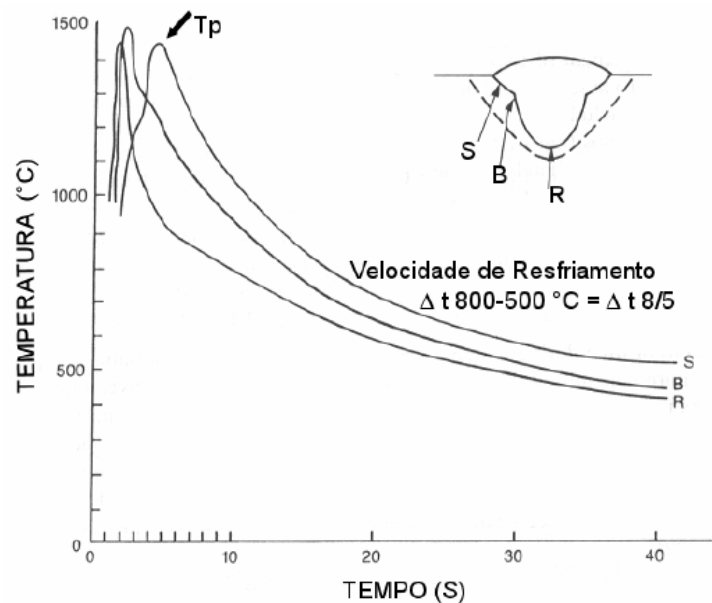


Figura 3.8 - Curva da temperatura em função do tempo indicando a variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R) (Adaptado de Linnert, 1994 por Sant'Anna, 2006).

O Ciclo térmico aplicado num determinado ponto do material durante um processo de soldagem é caracterizado por um aquecimento até a temperatura de pico, seguido rapidamente de um resfriamento a uma taxa que decresce com o tempo. O ciclo térmico influi diretamente nas características microestruturais da zona termicamente afetada (ZTA). Em vista disso, é que se recomenda que se devam evitar taxas de resfriamento muito baixas, porque elas aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promovem a formação de grãos grosseiros. Uma taxa de resfriamento muito elevada poderá promover microestruturas de menor tenacidade devido ao processo de têmpera.

3.4 Metal de Solda

A soldagem é o mais efetivo método de união de materiais metálicos e, praticamente, todos os fenômenos metalúrgicos ocorrem durante a operação de soldagem: fusão, solidificação, reações metal/escória, reações gás-metal, fenômenos superficiais e reações no estado sólido. A junta soldada é composta de todas as partes envolvidas na soldagem e compõe-se de metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. O metal de solda é a região da junta que foi fundida durante a operação de soldagem (Kou, 2002; Wainer et al, 1992).

De acordo com Debroy & David (1995), durante a soldagem o comportamento da solidificação influencia a redistribuição do soluto, a estrutura de solidificação, e o tipo e forma do grão e a distribuição de inclusões e defeitos, tais como porosidade e trincas a quente. Normalmente, os cristais que se formam na solidificação da poça de fusão são nucleados na interface sólido-líquido, e crescem de forma epitaxial no sentido do gradiente de temperatura, a uma taxa de solidificação ou de crescimento. A taxa de solidificação ou de crescimento é a taxa em que a interface líquido/sólido avança. Esta taxa é função da velocidade de soldagem e do ângulo formado pela normal a superfície de contorno da poça de fusão e a direção de soldagem. Geralmente três tipos de microestrutura de solda podem ser reconhecidos (Figura 3.9). Normalmente, uma estrutura de frente de solidificação plana é encontrada ao longo da

linha de fusão, uma estrutura colunar dendrítica no interior da solda e dependendo da velocidade de soldagem podem-se encontrar regiões equiaxiais no centro da solda.

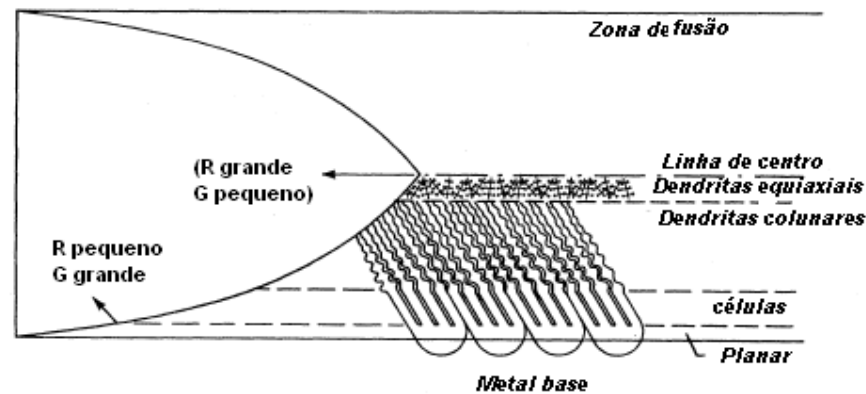


Figura 3.9 – Variação estrutural da microestrutura da solda através da zona de fusão. G, gradiente térmico e R, velocidade de solidificação (adaptado de Vitek & David, 1990).

Os grãos próximos a linha de fusão de uma solda é dominado por crescimento epitaxial quando o metal de base e o metal de solda tem a mesma estrutura cristalina ou por nucleação de novos grãos quando estas estruturas cristalinas são diferentes. Longe da linha de fusão, a estrutura dos grãos é dominada por um mecanismo conhecido como crescimento competitivo. Durante solidificação do metal de solda, os grãos tendem a crescer na direção perpendicular ao contorno da poça porque esta é a direção de gradiente de temperatura máximo e, portanto de máxima extração de calor. Cada estrutura cristalina tem uma direção mais fácil de crescimento, portanto durante solidificação, grãos com direção de crescimento essencialmente perpendicular ao contorno da poça crescerão mais facilmente impedindo àqueles menos favoravelmente orientados, Figura 3.10.

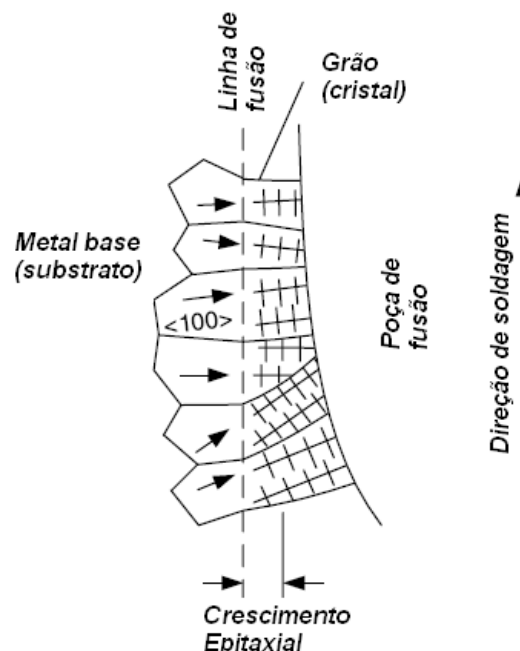


Figura 3.10 – Crescimento epitaxial e competitivo de grãos na zona de fusão (adaptado de Kou, 2002).

3.5 Zona Termicamente Afetada

Durante a soldagem, parte do metal de base (MB) adjacente à zona fundida é submetido a um ou mais ciclos térmicos (soldagem multipasse) provocados pelo calor gerado no

processo de soldagem. Esta parte do metal de base adjacente à poça de fusão é a zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC). A sua extensão depende da geometria da junta, espessura da chapa, propriedades térmicas do material, temperatura de pré-aquecimento, da taxa de aporte de calor, além de outros parâmetros de soldagem. Nesta região ocorrem significativas mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas devido às transformações induzidas pelos ciclos térmicos (Hrivnak, 1995; Thaulow et al, 1987; Boniszewski & Keeler, 1984; Pisarski & Pargeter, 1984). A Figura 3.11(a) mostra a macrografia de uma junta soldada (metal de solda, ZAC e metal de base) para o caso de passe único e na Figura 3.12(b) a macrografia de soldagem com passes múltiplos, na qual pode ser observada a interferência dos sucessivos passes de solda.

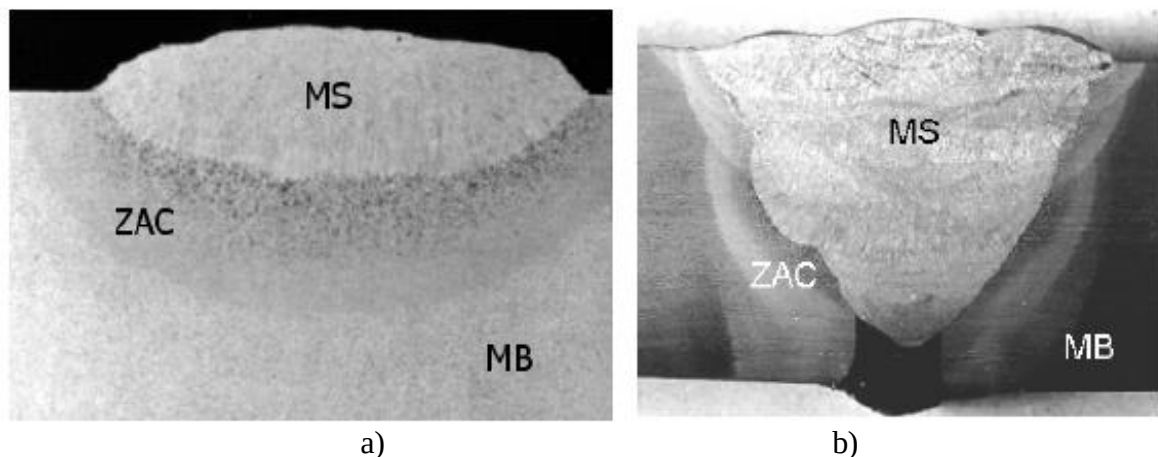


Figura 3.11 - Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%. MS - metal de solda, ZAC - zona afetada pelo calor, MB - metal de base (Barsanti et al, 2001, adaptado por Sant'anna, 2006).

3.5.1 Regiões da Zona Termicamente Afetada

O ciclo térmico influi diretamente nas características microestruturais e nas propriedades mecânicas da zona termicamente afetada (ZTA) em relação ao metal de base (MB) que não sofreu alteração. Estas mudanças microestruturais são delimitadas dentro da ZTA e são denominadas de Regiões da ZTA.

3.5.1.1 Regiões da ZTA em Soldagens de Único Passe

A zona termicamente afetada pode ser dividida em várias subzonas, as quais recebem nomes específicos e dependem do pico de temperatura que o material experimentou (Zarzour et al, 1996; Grong & Akselsen, 1984). Na Figura 3.12, observa-se que os limites da extensão da ZTA correspondem à temperatura solidus ao lado adjacente à zona fundida e a temperatura crítica A_1 , ao lado da zona não afetada do metal de base. A ZTA, com as respectivas faixas de temperatura (soldagem de passe único), pode ser dividida em quatro subzonas:

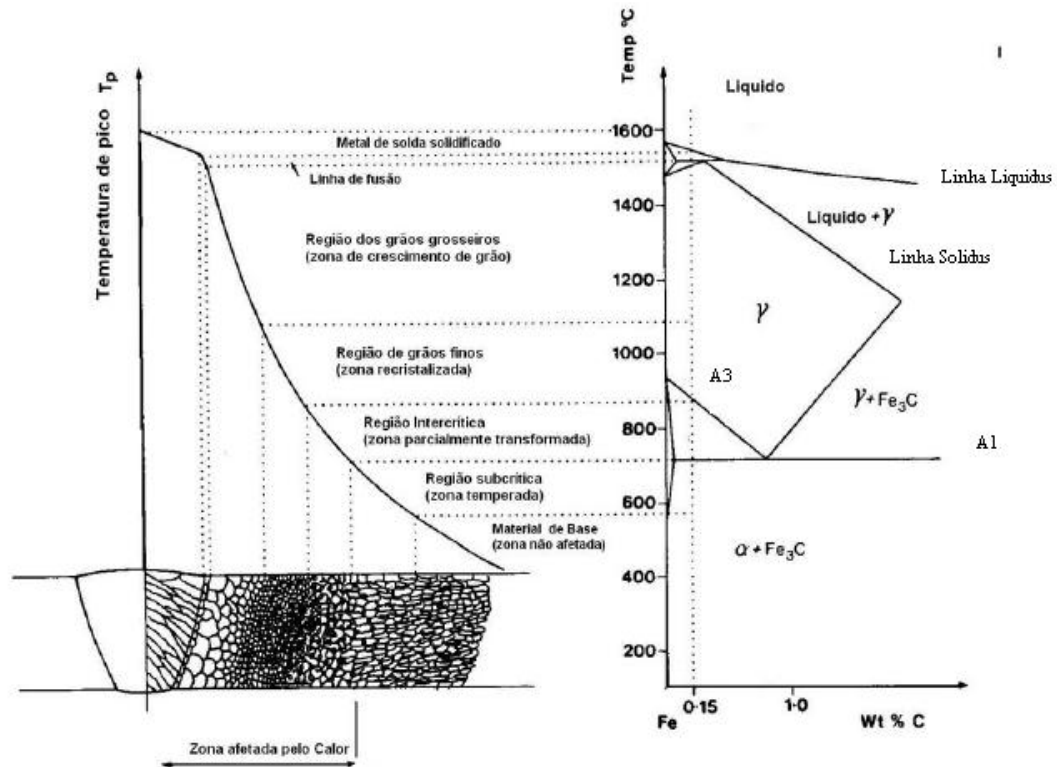


Figura 3.12 - Esquema de uma junta soldada, mostrando as sub-regiões da ZAC e as respectivas faixas de temperaturas (Easterling, 1983 adaptado por Pinto, 2006).

a) Zona de grãos grosseiros (GG/ZTA ou RGG), caracterizada por uma temperatura de pico entre 1100°C a 1500°C . Quando a temperatura ultrapassa a temperatura de grãos grosseiros (aproximadamente 1200°C), dá-se início ao crescimento de grãos austeníticos. O tamanho do grão austenítico será conforme a magnitude do ciclo térmico de soldagem, explicitado pela temperatura de crescimento de grãos e tempo de permanência acima desta temperatura.

b) Zona de grãos finos (GR/ZTA ou RGF) é uma região em que a temperatura do ciclo térmico se encontra na faixa de 900°C a 1100°C . Nesta faixa de temperatura o crescimento do grão austenítico é relativamente lento, usualmente obtém-se tamanho de grão pequeno e uniforme como se o aço tivesse sido normalizado, por isso nesta faixa o aço tem propriedades mecânicas relativamente boas. Este refinamento de grãos pode ter a contribuição de aditivos de refinamento de grãos, tais como: alumínio, titânio, nióbio e vanádio. Estes elementos formam nitretos ou carbeto que atuam como ancoragem, reduzindo ou impedindo o movimento de grão austenítico.

c) Zona de aquecimento intercrítico (IC/ZTA ou RI) compreende a faixa de temperaturas entre A_1 e A_3 . Nos aços ferríticos-perlíticos nesta faixa de temperatura, somente parte da ferrita se transformará em austenita, ou seja haverá transformação apenas parcial em austenita.

d) Zona subcrítica (SCZTA ou RS) compreende a região de temperatura abaixo de A_1 . Embora não se possa observar mudança microestruturais nesta região, pode ocorrer degradação da perlita lamelar em partículas esferoidais de cementita (Fe_3C), assim como o efeito combinado do aquecimento ($100 - 300^{\circ}\text{C}$) e da tensão residual pode causar envelhecimentos de esforços dinâmicos, tornando a estrutura frágil.

3.5.1.2 Regiões da ZTA em Soldagens de Múltiplos Passes

Na soldagem multipasses a situação é mais complexa que a solda de um único passe, devido à transformação parcial da microestrutura da ZTA inicial pelo passe subsequente, isto é, cada cordão de solda é tratado termicamente pelo cordão seguinte, tendo como resultado uma heterogeneidade de microestruturas e de propriedades mecânicas, distribuídas conforme suas distâncias em relação ao eixo da solda. Na macrografia de uma junta soldada, Figura 3.13(a) observa-se dois passes de solda e a sobreposição das zonas afetadas pelo calor. Na Figura 3.13(b), tem-se um esquema destacando as subzonas (A, B, C e D) da região de grãos grosseiros (GG-ZTA) da ZTA do primeiro passe de solda. Pode-se observar uma mudança parcial nas regiões da ZTA promovido pelo calor do segundo passe, como por exemplo, a subzona B é a região dos grãos grosseiros que foi refinada e C é a região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (GGRIC-ZTA).

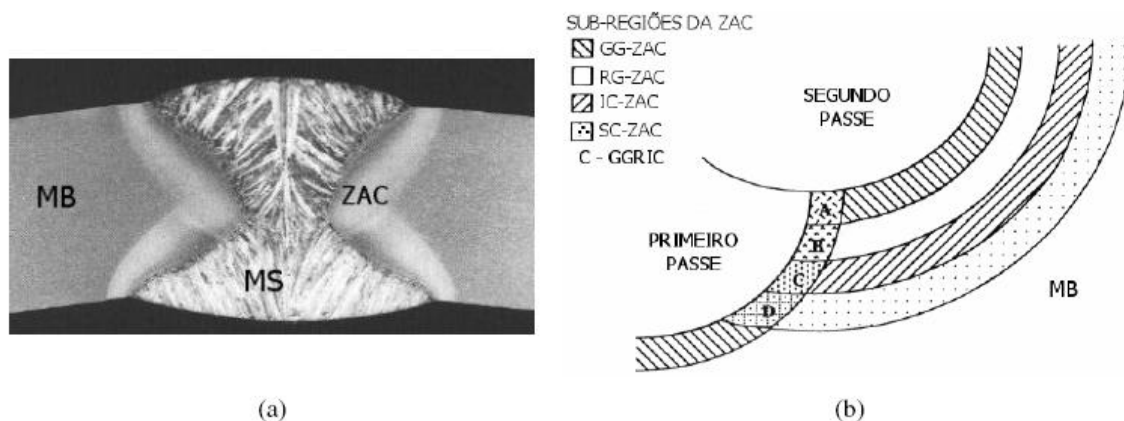


Figura 3.13 - Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL - Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZTA (ZAC) obtida com soldagem de dois passes. (b) MS - metal de solda, MB - metal de base (Sant'Anna, 2006).

3.5.2 Microestruturas Formadas na Região Soldada

Os microconstituintes que formam as juntas soldadas de aço API 5L podem apresentar variações de acordo com os procedimentos aplicados na soldagem. Segundo Ventrella (2004) até hoje a terminologia dos diversos constituintes presentes em metais de solda dos aços baixa liga, no caso dos aços API, não está totalmente padronizada. Segundo Vishnu (1993) a terminologia normalmente adotada está baseada nos trabalhos de Samuels (1980) e do Instituto Internacional de Soldagem (IIS/IIW) no Documento N° IX-1533-88 (1988), em que os microconstituintes são definidos conforme esquema:

- Ferrita Primária - PF:

- Ferrita de Contorno de Grão – FC(G): é o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita, formando-se por difusão nos contornos de grão da austenita primária, formando-se a taxas muito lentas de resfriamento. Também pode ser denominada de ferrita alotriomórfica.
- Ferrita Poligonal Intragranular – FP(I): aparece na forma de grãos poligonais ou equiaxiais, e normalmente nucleia internamente ao grão da austenita primária. Também é denominada de ferrita idiomórfica.

- Ferrita com segunda fase – FS:

- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA): formada por ferrita circundando microconstituintes ou ripas de ferrita acicular. Não se apresenta em forma paralela.
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A): microconstituente formado de grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano, formando ripas de ferrita paralelas, que podem ser:

- Ferrita de placas laterais – FS(SP) ou de Widmanstätten – FW: Lamelas ou ripas laterais que são nucleadas nos contornos de grãos da austenita primária e que crescem ao longo de planos bem definidos da matriz.
- Bainita – FS(B): microconstituente que pode ser a bainita superior FS(UB) ou a inferior FS(LB).
- Ferrita Acicular – AF: nucleia internamente no grão da austenita primária, principalmente em inclusões intragranulares e é formada por finas ripas não paralelas de ferrita com cementita entre estas ripas, apresentando uma microestrutura de granulação fina e entrelaçada.
- Agregado Ferrita-Carboneto – FC: microconstituente com estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita FC(P) e ferrita com interfaces de carboneto.
- Martensita – M: microconstituente formado como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento e elevado teor de carbono. Podendo ser martensita acicular M(L) ou martensita maclada M(T).

Ilustrações de alguns desses constituintes microestruturais podem ser vistas nas micrografias mostradas na Figura 3.14.

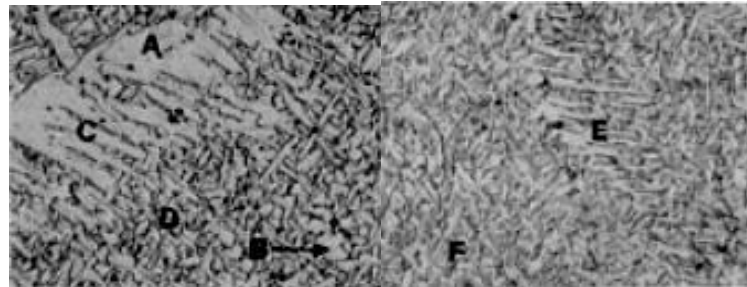


Figura 3.14 – Micrografias de microestruturas em aço de metal de solda de baixo carbono (ataque nital). A, ferrita de contorno de grão [PF(G)]; B, ferrita poligonal [PF(I)]; C, ferrita widmanstätten [FS(SP)]; D, ferrita acicular (AF); E, bainita superior [FS(UB)]; F, bainita inferior [FS(LB)] e/ou martensita (M). (Grong & Matlock, 1986).

Geralmente, a composição da liga, o aporte térmico (pelos seus efeitos no tamanho de grãos austeníticos e no intervalo ΔT_{8-5}), o oxigênio (como constituinte de inclusão) e a natureza da segregação no metal de solda são os principais fatores que afetam o comportamento das transformações do metal de solda nos aços ferríticos. Um diagrama CCT esquemático é mostrado na Figura 3.15. Para a curva de resfriamento mostrada na figura, a primeira fase que se forma é a ferrita alotriomórfica, ou conforme o esquema ISS/IIW ferrita de contorno de grão (Vishnu, 1993).

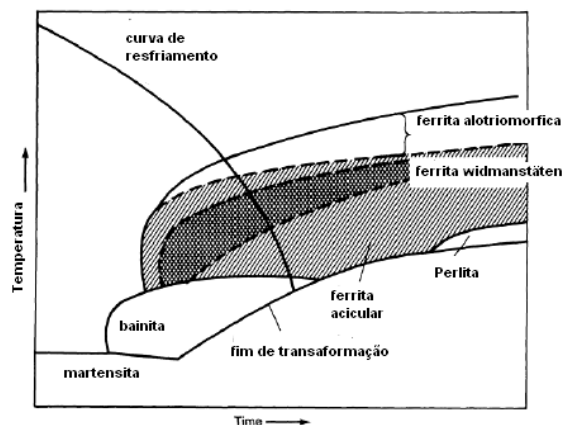


Figura 3.15 – Diagrama CCT esquemático de solda mostrando microestruturas selecionadas (adaptado de Vishnu, 1993).

Em baixas temperaturas, a mobilidade aleatória dos contornos alotriomórfico γ/α diminui e se forma a ferrita de Widmanstätten ou de placas laterais, conforme esquema do

ISS/IWW, mostrado na Figura 3.15. O crescimento dessas placas laterais é rápido porque o carbono é eficientemente redistribuído nos lados das pontas crescidas, evitando problemas de empilhamento de soluto. Além disso, não há difusão de átomos substitucionais durante crescimento da ferrita de Widmanstätten. Após todos os sítios dos contornos de grãos serem saturados com ferrita de Widmanstätten ou alotriomórfica e a taxa de crescimento não consegue atingir o interior dos grãos, a nucleação de ferrita nas inclusões dentro do grão γ torna-se competitivo. A ferrita acicular é formada de uma estrutura resultante de ripas crescidas em diferentes direções das inclusões e de ripas já nucleadas. Ao chocar-se, contornos de grãos de alto ângulo e uma dispersão de microfases muito finas são obtidos entre as ripas de ferrita. “Microfases”, neste contexto significa estruturas de transformações resultante de regiões enriquecidas de carbono entre as agulhas de ferrita, e poderia ser os constituintes martensita-austenita, bainita ou perlita. Um exemplo de microestrutura de ferrita acicular é mostrado na Figura 3.16 (Samuels, 1980).



Figura 3.16 – Micrografia eletrônica de varredura (Scanning Electron Micrograph – SEM) (Bhadeshia & Svensson, 1993).

3.6 Processo de Soldagem com Arame Tubular

No processo de soldagem com eletrodo tubular (Flux-Cored Arc Welding process - FCAW), a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes por um arco entre o eletrodo tubular contínuo e a peça de trabalho. O preenchimento do arame tubular com fluxo torna o eletrodo auto-protegido, que alternativamente pode ser complementado com uma proteção externa de gás.

Segundo Fortes & Araújo (2004), arames tubulares com gás de proteção para a soldagem de aços carbono foram desenvolvidos no início da década de 50, e tornaram-se comercialmente disponíveis em 1957. Nas décadas de 60 e 70 foi observado um substancial crescimento desse processo nos Estados Unidos, o mesmo ocorrendo no Japão na década de 80. Em 1972 foram desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, constituídos de fluxo não metálico (flux-cored wires), para a soldagem em todas as posições, e isso aumentou sobremaneira o campo de aplicações para os arames tubulares. Arames tubulares autoprotetidos (self-shielded wires) tornaram-se disponíveis logo após a introdução dos arames tubulares com gás de proteção externa, e ambos ganharam larga aceitação para aplicações específicas na indústria.

Este processo combina as características do processo com eletrodo revestido (SMAW), o processo de arco submerso (SAW) e o processo de proteção gasosa (GMAW). Basicamente o processo de soldagem com arames tubulares é o mesmo que o processo GMAW e utiliza os mesmos equipamentos do arame sólido, embora requeira equipamentos de maior capacidade em alguns casos. A técnica de soldagem FCAW diferencia-se do processo GMAW no tipo de eletrodo, o arame com formato tubular e sua secção vazia preenchida com fluxo, ao fundir-se pela ação do arco elétrico, deposita o metal fundido protegido com uma fina camada de escória. Por sua vez, os arames tubulares autoprotetidos produzem seu próprio gás de

proteção através da decomposição, no arco, de vários elementos do fluxo. Dessa forma, arames tubulares autoprotetidos não exigem proteção gasosa externa, podendo ser empregados sob ventos moderados com perturbações mínimas da atmosfera protetora em torno do arco. A Tabela 3.3 mostra as principais vantagens, limitações e aplicações do processo FCAW.

Tabela 3.3 – Vantagens, limitações e aplicações principais do Processo FCAW (Modenesi et al, 2000).

Vantagens e Limitações	aplicações
• Elevada produtividade e eficiência. • Soldagem em todas as posições. • Custo relativamente baixo • Produz soldas de boa qualidade e aparência. • Equipamento relativamente caro. • Pode gerar elevada quantidade de fumos. • Necessita limpeza após soldagem.	• Soldagem de aços carbono, baixa liga e alta liga. • Soldagem em fabricação e de manutenção. • Soldagem de partes de veículos. • Soldagem de montagem no campo.

O gráfico da Figura 3.17 mostra um comparativo das taxas de deposição de vários processos de soldagem. Como pode ser observado neste gráfico, o processo FCAW tem uma taxa de deposição superior aos processos de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e com arame sólido (GMAW), sendo inferior ao processo de soldagem com arco submerso (SAW). Esta maior taxa de deposição do processo FCAW, em relação aos processos SMAW e GMAW, deve-se aos maiores valores de corrente de soldagem utilizados por este processo como também em virtude da capa metálica externa delgada, formadora do arame tubular, conduzir esta corrente, isso resulta numa maior densidade de corrente (Norrish, 1992).

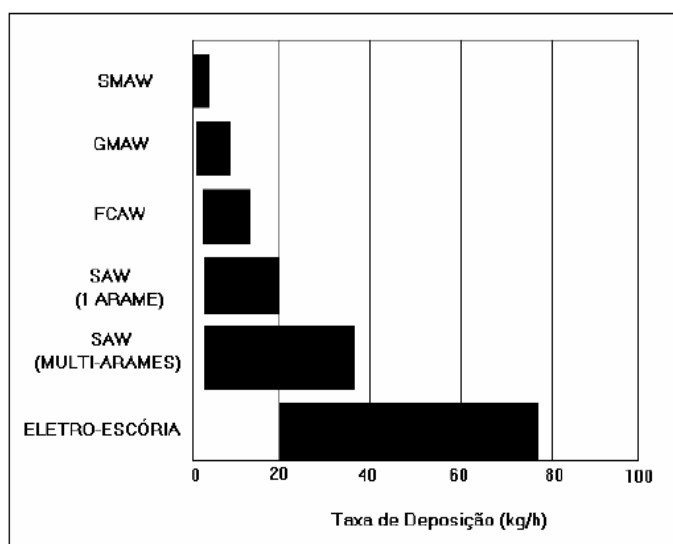


Figura 3.17 - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem. (Norrish, 1992, adaptado por Santos Neto, 2003).

As principais aplicações desse processo são para revestimento e recuperação de peças onde se desejam ligas com propriedades especiais como resistência ao desgaste. Este tipo de aplicação é economicamente interessante, pois aumenta significativamente a vida útil de peças

além de permitir sua recuperação quando desgastadas. Indústrias de construção pesada, mineradoras e usinas de cana de açúcar são hoje os maiores clientes deste tipo de aplicação.

Este tipo de processo é também utilizado para soldar aços carbono de baixa liga, e aços inoxidáveis na construção de vasos de pressão e tubulações para a indústria química, petrolífera e de geração de energia. A soldagem robotizada utilizando arames tubulares do tipo “metal cored” (MCW) é também um exemplo de aplicação desenvolvida recentemente.

O processo FCAW tem seu uso bastante difundido em muitas indústrias. As duas variantes (FCAW-S e FCAW-G) são utilizadas para fabricar estruturas de aços carbono de baixa liga nos galpões das fábricas, sendo que o processo FCAW-S é preferido para solda em campo. A aceitabilidade deste processo para uso estrutural é denotada pelo fato de ser utilizado para produzir soldas conforme o código ASME para vasos de pressão, como também aplicação em plataformas off shore e construções civis, sob regulamentação do American Bureau of Shipping (ABS) e ANSI/AWS D1.1 (2010), Estrutural Welding Code Steel. A variante FCAW-G é comumente usada para soldagem de aço carbono baixa liga e aços inoxidáveis na construção de vasos de pressão e tubulação para as indústrias de processamento químico, refinação de petróleo e geração de energia. A variante FCAW-S é usada em soldagem de algumas ligas a base de níquel, como também na indústria automotiva e de equipamentos pesados e na fabricação de componentes estruturais. Recentemente tem havido grande aplicação na soldagem robotizada, fundamentalmente com eletrodos do tipo metal-cored (Welding Handbook, volume 2, 1991).

3.6.1 Equipamento Utilizado na Soldagem FCAW

Para a soldagem com arame tubular pode-se utilizar o equipamento de solda GMAW, uma vez que ambos os processos são similares. O equipamento utilizado geralmente tem composição conforme mostrado na Figura 3.18.

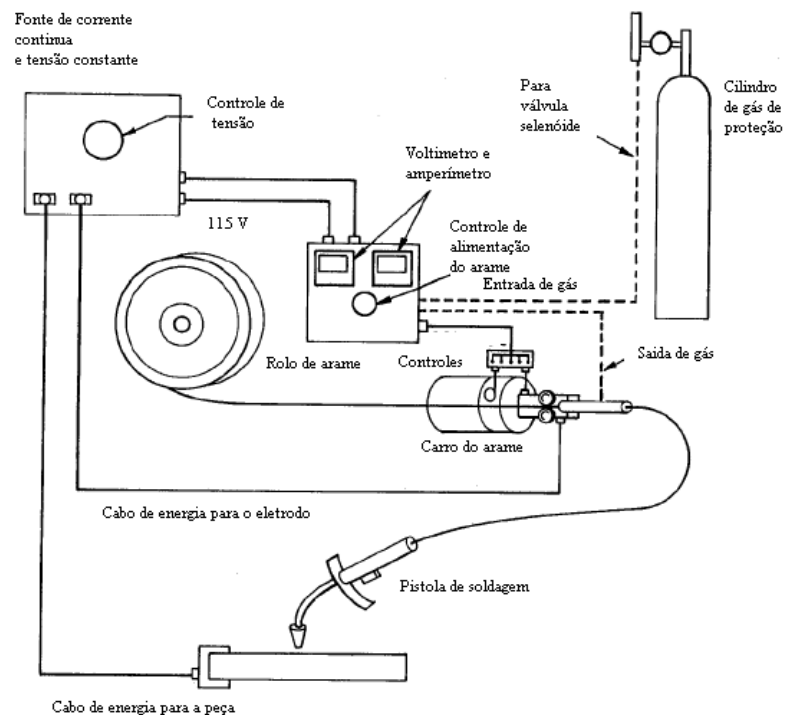


Figura 3.18 – Equipamento semi-automático para a soldagem com arame tubular (adaptado do Welding Handbook, Vol.2, 1991).

Como mostrado na Figura 3.18, o equipamento básico para soldagem com eletrodo tubular com proteção de fluxo de gás e autoprotegido são similares. A principal diferença é que o autoprotegido não utiliza suprimento de gás para proteção do arco. A fonte recomendada é de corrente contínua (CC) a tensão constante, similar as fontes usadas nos processos GMAW. Em muitas aplicações semi-automáticas usam até 500 A. O controle de tensão deve ser capaz de ajustar de até 1 V de menor divisão de escala. Também são usadas fontes de corrente contínua (CC) constante de capacidade adequada com controles apropriados e alimentadores de arames, mas essas aplicações são raras. A finalidade do controle da alimentação do arame é para suprir o eletrodo contínuo para o arco de soldagem a uma taxa constante prefixada. A taxa em que o eletrodo é alimentado para o arco determina o suprimento constante de corrente de soldagem pela fonte de tensão. Se a taxa de alimentação do eletrodo é mudada, a máquina de soldagem automaticamente se ajusta para manter a tensão do arco prefixada. A taxa de alimentação do eletrodo deve ser controlada por meios eletrônicos.

Para Modenesi & Bracarense (2007) as máquinas (ou fontes) utilizadas na soldagem a arco podem ser de diferentes tipos e apresentar diversos modos de operação. Comumente, as fontes são classificadas de acordo com a sua curva característica em fontes de (a) corrente constante (CI) ou de (b) tensão constante (CV), Figura 3.19.

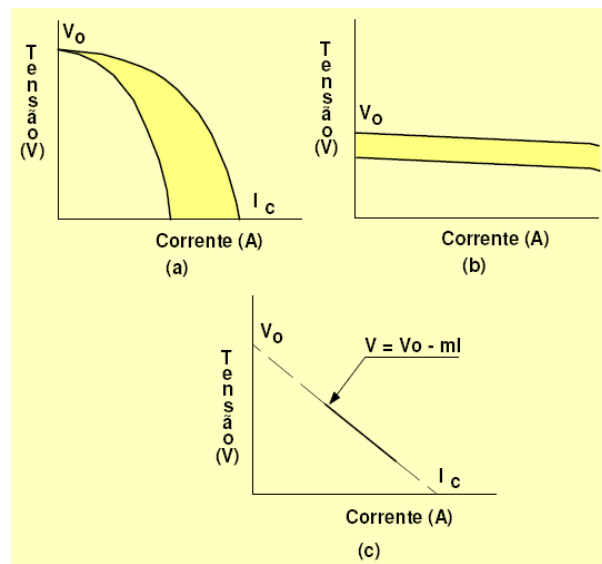


Figura 3.19 – Curvas características de fontes: a) corrente constante; b) tensão constante e c) representação idealizada da curva característica da fonte (Modenesi & Bracarense, 2007).

Em uma primeira aproximação, estas curvas podem ser descritas, na sua faixa de operação, pela equação (Figura 3.19c), em que V_0 é a tensão em vazio, I_c corrente do curto circuito e m a inclinação da fonte:

$$V = V_0 - mI \quad \text{Equação (3.4)}$$

Na realidade, tanto as fontes de corrente constante (CI), e principalmente, as de tensão constante (CV) não são, em geral, de corrente ou tensão realmente constante. Nas fontes de CI, tem-se usualmente uma inclinação de cerca de 1 a 10 V/A e, em fontes CV, de cerca de 0,02 V/A.

Quando as curvas características do arco e da fonte são consideradas juntas, dois pontos operacionais possíveis (Figura 3.20, pontos 1 e 2) são observados. Pode-se mostrar, contudo, que o ponto 1 é de equilíbrio instável, isto é, pequenas perturbações tanto de V como de I em

torno deste ponto causam ou a extinção do arco ou uma mudança para o ponto 2. Assim, na prática, somente este último ponto é observado em soldagem.

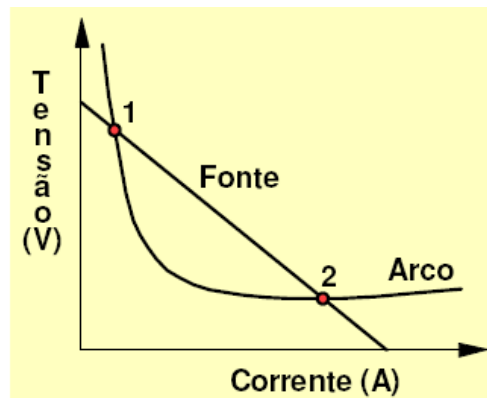


Figura 3.20 – Possíveis pontos operacionais (1 e 2) para a soldagem a arco. (Modenesi & Bracarense, 2007).

3.6.2 Processo de Soldagem com Eletrodo Tubular Autoprottegido (FCAW-S)

Neste processo não se utiliza gás de proteção. A proteção do metal de transferência é obtida pela fusão dos ingredientes que compõem o fluxo, que se vaporizam e a parte fundente forma a escória que cobre a poça para protegê-la durante a soldagem. O fluxo interno do arame tem como funções a proteção do arco elétrico da contaminação pela atmosfera, atuar como desoxidante através da escória formada, acrescentar elementos de liga ao metal de solda e estabilizar o arco. Portanto, a escória formada, além de atuar metalurgicamente, protege a solda durante a solidificação.

Conforme o Welding Handbook, volume 2 (1991), no método autoprottegido (FCAW-S), a proteção é obtida pelos ingredientes dos fluxos vaporizados que desloca o ar e pela composição da escória que cobre as gotículas do metal fundido, para proteger a poça de solda fundida durante a soldagem. Produção de CO_2 e a introdução de ingrediente no fluxo de agentes desnitrificadores e desoxidantes sobre a superfície da poça da solda explica porque eletrodos autoprottegidos podem tolerar mais fortes correntes de ar do que os eletrodos protegidos a gás. Extensão do eletrodo é o comprimento do eletrodo não fundido além do tubo de contato. Os arames tubulares autoprottegidos utilizam uma maior extensão de eletrodo do que os arames tubulares com proteção gasosa. Essa extensão varia de 19 a 95 mm, dependendo da aplicação. Aumentando a extensão do eletrodo se aumenta a resistência à passagem de corrente por efeito Joule, preaquecendo o eletrodo e diminuindo a tensão requerida do arco. Em vista disso, a corrente de soldagem diminui e reduz o calor disponível para fundir o metal de base, resultando em uma solda estreita e rasa. Se o comprimento do arco (tensão) e a corrente de soldagem são mantidos (para altas tensões ajustada na fonte e altas taxas de alimentação do arame), grandes extensões do eletrodo aumentarão a taxa de deposição. Em certos tipos eletrodos FCAW-S a polaridade deve ser em corrente contínua com polaridade direta. Esta polaridade resulta em menos penetração no metal de base. Em vista disso, tem sido provado que eletrodos de pequenos diâmetros tais como 0,8 mm, 0,9 mm e 1,2 mm têm obtido mais sucesso em trabalhos com materiais de pequenas espessuras. Alguns eletrodos autoprottegidos têm sido desenvolvidos especialmente para soldar aços aluminizados e zincados, que agora são comumente usados na indústria automobilística. A Figura 3.21 mostra esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-S.

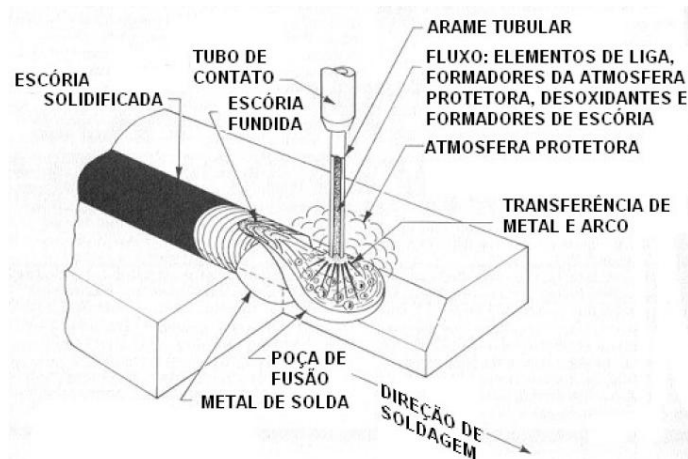


Figura 3.21 – Soldagem com arame tubular autoprotetido (Fortes & Araújo, 2004).

Como pode ser observado, não há a representação do bocal da tocha e do fluxo do gás de proteção, pois este não é utilizado. Ainda na Figura 3.21, verifica-se o bico de contato, responsável pelo contato elétrico do equipamento de soldagem com o arame tubular; nota-se também, o gás de proteção gerado pela fusão do fluxo do arame; a formação do arco elétrico entre a ponta do arame e a poça de fusão, que, quando solidificada, formará o cordão de solda protegido pela escória.

3.6.3 Processo de Soldagem com Eletrodo Tubular Protegido a Gás (FCAW – G)

No método de proteção a gás, mostrado na Figura 3.22, o gás de proteção, usualmente dióxido de carbono ou mistura de argônio e dióxido de carbono, protege o metal fundido do oxigênio e do nitrogênio do ar formando um envoltório em torno do arco e sobre a poça de solda. Existe pouca necessidade de desnitrificação do metal de solda em virtude de normalmente o nitrogênio do ar ser excluído. Entretanto, algum oxigênio pode ser gerado pela dissociação do CO_2 para formar monóxido de carbono e oxigênio. As composições dos eletrodos são formuladas para fornecer desoxidantes para combinar com pequenas quantidades de oxigênio no gás de proteção. Pequenas extensões de eletrodo e altas correntes de soldagens são usadas para todos os diâmetros de arames. Para soldas em filetes, quando comparado com o processo de eletrodo revestido (SMAW), este processo (FCAW-G) produz soldas muito estreita e de grande penetração, como também é ideal para gargantas muito largas. O princípio da extensão do eletrodo não pode ser igualmente aplicado neste método, por causa dos efeitos adversos na proteção.

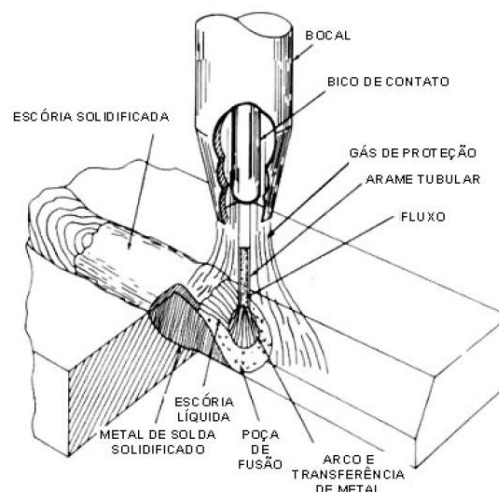


Figura 3.22 – Soldagem com arame tubular com proteção a gás (Fortes & Araújo, 2004).

3.7 Modos de Transferência na Soldagem com Arame Tubular

As vantagens econômicas provenientes do emprego de arames tubulares já são bastante denotadas na prática, porém devem ser feitas algumas considerações quanto aos modos de transferência do metal de solda para que sejam alcançados os melhores resultados, especialmente quando não são necessariamente aplicáveis comparações diretas com arames sólidos. As escolhas do consumível e do diâmetro relativamente à aplicação proposta são importantes aspectos a serem considerados ao se explorarem as vantagens do processo.

Os modos de transferências normalmente são referidos ao processo GMAW, mas ocorrem também nos processos FCAW, em virtude de suas similaridades. As características desses modos de transferências são melhores descritas em termos dos três meios básicos, pelos qual o metal é transferido do eletrodo para a peça: transferência por curto circuito, transferência globular, transferência spray (aerossol) e spray pulsado. O modo de transferência é determinado em relação ao número de fatores que mais influenciam, são os seguintes: intensidade e tipo da corrente de soldagem, diâmetro de eletrodo, composição do eletrodo, extensão do eletrodo, gás de proteção e potência do equipamento de solda. A Figura 3.23 relaciona tensão e corrente com o modo de transferência.

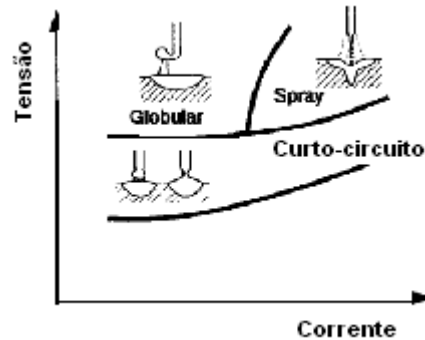


Figura 3.23 – Tipos de arcos pra diferentes condições de tensão e corrente (adaptado de Weman, 2003).

Dentro dessa silimilaridade de processos, Fortes & Araújo (2004) ressaltam que arames tubulares metálicos (MCW) comportam-se de forma similar aos arames sólidos relativamente aos modos de transferência. Arames tubulares rútilicos apresentam, em função da corrente, os modos de transferência por aerossol para altas correntes e um misto de aerossol e globular (pode ser chamado de “falso spray”) para baixas correntes, enquanto que arames tubulares básicos operam normalmente com transferência globular a correntes elevadas e curto-circuito para correntes mais baixas.

Modos de transferência é um assunto bastante difundido na literatura e pode ser visto nas seguintes publicações: Vedia & Svoboda, 2004; ASM Intenartional Handbook, Vol. 6, (1993); MIG/MAG Welding Guide for Gás Welding, (GMAW) (1997); Fortes & Araújo, (2004); Weman, (2003) e Welding Handbook, Vol. 2, (1991).

3.7.1 Transferência por Curto-Circuito

A transferência em curto-circuito, normalmente referida como soldagem por curto-circuito, o metal é transferido para a peça quando a ponta do eletrodo fundido contacta a poça fundida, ou seja, a gota metálica vai crescendo e atinge à poça de fusão, a força de tensão superficial consegue romper a união existente entre a gota e a ponta do arame absorvendo-a, neste instante se reinicia o arco elétrico, Figura 3.24.

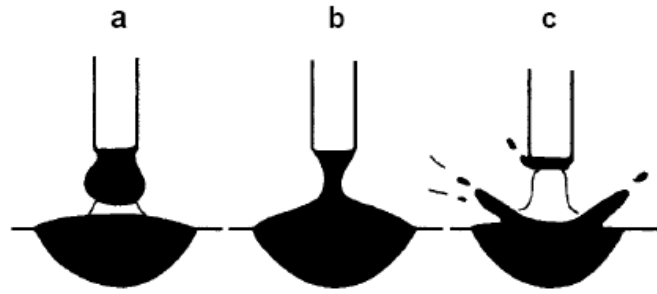


Figura 3.24 – Gotículas do curto-circuito com fonte de baixa indutância. a) Período do arco. b) Transferência da gota. c) Ajustagem com baixa indutância gera alta corrente no curto-circuito e os salpicos são desenvolvidos quando o curto-circuito cessa (Weman, 2003).

O metal é transferido do eletrodo para a peça somente durante um período quando o eletrodo está em contato com a poça de solda, e não existe transferência do metal através espaço do arco. Esta forma de transferência é obtida quando se usa baixas correntes, baixas tensões e arames de pequenos diâmetros. Esse modo de transferência produz uma pequena poça de solda de solidificação rápida, a qual é adequada para uniões de secções finas, para soldagem fora de posição e grande abertura de raiz. Como o aporte térmico é baixo, a penetração do cordão de solda é muito rasa, cuidados devem ser tomados na técnica para assegurar boa fusão em secções espessas. A fonte de energia tem como característica controlar a relação entre o estabelecimento intermitente de um arco e o curto-circuito do eletrodo. Se a corrente do curto-circuito for alta, ela tem um considerável efeito nas forças de retenção, causando respingos de solda. Mesmo que a transferência do metal ocorra somente durante o curto-circuito, composição do gás de proteção tem um efeito na tensão superficial do metal fundido. Mudanças na composição do gás podem afetar o tamanho da gota e a duração do curto-circuito. Deve-se levar em consideração que o tipo de gás influencia as características de operação do arco e penetração do metal base. Dióxido de carbono geralmente produz altos níveis de respingos comparados aos gases inertes, embora promova alta penetração. Para atingir um bom acordo entre respingos e penetração, misturas de CO_2 e argônio são frequentemente usados quando se solda aços carbonos e de baixa liga. Adições de hélio ao argônio aumentam a penetração nos metais não ferrosos.

3.7.2 Transferência Globular

A forma globular de transferência é caracterizada pela formação de uma gota relativamente maior do que o diâmetro do arame, que se desprende do arame e cai na poça de fusão pela ação do seu próprio peso. Sua aplicação tecnológica é difícil, porque não se pode controlar adequadamente o metal de adição. Este modo de transferência se encontra na zona de transição entre o curto-circuito e o arco spray (aerossol).

Com o eletrodo positivo, a transferência globular ocorre quando a densidade de corrente é relativamente baixa, menores que a necessária para se obter a transferência spray, não levando em consideração o tipo de gás de proteção. O uso de dióxido de carbono ou hélio resulta neste modo de transferência, considerando a faixa de correntes de soldagem que pode ser utilizável para se obter este modo de transferência. Essa gota grande é facilmente conduzida pela gravidade, sendo um fator limitante de soldagem na posição plana, Figura 3.25.

Em correntes médias, ligeiramente maiores que aquelas usadas em transferência curto-circuito, a transferência globular axialmente dirigida pode atingir a peça com uma substancial proteção de gás inerte. Entretanto, se o comprimento do arco for muito curto (baixa voltagem), então haverá aumento do tamanho da gota que se aproximará mais da peça, como está superaquecida, se desintegrará produzindo consideráveis salpicos. Em vista disso, o arco deve ser longo bastante para assegurar o destacamento da gota antes de contactar à poça de solda.

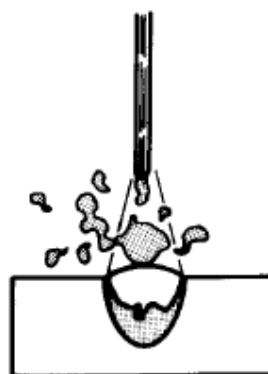


Figura 3.25 – Modo de transferência globular (adaptado de MIG/MAG Welding Guide for Gás Welding (GMAW), 1997).

Soldagem com proteção de dióxido de carbono produz diretamente transferência globular quando a corrente de soldagem é significativamente maior do que a faixa de transferência por curto-circuito. A partida do movimento de transferência axial é governada por forças eletromagnéticas, gerada pela corrente de soldagem agindo sobre a ponta fundida. As mais importantes são a força de constrição eletromagnética e a força de reação anódica. A intensidade da força de constrição é função direta da corrente de soldagem e do diâmetro do eletrodo, e é usualmente responsável pelo destacamento da gota. Com proteção CO_2 , a corrente de soldagem é conduzida através da gota fundida e a ponta do eletrodo não é envolvida pelo plasma do arco. Fotografias de altas velocidades mostram que o arco move sobre a superfície da gota fundida e a peça, porque a força anódica tende a segurar a gota. A gota fundida cresce até destacar-se por curto-circuito ou por gravidade, porque a força anódica sozinha nunca supera a força de constrição. A situação mais provável é a gota fechar o circuito na coluna do arco e explodir. Uso de CO_2 para muitas aplicações industriais é limitado, pois pode se produzir salpicos em excesso. O CO_2 permanece o gás mais comumente usado em soldagens em aços doces, quando os requisitos de qualidade não são muitos rigorosos.

Esse modo apresenta uma superfície de solda com aparência rugosa e com ondulações quando comparado como com o cordão obtido com transferência spray axial. Quando é usada uma mistura de gases rica em hélio, produz-se um largo cordão de solda com profundidade de penetração similar ao argônio e com um perfil mais desejável.

3.7.3 Transferência Spray

A transferência spray (aerossol) é caracterizada por um tamanho de gota muito pequena com menor diâmetro do que o arame sendo sua transferência no eixo axial do arco elétrico. Em virtude, deste modo de transferência ter como características altas correntes e altas voltagens, grandes taxas de deposição são obtidas.

O modo de transferência “spray”, muito estável, livre de respingos pode ser produzido quando é usada proteção rica em argônio. Este tipo de transferência usa corrente direta com eletrodo positivo e nível de corrente acima do valor crítico chamado “corrente de transição”. Abaixo deste nível de corrente a transferência ocorre pelo modo globular. Em valores acima da corrente de transição, a transferência ocorre na forma de muitas pequenas gotículas por segundo, que são formadas e destacadas na taxa de centenas por segundo e são aceleradas axialmente através da abertura do arco, Figura 3.26.

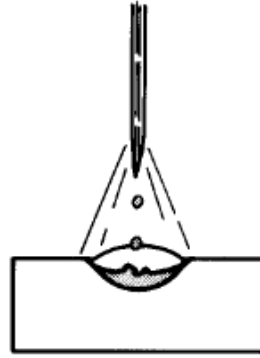


Figura 3.26 – Modo de transferência spray [adaptado de MIG/MAG Welding Guide for Gás Welding (GMAW), 1997].

A corrente de transição é dependente da tensão superficial do metal líquido e é inversamente proporcional ao diâmetro do eletrodo, e em menor grau, à extensão do eletrodo. Ela também tem uma relação direta com a temperatura de fusão do metal de adição e da composição do gás de proteção.

O modo de transferência spray resulta em fluxo altamente dirigido de gotículas que são aceleradas pelas forças do arco para velocidades que supera os efeitos da gravidade. Isto possibilita, sob certas condições, o processo ser usado em qualquer posição. Por causa das gotículas serem separadas e menores que o comprimento do arco, não ocorre curtos-circuitos e o nível de respingos é desprezível, se não totalmente eliminado. Outra característica da transferência é forma de penetração “dedo” diretamente produzido abaixo da ponta do eletrodo. Embora a penetração possa ser profunda, ela pode ser afetada por campos magnéticos que devem ser controlados para assegurar que esteja sempre localizada no centro do perfil de penetração da solda. Caso contrário, pode-se resultar falta de fusão em perfil da superfície do cordão irregular.

O modo de transferência spray pode ser usado para soldar quase todos os metais ou ligas, por causa da característica inerte da proteção por argônio. A espessura pode ser um fator limitante por causa dos altos níveis de corrente relativamente requeridos. A resultante de forças pode cortar chapas finas ao invés de soldá-las. Altas taxas de deposição pode resultar em um tamanho de poça de solda que não é suportada pela tensão superficial nas posições vertical e sobre-cabeça. As limitações de espessuras e posições de soldagem têm sido largamente superadas por fontes especialmente projetadas. Essas máquinas produzem formas de onda e frequência cuidadosamente controladas que “pulsam” a corrente de soldagem para níveis abaixo e a transição de corrente para níveis acima. A Figura 3.27 mostra os dois níveis de corrente fornecidos por essas máquinas. Um tem uma corrente de fundo baixa que sustenta o arco sem fornecer bastante energia para causar a formação de gotículas na ponta do arame. O outro é uma corrente pulsante sobreposta com uma amplitude que é maior que a corrente de transição necessária para transferência spray. Durante esse pulso, uma ou mais gotículas são formadas e transferidas. A frequência e a amplitude desses pulsos controlam o nível de energia do arco e, portanto, a taxa em que o arame funde. Reduzindo a energia do arco e a taxa de fusão do arame é possível manter muitas das características desejadas da transferência spray quando se une chapas metálicas e soldagem de metais espessos em todas as posições.

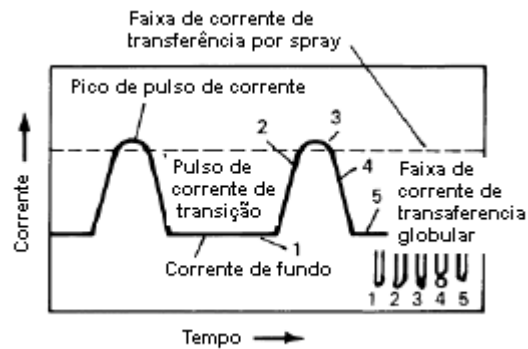


Figura 3.27 – Níveis de corrente de soldagem em arco spray (adaptado daASM Intenartional Handbook, Vol. 6, 1993).

3.7.4 Transferência por Spray Pulsado

A transferência por spray pulsado ou arco pulsado é uma variação da transferência spray onde a fonte de potência pulsa rapidamente entre um pico e corrente de fundo por um período de tempo fixado. A transferência por arco pulsado realiza-se a partir da ponta do arame até a poça de fusão, a gota é destacada por efeito da força eletromagnética, que se constringe na interface liquido sólido na ponta do arame. Para a formação do arco pulsado, utiliza-se uma corrente pulsada de onda simétrica com intervalos de tempo regularmente espaçados, composta de uma corrente base de baixa intensidade, e uma corrente de pico de alta intensidade. Conforme Figura 3.28, quando a corrente está na fase de baixa intensidade, o arame é aquecido e se inicia a formação da gota (a e b), no momento da aplicação da corrente de pico (c) se conclui a formação da gota e se inicia seu destacamento para a poça de fusão, sendo de imediato absorvida (d e e).

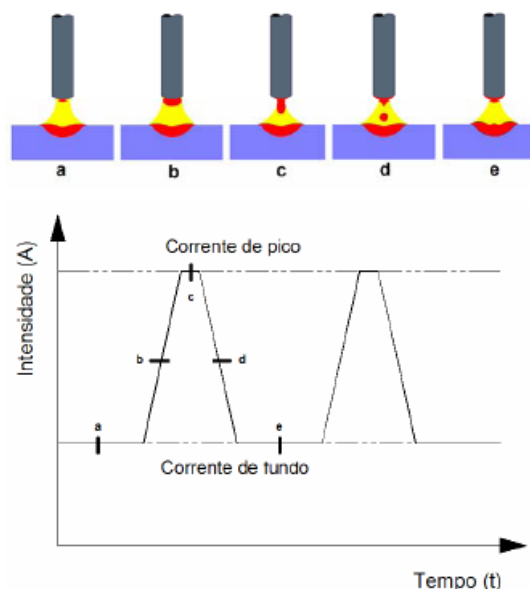


Figura 3.28 – Transferência por arco pulsado (Hernandez Riesco, 2002).

3.8 Gases de Proteção Utilizado no FCAW-G

As normas européias sobre gases de proteção para soldas classificam os gases por suas potencialidades de oxidação. O potencial de oxidação se calcula a partir da equação (3.5):

$$P_o = \% O_2 + \frac{1}{2} \% CO_2 \quad \text{Equação (3.5)}$$

As normas norte-americanas sobre gases de proteção classificam-os segundo a composição das misturas de gases (Vaidya, 1989). À medida que o potencial de um gás aumenta parte de alguns elementos de liga se perderão através do arco em um processo de oxidação. C, Si e Mn são os mais sensíveis ao aumento de oxidação de um gás ou misturas de gases. Neste sentido a resistência do metal de solda se verá afetada ao variar a percentagem de elementos de liga no mesmo (Vaidya, 2002).

A finalidade da proteção gasosa é proteger a poça de fusão do ar circundante e manter o arco elétrico estável. O gás de proteção possui uma alta influência sobre as características do arco, o modo de transferência, as dimensões do cordão de solda, penetração e propriedades de molhabilidade da poça de fusão, propriedades mecânicas do metal de solda e microestrutura do metal de solda. São utilizados basicamente três gases como proteção durante a solda: Argônio (Ar), Hélio (He), e Dióxido de carbono (CO₂). Estes três gases podem ser utilizados tanto separadamente como misturados entre si. Outros gases podem ser incrementados em alguns casos em pequenas quantidades, tais como, oxigênio, hidrogênio e nitrogênio.

O argônio fornece uma eficiente proteção devido a sua alta densidade, o que o faz menos sensível a corrente de ar. Permite realizar um fácil início de arco devido a sua baixa energia de ionização, permitindo ao mesmo tempo uma boa estabilidade do arco. Gera uma alta penetração devido à concentração do calor na zona central do arco. O hélio possui um aporte térmico elevado o que permite obter cordões amplos e de grande penetração, mas não permite obter uma boa estabilidade do arco quando comparado ao argônio, e devido a sua baixa densidade requer uma vazão muito elevada para se obter a proteção adequada, isto o torna pouco econômico. Para soldagem de aços inoxidáveis o argônio é usado com pequenas adições de CO₂ ou O₂. Para soldagem de alumínio, cobre e ligas de cobre, normalmente é usado argônio puro ou mistura de argônio com hélio. O hélio aumenta o aporte térmico, que compensará a alta taxa de condução térmica na espessura da parede do cobre ou alumínio (Weman, 2003).

O dióxido de carbono (CO₂) é o mais largamente usado como gás de proteção no processo FCAW. Duas vantagens deste gás são seu baixo custo e profundidade de penetração com alta velocidade de solda. Sua desvantagem é que produz grande quantidade de respingos e a superfície da solda apresenta ligeira oxidação. Normalmente é utilizado em misturas com argônio para diminuir suas desvantagens. Embora usualmente se obtenha transferência do metal pelo modo globular, algumas formulações de fluxos produzem transferência de metal do tipo spray. Dióxido de carbono é relativamente inativo na temperatura ambiente. Quando é aquecido em altas temperaturas na soldagem a arco, CO₂ se dissocia para formar monóxido de carbonos (CO) e oxigênio, como indicado na Equação (3.6):



A atmosfera do arco contém uma considerável quantidade de oxigênio que tende a reagir com elementos do metal fundido. A tendência de oxidação motivada pelo gás de proteção CO₂ tem sido considerada no desenvolvimento de fluxo dos eletrodos tubulares.

Materiais desoxidantes são adicionados ao fluxo para compensar o efeito da oxidação do CO₂. Além disso, devem-se considerar as reações do metal fundido com o CO₂ que produz óxido de ferro e monóxido de carbono em uma reação reversível segundo a Equação (5.5) (Welding Handbook, vol. 2, 1991):



Em altas temperaturas, alguns monóxidos de carbono dissociam-se em carbono e oxigênio, conforme equação (3.8):



O efeito CO₂, como de gás de proteção, no carbono no metal de solda dos aços doces e aços baixa liga, dependendo das quantidades originais de carbono do metal de base e do eletrodo, produzirá uma atmosfera que pode comportar-se como um meio carburizante ou descarburizante. A concentração de carbono do metal de solda será maior ou menor em função da quantidade de carbono presente no eletrodo e no metal de base. Se o carbono contido no metal de solda é abaixo de aproximadamente 0,05%, a poça líquida do metal fundido tenderá a absorver carbono do CO₂ da atmosfera protetora. Por outro lado, se o carbono do metal de solda é maior que aproximadamente 0,10 %, a poça líquida do metal de solda poderá perder carbono. A perda do carbono é atribuída a formação do monóxido de carbono (CO), por causa da oxidação característica do gás de proteção CO₂ em altas temperaturas. Quando esta reação ocorre, o monóxido de carbono pode ser aprisionado no metal de solda como porosidade. Esta tendência é minimizada pelo fornecimento de um adequado nível de elementos desoxidantes ao fluxo do eletrodo tubular. O oxigênio reagirá preferencialmente com os elementos desoxidantes do que com o carbono do aço. Esta reação resulta na formação de compostos de óxidos sólidos que tenderão a flutuar na superfície da poça de solda fundida, formando parte da cobertura de escória (Welding Handbook, vol 2, 1991 e Vaidya, 2002).

3.9 Eletrodos Tubulares

Segundo Fortes e Araujo (2004), alguns arames tubulares para a soldagem de aços de baixa liga são produzidos empregando outro conceito de tipo de escória, que combina a excelente soldabilidade dos tipos de escória ácida com as excepcionais propriedades mecânicas dos tipos de escória básica. Dessa forma, os arames são classificados de acordo com o tipo de fluxo ou da escória formada como: arames com fluxo rútilicos e com fluxo básico; e o arame com fluxo metálico ou “metal cored” (MCW).

Arames tubulares básicos são favoráveis em propriedades mecânicas, principalmente tenacidade, mas apresentam soldabilidade mais difícil. Essa necessidade de alta tenacidade tem promovido um contínuo desenvolvimento de consumíveis de soldagem capazes de produzir metais de solda com ótimas microestruturas e propriedades mecânicas. Dessa forma, elementos de liga capazes de aumentar a quantidade de ferrita acicular no metal de solda têm sido cada vez mais utilizados na fabricação de consumíveis para soldagem. O níquel está entre os elementos de liga que apresentam esta característica.

Fortes e Araujo (2004) comenta que para temperaturas de teste abaixo de -30°C, é necessário o emprego de arames de baixa liga, geralmente ligados ao níquel para melhorar a

tenacidade. Em arames tubulares do tipo 1% Ni e para temperaturas na faixa de -20°C podem ser alcançados aumentos na produtividade através de aumentos no aporte térmico e na taxa de deposição. Nesse caso, a queda na tenacidade que ocorreria nos metais de solda de aço C-Mn é compensada pelo teor de 1% Ni.

O rutilo (TiO_2) é um bom estabilizador do arco sendo frequentemente adicionado ao fluxo dos arames tubulares para se obter um arco mais suave. Uma das últimas gerações de arames tubulares rutilicos (E71T-1 e E81T1-Ni1), concebidos para soldagem em todas as posições e baixos níveis de hidrogênio difusível no metal de solda contêm microligantes, usualmente boro e titânio e um sistema de escórias levemente mais básicas que os arames tubulares rutilicos padrões. O alto percentual de elementos facilmente ionizáveis produz um arco muito estável e uma transferência de gotas finas. O alto ponto de fusão da escoria permite a soldagem em todas as posições. A combinação do sistema de escoria e os microligantes aumentam a resistência ao impacto devido a uma microestrutura de ferrita acicular fina e menor quantidade de ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal. Além da redução dos níveis de hidrogênio difusíveis. Estas boas propriedades mecânicas se obtêm para a condição como soldado. Estes consumíveis estão disponíveis para soldagem de aços com uma resistência a tração de até 650 MPa, satisfazendo requisitos de tenacidade em Charpy V até a -50° C ((Huisman, 1996 e Vaidya, 1989).

Segundo Utterberg et al. (2002), o aumento do teor de níquel nos arames rutilicos está associado ao aumento da tenacidade que tem como principal fator o refino de grãos. Para Evans (1991) o aumento do teor de níquel no metal de solda diminui a quantidade de ferrita primária, ou seja, há uma redução dos veios de ferrita preponderando um aumento de volume de ferrita acicular ao de ferrita de segunda fase. Vieira (2006) em sua avaliação da tenacidade do metal soldado com o arame E 81T1-Ni1, conforme normas AWS A 5.29 (1998) e PRETROBRÁS N-1859 (2005), utilizando tensões na ordem de 27 a 28 V, correntes de 188 a 270 A e velocidades de soldagem entre 3,67 a 6,35 mm/s, obteve microestrutura ferrita acicular nas regiões colunares.

Segundo Melton e Aberg (1991), arames tubulares com fluxo básico produzem soldas com excelente qualidade, boas propriedades mecânicas a baixas temperaturas e níveis de hidrogênio difusível menores que 5 ml/100g no metal depositado. O grande problema desses arames é o seu comportamento operacional, pois comparados com os eletrodos com fluxo rutilico, apresentam arco instável e produzem cordão de solda mais convexo com muitos respingos (French & Bosworth, 1997; Blackman & Norrish, 1988).

Esses arames contêm usualmente um sistema de escória de carbonato de cálcio (CaCO_3) e fluorita de cálcio (CaF_2). Estes componentes não são facilmente ionizáveis, acarretando transferência globular e normalmente irregular. O baixo ponto de fusão da escória faz com que seja difícil sua utilização para soldagem em posição. Além disso, são agregados vários tipos de estabilizadores de arco, desoxidantes e ligas ao fluxo. Estes consumíveis geralmente produzem uma transferência globular e produzem mais salpicos que os rutilicos. Para sua utilização em posições vertical ou sobre-cabeça requerem uma grande habilidade do soldador, isto porque seu uso, em geral, se restringe as posições plana e horizontal. As propriedades ao impacto são excelentes, os níveis de hidrogênio difusíveis baixos e o metal de solda tem boa resistência a fissuração tanto na condição como soldado, como com alívio de tensões. A principal limitação destes consumíveis é sua baixa operatividade, sobretudo em soldagem em posição, tais como: o risco de penetração insuficiente e inclusões de escória (Siewert & Ferree, 1981; Huisman, 1996; Vaidya, 1989; Vaidya, 2002 e Vedia & Svoboda, 2004).

Mee e Nessn (2005) e Svensson (1994) concordam que os arames tubulares básicos oferecem uma excelente combinação de boas propriedades mecânicas, baixos teores de hidrogênio e tolerância às condições de preparação das peças. Entretanto, não apresentam soldabilidade tão boa quanto à dos arames tubulares rutilicos. Principalmente pelas restrições impostas por sua escória fluida e pelo modo de transferência mais globular, a soldagem fora

de posição tradicionalmente tem sido realizada no modo de transferência por curto-circuito, gerando mais respingos.

Os arames com fluxo metálico (metal-cored) têm algumas características similares aos arames tubulares com escória, tal como a forma construtiva e as tecnologias de fabricação e um comportamento similar ao dos arames maciços. Os MCW (metal cored welding), principalmente contêm no fluxo pó de ferro, desoxidantes, denitrificantes e elementos de liga, com pouco ou nenhum elemento formador de escória (em geral menos de 5%) e se tornaram uma alternativa muito interessante para substituir os arames maciços. Isto se deve fato, de que usualmente são mais facilmente disponíveis e que são mais econômicos em relação aos graus de liga. Os eletrodos metal-cored quando são utilizados no processo GMAW podem produzir um arco mais estável e melhor geometria de cordão do que os arames maciços, produzindo somente pequenas ilhas de produtos de desoxidantes sobre o cordão. Bons valores de impacto no metal depositado puro se conseguem obter até - 40 °C, com o moderno tipo de eletrodo E71T-G. Nos arames metal-cored de última geração se modificou tanto a composição da tira como dos componentes utilizados no fluxo. Menores níveis de carbono e menores quantidades de componentes com alta pressão de vapor e/ou facilmente dissociáveis (NaF, CaCO_3) se utilizam nesses produtos, sendo estes aspectos os responsáveis de baixar a velocidade de geração de fumos e melhorar as características do arco. Estes arames tem muito baixo nível de hidrogênio difusível e podem soldar em toda posição (Lyttle, 1996; Huisman, 1996; Vaidya, 1989; ANSI/AWS A5.29-98; Myers, 2002 e Vedia & Svoboda, 2004).

Os arames tubulares são praticamente imunes à umidade e não requerem nenhum tipo especial de armazenamento, este é um fator importante principalmente na soldagem de campo.

3.10 Classificação do Eletrodo Tubular

Eletrodos tubulares de aço carbono são classificados pela AWS A5.20, Especificação de Eletrodos Aços Carbono para FCAW. O sistema de identificação segue o padrão geral de classificação de eletrodos notação básica é EXXT-X. Os Xs indicam as posições de cada designador. Este sistema pode ser explicado considerando a designação do eletrodo E70T-1. O prefixo E indica um eletrodo, como em outro sistema de classificação de eletrodo. O primeiro número refere-se a resistência a tração mínima como soldado em unidades de 10.000 psi. Neste exemplo o número “7” indica que o eletrodo tem resistência a tração mínima de 70.000 psi. O segundo número indica as posições de soldagem para os quais o eletrodo é designado. O zero (0) significa que este eletrodo é designado para as posições planas e horizontais. Existem eletrodos adequados não só para as posições plana e horizontal, mas também para as posições vertical e sobre-cabeça. Classificação de eletrodos com designador “1” ao invés de “0” indica eletrodos com capacidade de soldagem em todas as posições. A letra “T” indica que o eletrodo é de construção tubular. O ultimo designador (neste exemplo “1”) coloca o eletrodo em um grupo particular designado pela composição química do metal de solda depositado, método de proteção e adequabilidade do eletrodo para passe único ou múltiplos passes. A Figura 3.29 mostra o sistema de classificação para um eletrodo genérico com designadores supletares opcionais, embora não constitua parte da classificação do eletrodo FCAW, segundo a AWS A5.20-2005.

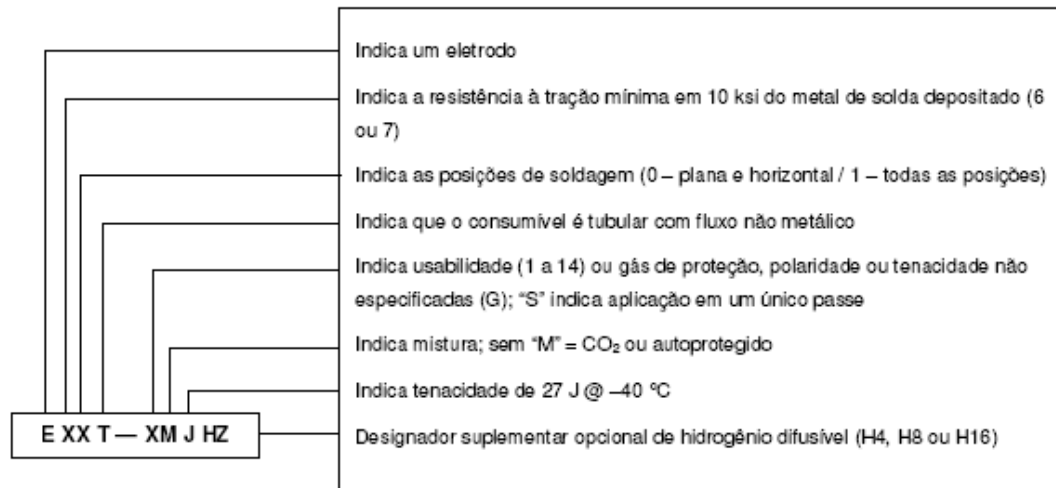


Figura 3.29 - Designação AWS para arames tubulares com fluxo não metálico para a soldagem de aço carbono (Fortes & Araújo, 2004).

Eletrodos FCAW de aço carbono ainda são classificados com base se eles são auto-protégidos ou se é requerido dióxido de carbono como proteção de gás separada, o tipo de corrente e sua usabilidade para soldagem fora de posição. Se o eletrodo é único ou múltiplo passe, a composição química e as propriedades mecânicas como soldado do metal de solda depositado. Eletrodos são concebidos para produzir metais de solda tendo composições químicas e propriedades mecânicas especificadas, quando a soldagem e testes são feitos de acordo como os requisitos de especificações.

Eletrodos de aço baixa liga são classificados pela AWS A5.29, Especificação de Eletrodos de Aços Baixa Liga para FCAW. Essa especificação usa um sistema de classificação muito similar ao que usado na especificação AWS A5.20, adicionando um designador para a composição química à designação. Um eletrodo classificado de acordo com esta especificação terá a forma EXXTX-X, Além desses designadores existem os designadores suplementares opcionais, embora não constitua uma parte da classificação do eletrodo FCAW, Figura 3.30. Todos os designadores antes do traço (hífen) tem o mesmo significado da especificação A5.20. A posição após o traço (hífen) é o designador da composição química, que consiste de uma letra e um número. A letra denota o tipo de liga do eletrodo como se segue: A – Aço carbono-molibdênio; B – Aço molibdênio cromo; Ni Aço níquel; D – Aço manganês-molibdênio; W – Aço envelhecido ao relento; K – Outros aços baixa liga e G – Não especificado. No lugar do M pode vir um C de CO₂.

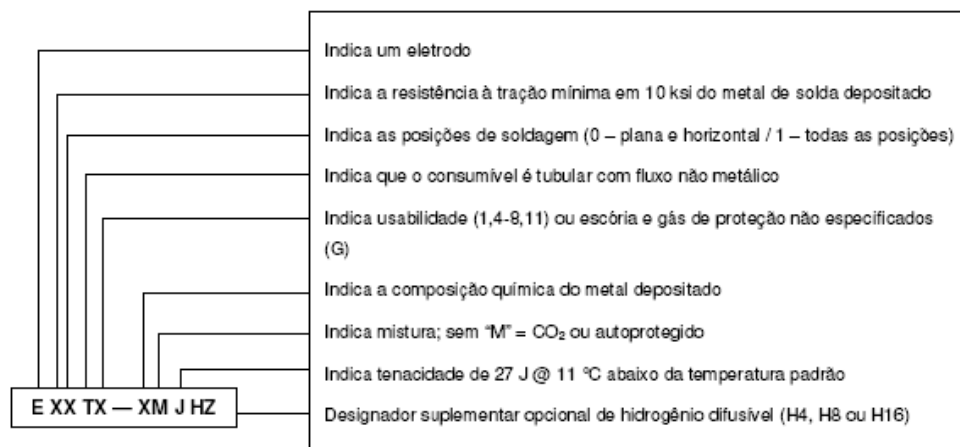


Figura 3.30 – Designação AWS para arames tubulares com fluxo não metálico para soldagem de aços de baixa liga (Fortes & Araújo, 2004).

Resistência de tração mínima de até 830 MPa (120 ksi) estão inclusas na especificação A5.29. Requisitos de tenacidade ao impacto são baseados nos requisitos da resistência, usabilidade e composição química do eletrodo. Os eletrodos são concebidos para produzir metais de solda depositados tendo composições químicas e propriedades mecânicas similares aos produzidos para eletrodos SMAW de aços baixa liga. Eles são geralmente usados para soldar aços baixa liga de composição química similar.

Eletrodos de aços inoxidáveis são classificados sob a AWS A5.22, Especificação para Eletrodos Aços Níquel-Cromo e Cromo Resistente a Corrosão. A classificação para essa especificação tem a forma EXXXT-X. As primeiras três posições é designador da composição química, que corresponde as designações do American Iron and Steel Institute (AISI) (tais como 308, 316 e 410) de aços tendo composição similar. A posição final é designador do tipo de proteção. Os tipos T-1 são designados para uso com gás de proteção CO₂ ou Ar-CO₂ (classificação requer o uso de CO₂). Os tipos T-2 são designados para uso com gás de proteção Ar-2O₂. Os tipos T-3 são para auto-protegidos. O tipo G-3 são para eletrodos que não estão cobertos por outros tipos de designadores de proteção.

Estes eletrodos são classificados com base na composição química do metal de solda depositado e o meio de proteção usado na soldagem. Eletrodos classificados como EXXXT-1 que usam proteção de CO₂ sofrem poucas perdas de elementos inoxidáveis e pouco aumento no conteúdo de carbono. Eletrodos com classificações EXXXT-3, que são usados sem proteção externa sofrem algumas perdas de elementos inoxidáveis e absorção de nitrogênio que podem ser significante. Baixas correntes de soldagem juntamente com longos arcos (altas voltagens de arco) aumenta a absorção de nitrogênio. Nitrogênio estabiliza a austenita e pode então reduzir o conteúdo de ferrita do metal de solda. Os requisitos das classificações EXXXT-3 são diferentes das classificações do EXXXT-1, em virtude da proteção somente com o sistema de fluxo não ser efetivo como a proteção com ambos, um sistema de fluxo e uma proteção de gás externa aplicada separadamente. Os depósitos do EXXXT-3, então, normalmente tem um maior conteúdo de nitrogênio do que EXXXT-1. Isto significa que para controlar o conteúdo de ferrita do metal de solda, as composições químicas dos depósitos devem ter diferentes razões Cr/Ni do que os depósitos do EXXXT-1. Diferente dos eletrodos auto-protegidos de aço baixo carbono ou aços doces, eletrodos de aços inoxidáveis EXXXT-3 geralmente não contem fortes elementos denitrificantes como o alumínio.

A tecnologia dos EXXXT-1 tem presentemente sido desenvolvida ao ponto que arames tubulares de aços inoxidáveis para todas as posições tornou-se disponível. Esses arames tem taxas de deposição mais altas do que arames inoxidáveis sólidos quando usados fora de posição; eles são de uso mais fácil do que o arame sólido no modo de transferência por imersão. E eles produzem consistentemente soldas sadias com fontes de potência com potencial constante padrão. Estes arames estão disponíveis em tamanhos menores que 0.9 mm em diâmetro. As propriedades mecânicas do metal depositado são especificadas para cada classificação, incluindo resistência de tração mínima e mínima ductilidade, requisitos de integridade radiográfica são também especificados. Embora as soldas feitas segundo a especificação AWS sejam comumente usadas em corrosão ou aplicações de resistência ao calor, não é praticado requerer testes de qualificação de eletrodo para corrosão ou resistência em escala em soldas ou amostras de metal de solda. Testes especiais que sejam pertinentes a uma aplicação específica devem ser estabelecidos em acordo entre fabricante e usuário.

3.11 Parâmetros de Soldagem do Processo FCAW

Os principais parâmetros de soldagem do processo arame tubular (FCAW), são:

- Corrente de soldagem;
- Tensão de soldagem;
- Extensão (stick out) do eletrodo;
- Vazão do gás de proteção;
- Velocidade de Alimentação do Arame;
- Velocidade de Soldagem.

3.11.1 Corrente de Soldagem

Segundo o Welding Handbook, Vol. 2, (1991) e Vedia & Svoboda (2004) a corrente de soldagem é proporcional a velocidade do arame para um dado diâmetro específico, composição e extensão. Uma fonte de potência constante de intensidade adequada é usada para fundir o eletrodo numa faixa que mantém a tensão de saída no valor pré-fixado (comprimento do arco). Se outras variáveis de soldagem são mantidas constantes para um dado diâmetro de eletrodo, mudando a corrente de soldagem se terá os seguintes efeitos:

- Aumentando a corrente aumenta a taxa de deposição do eletrodo.
- Aumentando a corrente aumenta a penetração.
- Corrente excessiva produz cordões de solda convexos com má aparência.
- Corrente insuficiente produz transferência de gotículas grandes e salpicos excessivos e pode resultar em absorção de nitrogênio em excesso e porosidades com arames auto-protegidos.

Para uma dada velocidade de alimentação do arame, a corrente de soldagem varia com a extensão do eletrodo. Conforme a corrente de soldagem varie por mudança da velocidade do eletrodo, a tensão de saída do suprimento de potência deve ser mudada para manter a relação ótima entre a tensão do arco e a corrente de soldagem.

3.11.2 Tensão de Soldagem

A tensão do arco e a sua extensão estão diretamente relacionadas. A tensão indicada no painel da fonte está incluída a soma das quedas de tensão ao longo do circuito de soldagem. Isto inclui a queda no cabo de soldagem, na extensão do eletrodo, no arco, na peça e no cabo de massa. A tensão do arco será proporcional ao indicado no painel considerando-se constantes as quedas nos demais elementos do circuito (incluídas suas temperaturas).

A aparência, a integridade e as propriedades da soldagem realizadas com FCAW podem ser afetadas por variações na tensão do arco. Uma tensão de arco excessiva (arco muito longo) pode resultar em salpicos excessivos e em cordões largos e porosidades. Com arames auto-protegido, a tensão de arco muito alta pode resultar em excesso de nitrogênio absorvido. Com arames de aço carbono isto pode provocar porosidades. Com arames de aço inoxidável resulta na redução da ferrita do metal de solda, que por sua vez pode resultar em trincas. Uma tensão de arco insuficiente (arco muito curto) pode resultar em excessivos salpicos e cordões estreitos e convexos com baixa penetração (Welding Handbook, Vol. 2, 1991).

3.11.3 Extensão do Eletrodo

A extensão do arame é a porção de arame sem fundir que se estende desde o arco até o tubo de contato durante a soldagem (stick-out). Na Figura 3.31 se pode ver um esquema aonde se indica a extensão do arame. Mantendo-se as demais variáveis constantes, esta porção do arame se aquece por resistência proporcionalmente a sua extensão (efeito Joule). A temperatura do arame influencia a energia do arco, a velocidade de deposição e a penetração.

E pode afetar a integridade da solda e a estabilidade do arco. Além do que um aumento na extensão diminui a corrente de soldagem (Welding Handbook, Vol. 2, 1991).

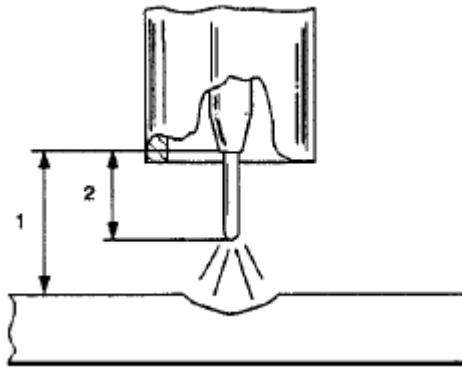


Figura 3.31 – Definições da: (1) distancia da peça a ponta de contato e (2) extensão do eletrodo (Weman, 2003).

O efeito da extensão do arame como um fator operativo no processo FCAW introduz uma nova variável que deve ser levada em conta em conjunto com as demais variáveis do processo e com as condições de proteção. Por exemplo, a fusão e a ativação dos ingredientes do recheio devem ser consistentes com a composição do tubo, como também com as características do arco. A extensão do eletrodo influencia o conteúdo de hidrogênio no metal de solda. Para extensão mais longa, tem-se mais tempo para aquecimento do arame pelo efeito Joule, facilitando a vaporização de resíduos orgânicos e umidade e, por conseguinte, menor presença de hidrogênio na solda. Mantendo-se os outros parâmetros constantes, a extensão do arame excessivo produz um arco instável com salpicos, cordões convexos, falta de penetração e aumento na taxa de fusão. Uma extensão insuficiente pode causar um arco muito comprido para uma tensão pré-ajustada. Por sua vez, em arames protegidos a gás pode produzir um acúmulo de salpicos no bico da tocha que pode interferir com o fluxo de gás e a proteção pode perder efetividade. Proteção de gás não efetiva pode causar porosidades, excesso de salpicos e oxidação na poça de fusão. Uma extensão menor do arame permite obter uma maior penetração do que com uma maior extensão.

3.11.4 Vazão do Gás de Proteção

Para arames com proteção a gás, a vazão de gás pode afetar a integridade do metal depositado. Vazão de gás insuficiente resulta em uma má proteção da poça fundida e consequentemente a ocorrência de porosidades e oxidação do material fundido e da ponta do arame. Vazão excessiva de gás gera turbulência que se mistura ao ar circundante, causando o mesmo efeito da baixa vazão sobre a integridade da solda. Nos dois casos, podem ocorrer aumento das impurezas no metal de solda. O fluxo de gás adequado será função do tipo e diâmetro do bico da tocha, da distancia da peça a ponta de contato e dos movimentos do ar no ambiente onde se realiza a soldagem (Welding Handbook, Vol. 2, 1991).

3.11.5 Velocidade de Alimentação do Arame

Se as outras variáveis mencionadas foram mantidas constantes, aumentando-se a velocidade de alimentação do arame, acarretará aumento do metal fundido e em consequência aumento da taxa de deposição. Uma velocidade excessiva de alimentação do arame produz cordões convexos que resultam em aparência de baixa qualidade e perda do metal de solda, já a baixa velocidade de alimentação do arame irá promover o tipo de transferência globular e pouca penetração.

3.11.6 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem influencia na penetração e contorno do cordão. Mantendo os outros parâmetros constantes, baixas velocidades de soldagem se têm maior penetração do que em altas velocidades. Baixas velocidades de soldagem associadas a altas correntes resultam em um sobreaquecimento do metal de solda. Isto pode resultar em cordões de solda com aparência grosseira e a possibilidade de que se produzam inclusões de escória, ou que se funda excessivamente o metal de base. Altas velocidades de soldagem resultam em cordões de bordas irregulares e com má aparência.

Para arames tubulares com proteção gasosa a velocidade de fusão é função da corrente de soldagem, como também a taxa de deposição tem a mesma influência em relação a corrente, como mostrado na Figura 3.32 (Starling et al, 2003).

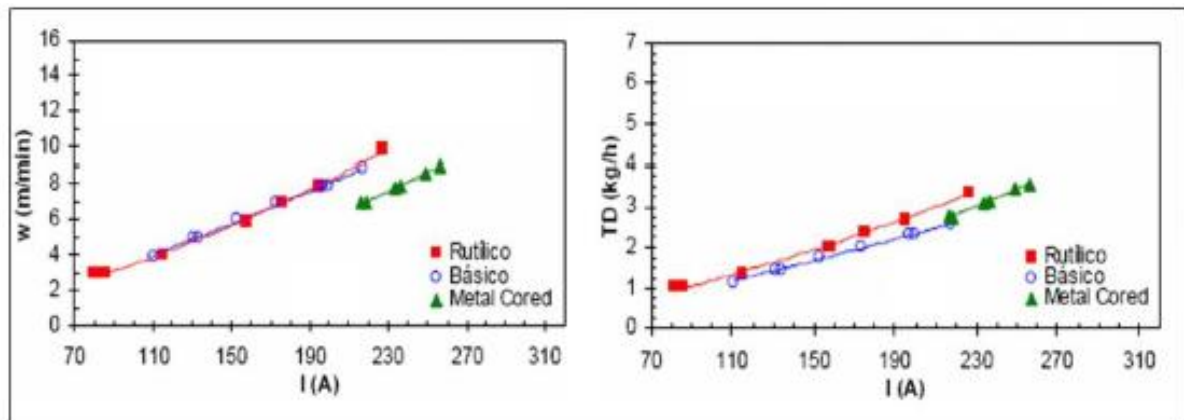


Figura 3.32 – Efeito da corrente de soldagem na velocidade de soldagem e na taxa de deposição empregando FCAW-G (100% CO₂) (Starling et al, 2003).

Nas considerações anteriores se faz referência à taxa de deposição e a eficiência, mas é preciso observar que estas variáveis mostram duas coisas distintas, a taxa de deposição é a quantidade de eletrodo (em peso) depositado por unidade de tempo e dependem de parâmetros de soldagem como: diâmetro do eletrodo, composição, extensão do eletrodo e corrente de soldagem. No entanto, a eficiência é a quantidade de metal depositado por quantidade de eletrodo consumido.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Todo planejamento experimental em relação aos materiais, aos procedimentos de soldagem, à execução das soldagens e as metodologias de avaliação da juntas soldadas empregados, foi baseado na literatura e normas disponíveis e estão relatados neste capítulo.

4.1 Materiais

O metal de base foi obtido a partir de anéis de tubo de aço API 5L X 80, de 864 mm (34”) de diâmetro nominal, com espessura de 19 mm e 235 mm de comprimento. Estes anéis foram seccionados de tubos conformados pelo processo UOE, pela Tenaris Confab, a partir de chapas de aço da USIMINAS produzida por laminação controlada sem resfriamento acelerado (TMCP – Thermomechanical controlled process). Os tubos foram soldados pelo processo de soldagem por arco submerso. A composição química, os ensaios mecânicos de tração uniaxial, de impacto e de dureza do tubo, fornecidos pela CONFAB, estão nas Tabelas 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4, respectivamente. Este metal de base segundo ASME – IX (2007) seção QW-422, refere-se ao S-Nº 1 – grupo Nº 4.

Tabela 4.1 – Registros da composição química do metal de base.

Tubo nº	Elementos							
08 4 34331	C	S	N	Al	Si	P	Ti	V
	0,03	0,003	0,0054	0,027	0,21	0,013	0,017	0,023
	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Mo	B	Ca
	0,158	1,78	0,013	0,008	0,071	0,183	0,0001	0,0032
08 4 34329	C	S	N	Al	Si	P	Ti	V
	0,02	0,004	0,0081	0,032	0,24	0,018	0,016	0,025
	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Mo	B	Ca
	0,166	1,77	0,014	0,010	0,072	0,193	0,0002	0,0024
08 4 34333	C	S	N	Al	Si	P	Ti	V
	0,03	0,004	0,0059	0,028	0,17	0,016	0,013	0,026
	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Mo	B	Ca
	0,159	1,72	0,014	0,008	0,065	0,192	0,0001	0,0030

Tabela 4.2 – Registros dos ensaios de tração do metal base.

Tubo nº	Limite de escoamento – LE (MPa)	Limite de resistência – LR (MPa)	Relação LE/LR	Alongamento (%)	Limite de resistência na solda (Mpa)
08 4 34331	570	719	0,79	37,0	720
08 4 34329	581	725	0,80	33,7	722
08 4 34333	586	726	0,81	33,3	709

Tabela 4.3 – Registros do Ensaio de Impacto Charpy, à temperatura de 0°C.

Tubo nº	Corpo de prova	Metal Base (J)	Solda (J)	ZTA-LF (J)	% F.D Metal de Base/ % SA (1)
08 4 34331	1	185	113	120	100
	2	203	122	142	100
	3	202	113	93	100
	Média	197	116	118	100
08 4 34329	1	190	110	132	100
	2	188	133	121	100
	3	181	120	143	100
	Média	186	121	132	100
08 4 34333	1	194	128	83	100
	2	193	146	163	100
	3	192	133	110	100
	Média	193	136	119	100

(1) FD – fratura dúctil/SA – área de cisalhamento.

Tabela 4.4 – Registros de Ensaios de Dureza Vickers para o tubo 08 4 34331, valor máximo especificado 345 HV10.

Li-nha	Pontos de Impressão														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
A	236	234	233	201	205	216	220	220	219	219	210	213	216	216	222
B	217	219	220	196	208	211	219	218	217	217	218	209	210	213	213
C	231	231	227	223	213	205	241	244	145	220	225	224	220	224	224

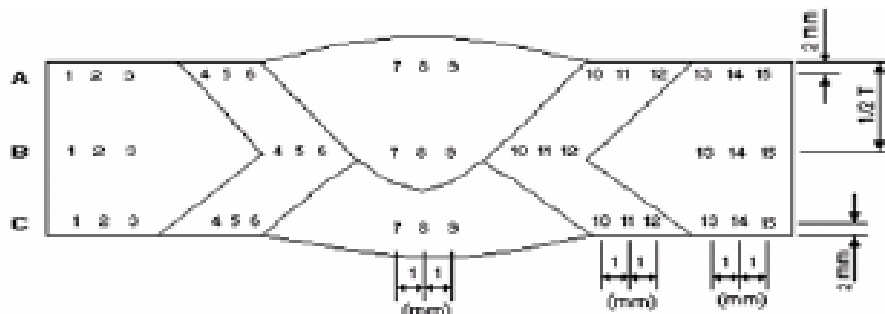


Figura 4.1 – Diagrama dos pontos de impressão. Escala usada HV10.

Utilizando Equações 3.1 e 3.2 e tomando como base a composição química do material de base, Tabela 6.1, foram obtidos os valores do PCM = 0,15; 0,15 e 0,15 e do CE = 0,40; 0,40 e 0,39, respectivamente para os tubos 08 4 34331, 08 4 34329 e 08 4 34333.

As informações fornecidas pela CONFAB referem-se a um plano de amostragem em que tiveram três tubos como amostras para os ensaios realizados, ou seja, estes três tubos representam o lote fornecido. Verifica-se pequena variabilidade na composição dos elementos químicos, Tabela 4.1, que é denotado pela proximidade dos valores de PCM e CEQ. Isto sugere que para uma mesma especificação de soldagem este material apresentará pouca variação nos ensaios requisitados por norma. Esta pouca variabilidade também se verifica nos resultados das propriedades mecânicas, Tabela 4.2.

Os arames consumíveis utilizados foram os consumíveis E71T-1C e E81T1-Ni1C para o processo FCAW-G, de diâmetros 1,2 mm, conforme AWS A5.20 ou ASME SFA-5.20 e AWS A5.29 (1998) ou SFA-5.29, respectivamente. Segundo a norma ASME – IX (2010) seção QW-432, estes consumíveis correspondem ao F-Nº 6. O arame E71T-1C é de fabricação da Hyundai Welding Co. Ltd. e foi fornecido pela White Martins e o arame E81T1-Ni1C é de fabricação e fornecimento da ESAB S.A. Industrial e Comercial. Segundo informação do certificado da qualidade de 10.06.2009, este consumível pertence ao lote VT924T4658. As composições químicas dos consumíveis E71T-1C segundo norma AWS e do consumível E81T1-Ni1C AWS, respectivamente, estão na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Composição química dos metais de solda.

Arames	Elementos em peso (%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
E71T-1C (AWS A 5.20)	0,12	0,90	1,75	0,03	0,03	0,20	0,50	0,30	0,08	0,35
E81T1-Ni1C (certificado)	0,030	0,490	1,080	0,011	0,007	0,052	0,800	0,018	0,013	-
E81T1-Ni1C (AWS A 5.29)	0,12	0,80	1,50	0,03	0,03	0,15	0,80-1,10	0,35	0,05	-

Da mesma forma as propriedades mecânicas do metal depositado do arame como soldado, segundo certificado e norma, estão na Tabela 4.6. Nestas tabelas estão também a composição química e as propriedades mecânicas do arame E71T-1C, conforme a norma da AWS A5.20 (2005). E as condições de soldagem especificadas pelos fabricantes para estes arames estão nas Tabelas 4.7 e 4.8.

Tabela 4.6 - Propriedades mecânicas de tração dos metais de solda.

Arames	Especificação	Limite de Escoamento – LE (MPa)	Limite de Resistência – LR (MPa)	Alongamento (%)	Temperatura (°C)	Charpy V (J)
E71T-1C	AWS A5.20	390	490 - 670	22	-20	27
E81T1-Ni1C	Certificado	570	610	23	- 40	70
	AWS A5.29	470	550 - 690	19	- 30	27

Tabela 4.7 - Condições de soldagem para o arame E71T-1C (Hyundai, 2009).

Parâmetros de soldagem	Especificações
Polaridade	CC +
Tensão (V)	26 - 30
Corrente (A)	120 - 300
Gás de proteção	100 % CO ₂
Vazão do gás de proteção (l/min)	15 – 20 (1)
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	5 – 6 (1)
Extensão do arame (mm)	10 - 20 (1)
Posições de soldagem	todas
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	50° a 150° C
Temperatura entre passes (°C)	150° C

(1) Dados de outros fabricantes obtidos dos catálogos: ESAB Welding Handbook, Kobelco Welding Handbook, Welding Guide da BÖHLER Welding, 2009.

Tabela 4.8 - Condições de soldagem para o arame E81T1-Ni1C (ESAB, 2009)

Parâmetros de soldagem	Especificações
Polaridade	CC +
Tensão (V)	28 - 35
Corrente (A)	150 - 360
Gás de proteção	100 % CO ₂
Vazão do gás de proteção (l/min)	16 – 22
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	3,0 – 17,00 (1)
Extensão do arame (mm)	6 a 19 (1)
Posições de soldagem	todas
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	-
Temperatura entre passes (°C)	150 (1)

(1) Dados do fabricante Hobart Brothers Company (2009).

4.2 Procedimentos de Soldagem

Os anéis foram fornecidos com uma geometria da junta mais adequada para obter um bom passe de raiz, com um nariz de 1,5 – 2,0 mm de altura, com 2,0 a 2,5 mm de abertura e ângulo de bisel de 35°. Foram confeccionadas chapas de teste para soldagem conservando estas dimensões sendo quatro com este ângulo de bisel e quatro com ângulo de bisel de 25°. A Figura 4., detalha a geometria da junta utilizada. A norma utilizada nos procedimentos foi a ASME-IX (2010).

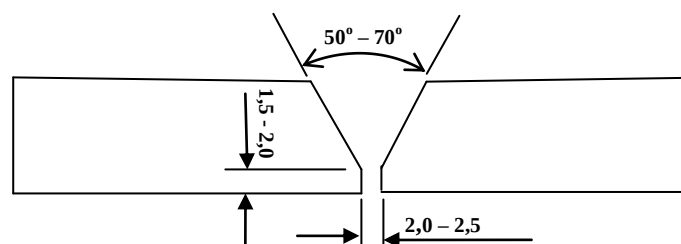


Figura 4.2 – Geometria das juntas, dimensões em milímetros.

As Tabelas 4.9 e 4.10 apresentam as especificações dos procedimentos de soldagem ou condições de soldagem para o processo FCAW-G. Nestes procedimentos foram utilizadas mudanças de parâmetros de soldagem em relação geometria do chanfro, corrente de soldagem e tensões do arco. Deve-se levar em consideração ainda que as condições da Tabela 4.9 são soldas undermatched e da Tabela 4.10 são soldas evenmatched. Mesmo com estas mudanças, procurou-se manter os parâmetros de soldagem utilizados dentro das faixas recomendadas pelos fabricantes dos arames consumíveis.

Tabela 4.9 – Especificação dos Procedimentos de Soldagem FCAW-G, para o arame E71T-1C – Soldagem Undermatched.

Condições		Procedimentos de Soldagem			
		G-1	G-2	G-3	G-4
Metal de base	Espessura nominal	19,0 mm	19,0 mm	19,0 mm	19,0 mm
	Ângulo do chanfro	35°	35°	25°	25°
	Metal de base 1	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80
	Metal de base 2	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80
Consumível	Especificação AWS	A5.20	A5.20	A5.20	A5.20
	Classificação AWS	E71T-1C	E71T-1C	E71T-1C	E71T-1C
	Marca comercial	Supercored 71	Supercored 71	Supercored 71	Supercored 71
	Diâmetro nominal	1,2 mm	1,2 mm	1,2 mm	1,2 mm
Parâmetros de soldagem	Polaridade	CC ⁺	CC ⁺	CC ⁺	CC ⁺
	Corrente (A)	120 - 180	140 - 200	120 - 180	140 - 200
	Tensão (V)	26 -27	28,8 – 29,2	26 -27	28,8 – 29,2
	Aporte térmico (kJ/mm)	0,4 – 1,2	0,5 – 1,4	0,4 – 1,2	0,5 – 1,4
	Gás de proteção	100% CO ₂	100% CO ₂	100% CO ₂	100% CO ₂
	Vazão do gás (l/min)	16 – 20	16-20	16-20	16-20
	Velocidade do arame (m/min)	5 - 8	7 - 10	5 - 8	7 - 10
	Velocidade de soldagem (mm/s)	2 - 7	2 - 7	2 - 7	2 - 7
	Extensão do arame (mm)	9 - 11	14 - 15	9 - 11	14 - 15
Técnica	Tipo de ajustagem	fixadores	fixadores	fixadores	fixadores
	Posição de soldagem	plana	plana	plana	plana
	Método de limpeza	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço
	Temperatura interpasses máxima	150 ° C	150° C	150 ° C	150° C

As soldagens baseadas nestes procedimentos, Tabela 4.9, foram executadas por soldadores qualificados com o intuito de se obter o modo de transferência por curto-circuito. Os passes de raiz para se evitar perfuração foram executados com tensões entre 22 a 28 Volts e correntes entre 112 a 140 Ampères.

Da mesma forma, as soldagens baseadas nestes procedimentos, Tabela 4.10, foram executadas por soldadores qualificados com o intuito de se obter o modo de transferência por curto circuito. Os passes de raiz, para se evitar perfuração, foram executados com tensões em torno de 24 Volts e correntes entre 140 a 160 Ampères.

Tabela 4.10 – Especificação dos Procedimentos de Soldagem FCAW-G, para o arame E81T1-Ni1C- Soldagem Evenmatched.

Condições		Procedimentos de Soldagem			
		G-5	G-6	G-7	G-8
Metal de base	Espessura nominal	19,0 mm	19,0 mm	19,0 mm	19,0 mm
	Ângulo do chanfro	35°	35°	25°	25°
	Metal de base 1	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80
	Metal de base 2	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80	API 5L X80
Consumível	Especificação AWS	A5.29	A5.29	A5.29	A5.29
	Classificação AWS	E 81T1-Ni1C	E 81T1- Ni 1C	E 81T1- Ni 1C	E 81T1- Ni 1C
	Marca comercial	Tubrod 81 Ni1 Ultra	Tubrod 81 Ni1 Ultra	Tubrod 81 Ni1 Ultra	Tubrod 81 Ni1 Ultra
	Diâmetro nominal	1,2 mm	1,2 mm	1,2 mm	1,2 mm
Parâmetros de soldagem	Polaridade	CC ⁺	CC ⁺	CC ⁺	CC ⁺
	Corrente (A)	120 - 180	140 - 200	120 - 180	140 - 200
	Tensão (V)	26 - 28	29 - 30	26 - 28	29 - 30
	Aporte térmico (kJ/mm)	0,4 – 1,2	0,5 – 1,4	0,4 – 1,2	0,5 – 1,4
	Gás de proteção	100% CO ₂	100% CO ₂	100% CO ₂	100% CO ₂
	Vazão do gás (l/min)	16-22	16-22	16-22	16-22
	Velocidade do arame (m/min)	5 – 8	7 – 10	5 – 8	7 – 10
	Velocidade de soldagem (mm/s)	2 – 7	2 – 7	2 – 7	2 – 7
	Extensão do arame (mm)	6 a 19	6 a 19	6 a 19	6 a 19
Técnica	Tipo de ajustagem	fixadores	fixadores	fixadores	fixadores
	Posição de soldagem	plana	plana	plana	plana
	Método de limpeza	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço	Lixadeira/ Escova de aço
	Temperatura interpasses máxima	150 ° C	150 ° C	150 ° C	150° C

A soldagem destes procedimentos (G-1 a G-4) foi realizada nas instalações da Codistil Dedini do Nordeste e os procedimentos G-5 a G-8 nas instalações do SENAI – Cabo de Santo Agostinho. A velocidade de soldagem foi calculada medindo o tempo de cada passe, com um cronômetro, e dividindo pela distância percorrida. O aporte térmico foi calculado com base na equação (3.3), secção 3.3, partindo do rendimento térmico do processo, considerado pela

CODISTIL DEDINE DO NORDESTE, como $\eta = 0,70$. Na soldagem realizada no SENAI – Cabo é considerado o rendimento térmico de $\eta = 0,80$.

A regulagem do parâmetro velocidade do arame na máquina de soldar é uma referência, em virtude de que no processo FCAW, analogamente ao processo GMAW, somente a tensão é mantida constante, como descrito em 3.6.1. Como a corrente é diretamente proporcional a velocidade do arame, variarão conjuntamente para mais ou para menos. Como não foi utilizado dispositivo para medição de velocidade do arame, este parâmetro foi considerado como o valor ajustado no potenciômetro para controle da velocidade do arame no alimentador do arame. A tensão foi ajustada no potenciômetro para controle da tensão da fonte de alimentação e seus valores foram obtidos, juntamente com os da corrente, diretamente no voltímetro/amperímetro no alimentador do arame. A vazão do CO_2 foi obtida no medidor de vazão ou fluxímetro de gás. As temperaturas entre passes foram obtidas utilizando um pirômetro ótico à laser, permissividade ajustável, com resolução de $0,1\text{ }^\circ\text{C}$, medidas sobre o cordão numa área integrada inferior à sua largura. A extensão do eletrodo foi medida diretamente utilizando trena métrica metálica com menor divisão de 1 mm.

Os equipamentos utilizados na soldagem foram os seguintes:

- Máquinas de soldas: a soldagem dos procedimentos G-1, G-3 e G-4 utilizou a máquina de solda modelo ESAB LAI 550 e o procedimento G-2, a máquina ESAB LAI 407P. Suas características técnicas estão descritas abaixo. A soldagem dos procedimentos G-5 a G-8 utilizou-se a máquina de solda Kemppi Pro 3200 Evolution.

Nas soldagens executadas nas instalações da CODISTIL, fizeram parte do conjunto de soldagem, as máquinas de solda descritas acima e o alimentador de arame Origo Feed 304 P5, também da ESAB. E na soldagem executada no SENAI o alimentador de arame foi o Promig 501 da Kemppi.

Embora a soldagem tenha sido executada em equipamentos diferentes os parâmetros de soldagem conforme especificações foram devidamente controlados.

4.3 Ensaio Mecânicos

O equipamento utilizado para o ensaio de tração segundo a norma ASME-IX (2010) foi uma máquina de tração marca Instron e modelo 880 com capacidade nominal de 10 t, menor divisão de 10 N, com velocidade de 1 mm/min, no laboratório de ensaios destrutivos do Departamento de Engenharia Mecânica, UFPE, seguindo orientação da norma ABNT NBR 6152 (1992). O ensaio de dobramento foi realizado na prensa do Laboratório de Cerâmicas Avançadas do Departamento de Engenharia Mecânica, UFPE, onde o material era conformado plasticamente até que o corpo de prova atingisse 120° ou rompesse antes disso. Este dispositivo está mostrado na Figura 4.3.



Figura 4.3 – Dispositivo para ensaio de dobramento.

O ensaio de microdureza foi realizado na máquina de Microdureza Vickers, da marca Impatecnica e de série HVS-5, com carga de 300 g e tempo de indentação de 20 s, no Laboratório de Cerâmicas Avançada do Departamento de Engenharia Mecânica, UFPE, seguindo a orientação da norma ASTM E 384 (2005).

4.3.1 Ensaios de Tração

4.3.1.1 Procedimento de Retirada e Dimensões dos Corpos de Prova

Os ensaios de tração foram executados segundo a norma ASME-IX (2010). Os corpos de prova foram submetidos a uma carga de tração axial ao longo do seu comprimento. A resistência à tração foi calculada dividindo a carga máxima pela seção transversal reduzida, medida antes do ensaio.

Para cada condição de soldagem foram preparados dois corpos de prova com secções transversais reduzidas. A Figura 4.4 mostra de forma esquemática a geometria do corpo de prova de ensaio de tração que seguiu a orientação da norma ASME IX (2010), ajustado para as condições da máquina de tração de 10 t e com dimensões da secção reduzida de $D_0 = 10,0 \pm 0,2$ mm e $L_0 = 50,0 \pm 0,2$ mm.

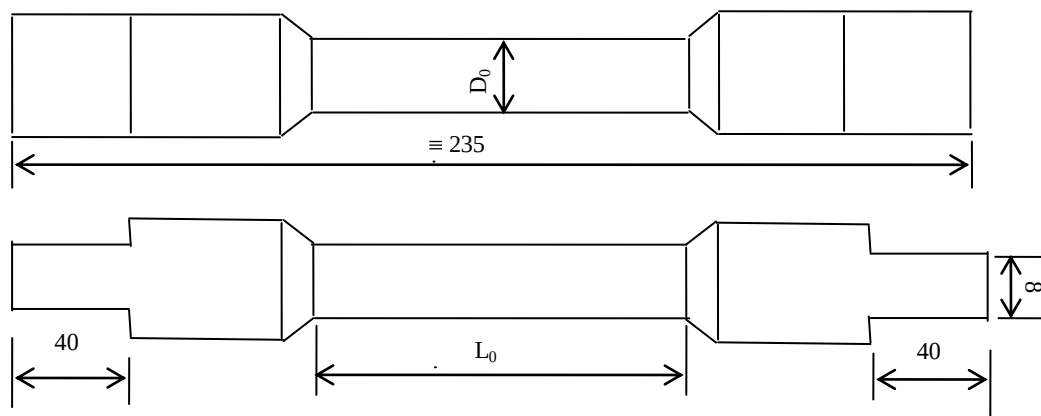


Figura 4.4 – Desenho do corpo de prova para ensaio de tração.

4.3.1.2 Critérios de Aceitação

Segundo a norma ASME-IX (2010), seção QW 153, o resultado do ensaio será considerado aceitável se o corpo de prova tiver sua resistência à tração não menor que:

- a) a resistência a tração mínima especificada do metal de base; ou
- b) a resistência a tração mínima especificada do mais frágil dos dois, se metais de base de diferentes resistências a tração mínima especificada são usados; ou
- c) a resistência a tração mínima especificada do metal de solda quando a secção aplicável seja para uso do metal de solda tendo menor resistência à temperatura ambiente que o metal de base;
- d) se o corpo de prova rompe no metal base fora da solda ou na sua interface, o ensaio deve ser aceito como satisfazendo os requisitos, desde que a tensão não seja mais de 5% abaixo da tensão mínima especificada do metal de base.
- e) a resistência à tração mínima especificada é para toda espessura do cp incluindo espessura de revestimentos para materiais Alumínio Alclad (P-Nº 21 a P-Nº 23) de 12,5 mm e menor.

Para materiais de Alumínio Alclad de 13 mm e acima a resistência à tração mínima especificada é para ambas, toda espessura que do cp que inclui o revestimento e os cps tirados do núcleo.

4.3.2 Ensaio de Dobramento

4.3.2.1 Procedimento de Retirada e Dimensões dos Corpos de Prova

Para cada condição de soldagem foram elaborados seis corpos de prova com uma secção transversal de 10 x 19 mm, conforme norma ASME IX, para realização do ensaio de dobramento livre segundo as posições: transversal de face, transversal de raiz e lateral transversal.

4.3.2.2 Critérios de Aceitação

- a) a solda deve ser transversal ao eixo longitudinal do corpo de prova, que é dobrado de modo que uma das superfícies laterais torna-se a superfície convexa da amostra dobrada. Corpos de prova devem estar conforme as dimensões mostradas na secção QW-462.2 da norma ASME IX (2010).
- b) a solda e a ZTA de um corpo de prova de uma solda transversal deve estar completamente dentro da porção dobrada após o teste. O corpo de prova dobrado não deve ter descontinuidades abertas na solda e ZTA excedendo 3,2 mm, medido em qualquer direção na superfície convexa do corpo de prova após dobramento.
- c) descontinuidades abertas que ocorrem nos cantos dos cps durante o ensaio não será considerada se não houver provas concretas de que elas resultam da falta de fusão, inclusões de escória ou outras descontinuidades internas.
- d) para camadas de revestimentos de solda resistente a corrosão, nenhuma descontinuidade aberta excedendo 1,6 mm, medida em qualquer direção, deve ser permitida na camada e nenhuma descontinuidade aberta excedendo 3,2 mm deve ser permitida ao longo da proximidade da interface da solda.

4.3.3 Ensaio de Microdureza Vickers

Os mesmos corpos de prova utilizados nos ensaios metalográficos para caracterização microestrutural foram submetidos ao ensaio de microdureza, segundo orientação da norma ASTM E384-05 (2007). A microdureza teve como parâmetros de ensaio uma carga de 300 gramas, tempo de indentação de 20 segundos e uma ampliação de imagem de impressão de 40 vezes.

A dureza foi tomada em torno de sete pontos de cada lado, considerando a linha de centro da solda, de 3 a 4 mm da superfície da face, conforme o esquema mostrado na Figura 4.5, considerando somente um lado da linha de centro.

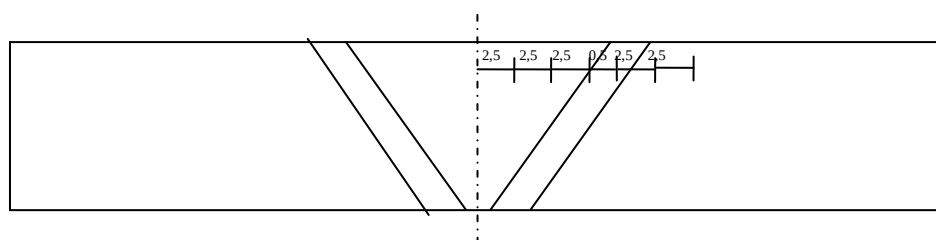


Figura 4.5 – Figura esquemática dos pontos do ensaio de microdureza, para um lado do corpo de prova, medidas em milímetros.

4.3.4 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto charpy foram realizados conforme a norma ASTM A 370 (2011) e os corpos de prova usinados conforme ASTM E 23 (2007), cuja geometria está indicada na Figura 4.6. Os ensaios foram realizados na máquina PANANTEC ATMI, modelo PCD, na escala de energia de absorção de 300 J. Os corpos de prova foram ensaiados nas temperaturas de 0° e 25°C (ambiente). Para a temperatura de 0°C os corpos de prova foram mantidos dentro de um banho de salmoura esfriado à temperatura em torno de – 10°C por um tempo de 10 minutos, para que a partir da retirada do corpo de prova do recipiente até o momento do ensaio este estivesse com variação dentro do intervalo de $0^\circ \pm 1^\circ\text{C}$. O controle da temperatura foi realizado utilizando um pirômetro ótico à laser com permissividade ajustável e resolução 0,1 °C.

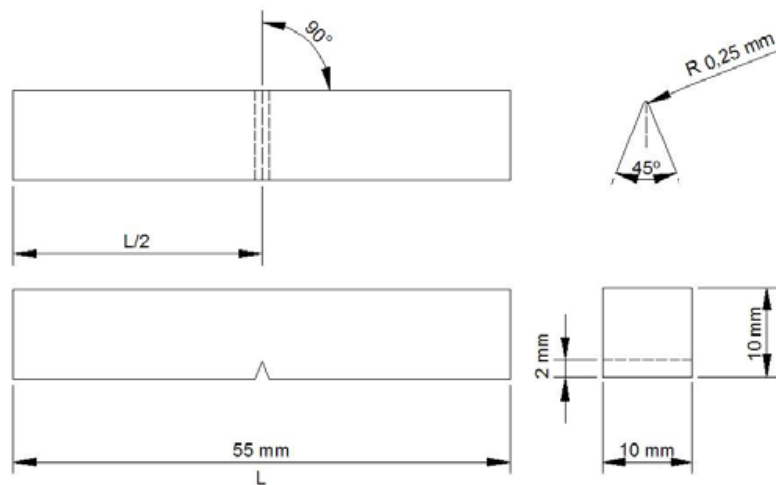


Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova Charpy V, ASTM E 23 (2007).

Procurou-se extrair corpos de prova de duas regiões diferentes, três do metal de solda e três da ZTA. Os corpos de prova do metal de solda foram retirados do centro da secção transversal da solda, sendo o entalhe localizado no centro do metal de solda e na direção da espessura da junta soldada, conforme é mostrado na Figura 4.7. Os corpos de prova obtidos para a ZTA foram localizados na metade da espessura da junta soldada, e o entalhe foi localizado intermediando a LF e a borda da ZTA, Figura 4.8.

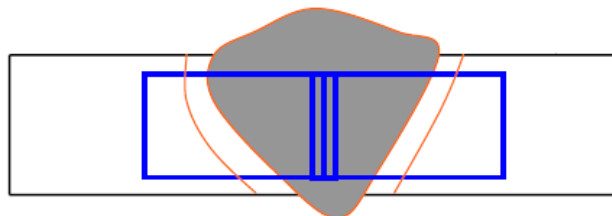


Figura 4.7 – Corpo de prova da região do topo da solda.

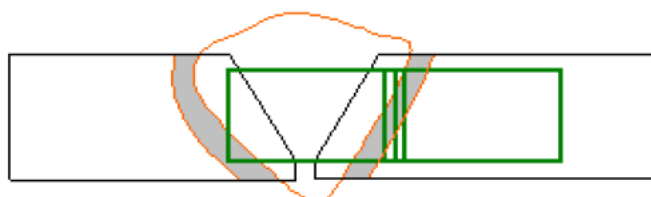


Figura 4.8 – Corpo de prova da região da ZTA.

4.3.5 Caracterização Macro e Microestrutural

A caracterização das macroestruturas, microestruturas e identificação dos microconstituintes das juntas soldadas foram realizadas por macroscopia, microscopia ótica e eletrônica de varredura. A microscopia ótica foi realizada no Laboratório de Caracterização Microestrutural do Departamento de Engenharia Mecânica, utilizando o microscópio Olympus BX51, com aumentos de 50 a 1.000 vezes. A microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Física, utilizando um microscópio eletrônico de varredura Leica S440, com aumentos de 1.000 a 10.000 vezes. A macroscopia foi realizada com o auxílio do estereocópio com microscopia ótica, do Laboratório de Corrosão do Departamento de Engenharia Mecânica.

Para as análises macro e microestruturais, cada amostra foi lixada manualmente, utilizando lixas a água com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1000, fazendo mudanças na direção de lixamento de 90° antes de mudar para uma lixa de menor granulometria. Finalmente as superfícies foram polidas em politriz utilizando pasta de diamante de 1 µm e atacadas com nital a 5%, por 5 a 10 segundos.

4.3.6 Quantitativos dos Corpos de Prova por Modalidade de Ensaio

O número de corpos de prova para os ensaios mecânicos exigida pela norma ASME-IX (2010), seção QW-450, para a espessura de 19 mm, para cada procedimento de soldagem é de 02 corpos para tração e 04 para dobramento lateral. A remoção seguiu a seção QW-463, tendo então sido acrescido dos corpos para ensaios charpy, dureza, metalografia e de dobramentos de raiz e de face. Com isso os corpos de prova após soldagem tiveram uma dimensão aproximada de 235 x 240 mm. A Tabela 4.11, mostra o quantitativo por modalidade de ensaio de corpos de prova para cada procedimento de soldagem.

Tabela 4.11 – Quantitativo dos corpos de prova por modalidade de ensaios e por procedimento de soldagem.

Ensaio	Quantidade	Dimensões
Tração	2	QW-462.1(c)
Dobramento lateral	4	QW-462.2
Dobramento de face e raiz	1 cada	QW-462.2
Charpy V	6	ASTM E 23
Dureza e metalografia	1	-

Tabela 5.6 - Variáveis das Condições de Soldagem G-6.

PARÂMETROS DA SOLDAGEM							
Número do passe	Tensão de soldagem (V)	Corrente de soldagem (A)	Calor Fornecido (kJ/mm)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Extensão do arame (mm)	Pré-aquecimento entre passes (°C)
01	24	145-157	0,59	4,27	6,2	12	50
02	29	165-177	0,74	4,70	7,0	12	80
03	29	160-181	1,10	3,13	7,0	12	130
04	29	176-186	0,78	4,70	7,0	12	140
05	29	157-190	0,67	5,22	7,0	12	95
06	29	164-187	0,76	4,70	7,0	12	110
07	29	179-200	0,98	3,92	7,0	12	120
08	29	155-190	0,67	5,22	7,0	12	130
09	29	146-190	0,72	4,70	7,0	12	130
10	29	171-194	0,94	3,92	7,0	12	115
11	29	156-192	0,67	5,22	7,0	12	118
12	29	165-187	1,06	3,36	7,0	12	145
13	29	155-192	0,67	5,22	7,0	12	120
14	29	155-193	0,67	5,22	7,0	12	130
selagem	29	172-186	0,46	7,83	7,0	12	47

ARAME: Classificação AWS: E81T1-Ni1C Diâmetro do arame: 1,2 mm Vazão do gás: 12 l/min

CROQUIS:

O diagrama ilustra o padrão de soldagem em zigzag para um canal retangular. As passagens são numeradas de 1 a 14, alternando entre as faces superior e inferior do chanfro. Setas indicam a direção da soldagem: para cima na face superior e para baixo na face inferior. A passagem final, rotulada como 'selagem' (passage 15), é realizada no fundo do chanfro.

Tabela 5.7 - Variáveis das Condições de Soldagem G-7.

PARÂMETROS DA SOLDAGEM							
Número do passe	Tensão de soldagem (V)	Corrente de soldagem (A)	Calor Fornecido (kJ/mm)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Extensão do arame (mm)	Pré-aquecimento entre passes (°C)
01	24	139-151	0,658	3,91	6,2	12	38,5
02	24	131-166	0,90	2,76	6,2	12	140
03	24	144-167	0,89	2,94	6,2	12	118
04	24	149-161	0,61	4,27	6,2	12	147
05	24	158-169	0,70	3,91	6,2	12	126
06	24	146-181	0,64	4,27	6,2	12	118
07	24	148-169	0,68	3,91	6,2	12	130
08	24	136-175	0,56	4,70	6,2	12	80
09	24	148-170	0,57	4,70	6,2	12	110
10	24	147-162	0,44	5,87	6,2	12	125
selagem	30	180-198	0,85	4,70	6,2	12	132

ARAME: Classificação AWS: E81T1-Ni1C Diâmetro do arame: 1,2 mm Vazão do gás: 12 l/min

CROQUIS:

Diagrama de soldagem de uma junta de topo com 10 passes. O diagrama mostra uma seção transversal da junta com 10 passes numerados de 1 a 10. Os passes 1 a 6 são feitos com uma velocidade de alimentação do arame de 6,2 m/min, e os passes 7 a 10 são feitos com uma velocidade de alimentação do arame de 6,2 m/min. O diagrama também indica a direção da soldagem e a posição do arame. O selagem é feito com uma velocidade de alimentação do arame de 6,2 m/min.

Tabela 5.8 - Variáveis das Condições de Soldagem G-8.

PARÂMETROS DA SOLDAGEM							
Número do passe	Tensão de soldagem (V)	Corrente de soldagem (A)	Calor Fornecido (kJ/mm)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Extensão do arame (mm)	Pré-aquecimento entre passes (°C)
01	24	141-153	0,74	3,35716667	6,2	12	49
02	29	161-177	0,73	4,70	7,0	12	90
03	29	162-182	0,76	4,70	7,0	12	130
04	29	161-193	0,86	4,27	7,0	12	90
05	29	165-197	1,18	2,94	7,0	12	136
06	29	150-192	0,70	5,22	7,0	12	135
07	29	166-196	0,55	6,71	7,0	12	140
08	29	173-192	0,69	5,22	7,0	12	120
09	29	160-196	0,55	6,71	7,0	12	125
10	29	173-189	0,63	5,87	7,0	12	115
selagem	29	176-188	0,82	4,70	7,0	12	140
<u>ARAME:</u> Classificação AWS: E81T1-Ni1C Diâmetro do arame: 1,2 mm Vazão do gás: 12 l/min <u>CROQUIS:</u>							

Com base nos dados das Tabelas 5.1 a 5.4, as condições soldadas undermatched podem ser resumidas nos dados da Tabela 5.9.

Tabela 5.9 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-1, G-2, G-3 e G-4.

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade média de soldagem por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-1(35°)	13	0,42 – 1,10	0,85	3,44	862,0
G-2(35°)	7	0,93 – 2,56	1,63	2,40	865,0
G-3(25°)	11	0,38 – 1,00	0,50	5,97	663,0
G-4(25°)	8	0,50 – 1,70	0,70	4,00	496,0

Observa-se que a condição de soldagem G-2(35°) não seguiu o especificado (Tabela 4.10, seção 4.2), pois teve variação acima do proposto, ou seja, demandou maior aporte térmico médio (1,63 kJ/mm), justificado por ter sido soldado em 7 passes com baixa velocidade de soldagem (2,40 mm/s). Isto pode ser observado quando se compara com G-1(35°) e G-4(25°). G-1(35°) de mesma geometria de junta, soldada em 13 passes e com maior velocidade (3,44 mm/s). G-4(25°) de mesmos parâmetros especificados de G-2(35°), Tabela 4.10 do capítulo 4, seção 4.2, porém com chanfro de menor ângulo (25°), foi soldado com aproximadamente a mesma quantidade de passes.

A variação da velocidade de soldagem entre as outras condições não foram significativas que justificassem variações substanciais nos aportes térmicos.

De um modo geral pode-se observar que o tempo de soldagem foi menor para as condições de menores ângulos (25°).

Com base nos dados das Tabelas 5.5 a 5.8, as soldadas evenmatched podem ser resumidas nos dados da Tabela 5.10.

Tabela 5.10 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-5, G-6, G-7 e G-8.

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade média de soldagem por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-5(35°)	12	0,45 – 0,90	0,60	4,31	770,0
G-6(35°)	14	0,60 – 1,06	0,63	4,74	740,0
G-7(25°)	10	0,44 – 0,90	0,53	4,90	565,0
G-8(25°)	10	0,54 – 1,18	0,68	4,61	505,0

Observa-se que as condições de soldagem G – 5(35°) e G - 7(25°) demandaram menores aportes térmicos com média de aproximadamente 0,60 kJ/mm para G – 5(35°) e 0,53 kJ/mm para G – 7(25°), pois tendo diferentes geometrias do Bisel foram soldadas com menores valores de tensão e corrente. As condições G – 6 (35°) e G – 8 (25°) com médias de aporte térmico de aproximadamente 0,63 kJ/mm e 0,68 kJ/mm respectivamente, demandaram maior aporte térmico em virtude de terem sido soldadas com maiores valores de tensão e corrente. A variação da velocidade de soldagem entre as condições não foram significativas que justificassem variações substanciais nos aportes térmicos.

Em relação a geometria do bisel observou-se que a geometria de bisel (25° C), condições G – 7 e G – 8, foram realizadas com 10 passes, tempos de soldagens 565,0 e 505,0 s, respectivamente. Isto denota que a soldagem com bisel 25° foi realizada em menor tempo de soldagem.

Considerando somente os parâmetros de soldagem similares, tensão e corrente, condições G-1, G-3, G-5 e G-7, conforme especificações dos procedimentos de soldagem, Tabelas 4.10 e 4.11 da secção 4.2. Os dados destas condições de soldagens foram transcritos das Tabelas 5.9 e 5.10, e resumidos na Tabela 5.11. Deve-se observar que as condições G-1 e G-3 foram soldadas com o consumível E71T-1C e as condições G-5 e G-7 com o consumível E81T1-Ni1C.

Tabela 5.11 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-1, G-3, G-5 e G-7

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade média de soldagem por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-1(35°)	13	0,42 – 1,10	0,85	3,44	862,0
G-3(25°)	11	0,40 – 1,00	0,50	5,97	663,0
G-5(35°)	12	0,45 – 0,90	0,60	4,31	770,0
G-7(25°)	10	0,44 – 0,90	0,53	4,90	565,0

As condições, quando comparadas entre si, verificam-se a variação no aporte térmico médio por passes, justificado pela variação da tensão e corrente dentro da faixa especificada (Tabelas 4.10 e 4.11 da secção 4.2) juntamente com a velocidade de soldagem, as condições de maiores ângulos de chanfro (35°), portanto com mais volume de metal depositado, tiveram maior tempo de soldagem, G-1 com 862 s e G-5 com 770 s.

Do mesmo modo, foi analisado em relação aos parâmetros de soldagem similares, tensão e corrente, as condições G-2, G-4, G-6 e G-8, conforme especificação dos procedimentos de soldagem, Tabelas 4.10 e 4.11 da secção 4.2. Os dados destas condições de soldagens foram transcritos das Tabelas 5.9 e 5.10, e resumidos na Tabela 5.12. Deve-se observar que as condições G-2 e G-4 foram soldadas com o consumível E71T-1C e as condições G-6 e G-8 com o consumível E81T1-Ni1C.

Tabela 5.12 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-2, G-4, G-6 e G-8.

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade de soldagem média por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-2(35°)	7	1,00 – 2,56	1,63	2,40	865,0
G-4(25°)	8	0,50 – 1,70	0,70	4,00	496,0
G-6(35°)	14	0,60 – 1,06	0,63	4,74	740,0
G-8(25°)	10	0,54 – 1,18	0,68	4,61	505,0

Observa-se que a condição de soldagem G-2(35°) demandou maior aporte térmico médio (1,63 kJ/mm), justificada por ter sido soldada em 7 passes e com baixa velocidade de soldagem. Isto pode ser observado quando se compara com G-6(35°) de mesma geometria de junta, soldada com 14 passes e com maior velocidade de soldagem. As variações da velocidade de soldagem das outras condições não foram significativas de modo a justificar variações substanciais nos aportes térmicos.

As variações de aportes térmicos médios entre as condições se justificam pela variação de tensão e corrente dentro das faixas especificadas (Tabela 4.10 e 4.11 da secção 4.2) juntamente com a velocidade de soldagem, com exceção da condição G-2 que não seguiu o especificado.

Foram analisadas as condições de mesma geometria do bisel de 35°, G-1, G-2, G-5 e G-6, conforme especificação do procedimento de soldagem para, Tabelas 4.10 e 4.11 da secção 4.2. Os dados destas condições de soldagens foram transcritos das Tabelas 5.9 e 5.10, e resumidos na Tabela 5.13. Deve-se observar que as condições G-1 e G-2 foram soldadas com o consumível E71T-1C e as condições G-5 e G-6 com o consumível E81T1-Ni1C. E tem como parâmetros de soldagem especificados, em relação a tensão e corrente, G-1 similar a G-5 e G-2 a G-6.

Tabela 5.13 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-1, G-2, G-5 e G-6.

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade média de soldagem por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-1(35°)	13	0,42 – 1,10	0,85	3,44	862,0
G-2(35°)	7	0,93 – 2,56	1,63	2,40	865,0
G-5(35°)	12	0,45 – 0,90	0,60	4,31	770,0
G-6(35°)	14	0,60 – 1,06	0,63	4,74	740,0

Pode-se observar na Tabela 5.13 que embora a condição G-2 tenha sido soldada com a menor quantidade de passes não se obteve redução no seu tempo de soldagem e sua menor velocidade de soldagem acarretou-lhe um maior aporte térmico. Devido as variações de tensões e correntes dentro da faixa especificada juntamente com velocidade de soldagem não se obteve valores próximos de aportes térmicos médios nas condições de especificações similares em relação a tensão e corrente (G-1 similar a G-5 e G-2 similar a G-6).

Do mesmo modo, foram analisadas as condições de mesma geometria de ângulo de 25°, G-3, G-4, G-7 e G-8, conforme especificação do procedimento de soldagem, Tabelas 4.10 e 4.11, secção 4.2. Os dados destas condições de soldagens foram transcritos das Tabelas 5.9 e 5.10, e resumidos na Tabela 5.14. Deve-se observar que as condições G-3 e G-4 foram soldadas com o consumível E71T-1C e as condições G-7 e G-8 com o consumível E81T1-Ni1C. E tem como parâmetros especificados de soldagem em relação a tensão e corrente, G-3 similar a G-7 e G-4 a G-8.

Tabela 5.14 – Resumo das variáveis de soldagem das condições G-3, G-4, G-7 e G-8.

Condição de soldagem	Número de passes	Variação do aporte térmico (kJ/mm)	Aporte térmico médio por passe (kJ/mm)	Velocidade média de soldagem por passe (mm/s)	Tempo de soldagem (s)
G-3(25°)	11	0,38 – 1,00	0,50	5,97	663,0
G-4(25°)	8	0,50 – 1,70	0,70	4,00	496,0
G-7(25°)	10	0,44 – 0,90	0,53	4,90	565,0
G-8(25°)	10	0,54 – 1,18	0,68	4,61	505,0

Na Tabela 5.14, observa-se que apesar da condição G-4 ter sido soldada com a menor quantidade de passes não resultou em uma redução significativa do seu tempo de soldagem. As variação de tensões e corrente dentro da faixa especificada juntamente com a velocidade de soldagem se permitiu obter valores próximos de aportes térmicos médios nas condições similares em relação a tensão e corrente: G-3(0,50 kJ/mm) similar a G-7(0,53 kJ/mm) e G-4(0,70 kJ/mm) similar a G-8(0,68 kJ/mm). Isto sugere que quantidade de passes depende da velocidade de soldagem, uma vez que se tem o mesmo volume de enchimento para estas condições ditado pela geometria do Bisel.

Estas considerações sugerem que variações nas condições operacionais são fatores que tem larga influencia nos resultados da soldagem.

5.2 Ensaio Mecânicos

5.2.1 Ensaio de Tração Uniaxial

No material de chapa de teste (metal de base) foi realizado ensaios de tração uniaxial em laboratório de ensaios de tração do DEMEC e os resultados estão na Tabela 5.15.

Tabela 5.15 – Propriedades mecânicas de tração do metal de base determinado.

Limite de escoamento – LE (MPa)	Limite de resistência – LR (MPa)	Alongamento (%)
470,33	800	18,73
516,65	800	14,80

Para análise das propriedades mecânicas os corpos de prova foram extraídos das chapas de teste soldadas nas diferentes condições undermatched, G-1, G-2, G-3 e G-4. Depois de preparados os corpos de prova (Figura 4.2, capítulo 4, seção 4.2) foram submetidos aos ensaios de tração uniaxial cujos resultados estão mostrados na Tabela 5.16.

Tabela 5.16 – Resultados dos ensaios de tração, G-1 a G-4.

EPS Corpo de prova	Limite de escoamento (N/mm ²)	Limite de resistência (N/mm ²)	Deformação (%)	Região da ruptura
G 1.1(35°)	510,00	544,00	20,33	Rompeu na solda
G 1.2(35°)	512,00	544,50	20,28	Rompeu na solda
G 2.1(35°)	415,30	513,80	15,44	Rompeu na solda
G 2.2(35°)	418,66	499,11	15,54	Rompeu na solda
G 3.1(25°)	464,99	523,46	16,43	Rompeu na solda
G 3.2(25°)	457,58	492,97	18,68	Rompeu na solda
G 4.1(25°)	384,94	519,22	21,78	Rompeu na solda
G 4.2(25°)	424,41	503,87	20,96	Rompeu na solda

Os valores para o aço API 5L X80, conforme norma API 5L (2007), tem como limites mínimos de escoamento 555 N/mm² e de resistência 625 N/mm². Deve-se observar que os valores das propriedades mecânicas do fabricante e como recebido estão bem acima dos valores desta norma, Tabela 4.2, seção 4.1 e Tabela 5.15 desta seção. A condição G-2 soldada com aporte térmico médio acima do especificado (1,63 kJ/mm), não teve suas propriedades mecânicas comprometidas, embora tenha apresentado as menores deformações (15,44% e 15,54%). Os valores conforme a norma AWS A5.20 (2005), para o consumível são conforme descrito na Tabela 4.7 e transcrita para a Tabela 5.17 abaixo:

Tabela 5.17 – Valores de Resistência do Consumível E71T-1C.

Consumível E71T-1C	Limite de Escoamento – LE (MPa)	Limite de Resistência – LR (MPa)	Alongamento (%)
AWS A5.20	390	490 - 670	22

O rompimento de todos os corpos de prova na solda é justificável em virtude de tratar-se de uma solda undermatched. Em vista disso, a avaliação da resistência dos corpos de prova deve ser feita em relação ao metal depositado. Comparando os valores da Tabela 5.16 com a da Tabela 5.17, tem-se nas Tabelas 5.18 e 5.19:

Tabela 5.18 – Desempenho dos Corpos de Prova em Relação ao Limite de Escoamento.

Corpo de prova	Limite de escoamento
	Norma AWS A5.20
G-1.1(35°)	conforme
G-1.2(35°)	conforme
G-2.1(35°)	conforme
G-2.2(35°)	conforme
G-3.1(25°)	conforme
G-3.2(25°)	conforme
G-4.1(25°)	conforme
G-4.2(25°)	conforme

Tabela 5.19 – Desempenho dos Corpos de Prova em Relação ao Limite de Resistência.

Corpo de prova	Limite de resistência
	Norma AWS A5.20
G-1.1(35°)	conforme
G-1.2(35°)	conforme
G-2.1(35°)	conforme
G-2.2(35°)	conforme
G-3.1(25°)	conforme
G-3.2(25°)	conforme
G-4.1(25°)	conforme
G-4.2(25°)	conforme

Como a norma ASME – IX (2007) analisa somente em relação aos limites de resistências, os procedimentos poderiam ser considerados como qualificados em relação aos ensaios de tração, embora suas deformações não estejam conforme norma AWS A5.20 (2005).

Para análise das propriedades mecânicas os corpos de prova foram extraídos das chapas de teste soldadas nas diferentes condições evenmatched, G-5, G-6, G-7 e G-8. Depois de preparados os corpos de prova ((Figura 4.2, capítulo 4, seção 4.2) foram submetidos aos ensaios de tração uniaxial cujos resultados estão mostrados na tabela 5.20.

Tabela 5.20 – Resultados dos ensaios de tração, G-5 a G-8.

EPS Corpo de prova	Limite de escoamento (N/mm ²)	Limite de resistência (N/mm ²)	Deformação (%)	Região da ruptura
G 5.1(35°)	550,00	638,36	22,77	Rompeu na solda
G 5.2(35°)	570,00	628,78	21,84	Rompeu na solda
G 6.1(35°)	520,00	574,61	19,69	Rompeu na solda
G 6.2(35°)	480,00	566,56	18,85	Rompeu na solda
G 7.1(25°)	650,00	692,82	19,21	Rompeu na solda
G 7.2(25°)	630,00	678,48	20,85	Rompeu na solda
G 8.1(25°)	600,00	626,69	17,90	Rompeu na solda
G 8.2(25°)	580,00	614,82	18,75	Rompeu na solda

Com já colocado, os valores para o aço API 5L X80, conforme norma API 5L (2007), tem como limites mínimos de escoamento 555 N/mm² e de resistência 625 N/mm². Deve-se observar que os valores das propriedades mecânicas como recebido estão bem acima dos valores desta norma, Tabela 4.2, seção 4.1 e Tabela 5.15 desta seção. Os valores conforme fabricante e norma AWS A5.29 (2005), para o consumível são conforme descrito na Tabela 4.6 e transcrita para a Tabela 5.21 abaixo:

Tabela 5.21 – Valores de Resistência do Consumível E81T1-N1C.

Consumível E81T1-N1C	Limite de Escoamento – LE (MPa)	Limite de Resistência – LR (MPa)	Alongamento (%)
Certificado	570	610	23
AWS A5.29	470	550 - 670	19

O rompimento de todos os corpos de prova na solda pode ser justificável em virtude de tratar-se de uma solda evenmatched, mas na realidade os valores dos limites de resistência do metal base (tubo), Tabela 4.2, seção 4.1 e Tabela 5.15 desta seção, são superiores aos do metal de solda. Em vista disso, a ruptura mais provável dos corpos de prova é no metal de solda. Comparando os valores da Tabela 5.20 com a da Tabela 5.21, tem-se nas Tabelas 5.22 e 5.23:

Tabela 5.22 – Desempenho dos Corpos de Prova em Relação ao Limite de Escoamento.

Corpos de prova	Limite de escoamento	
	Norma AWS A5.29	Certificado
G-5.1	conforme	Não conforme
G-5.2	conforme	conforme
G-6.1	conforme	Não conforme
G-6.2	conforme	Não conforme
G-7.1	conforme	conforme
G-7.2	conforme	conforme
G-8.1	conforme	conforme
G-8.2	conforme	conforme

Tabela 5.23 – Desempenho dos Corpos de Prova em Relação ao Limite de Resistência.

Corpos de prova	Limite de resistência	
	Norma AWS A5.29	Certificado
G-5.1	conforme	conforme
G-5.2	conforme	conforme
G-6.1	conforme	Não conforme
G-6.2	conforme	Não conforme
G-7.1	conforme	conforme
G-7.2	conforme	conforme
G-8.1	conforme	conforme
G-8.2	conforme	conforme

Todos os corpos de prova estão com os limites de resistências conforme a norma ASME – IX (2007). Esta norma analisa somente em relação aos limites de resistências. Os procedimentos poderiam ser considerados como qualificados em relação aos ensaios de tração, embora suas deformações tenham valores abaixo desta norma.

5.2.2 Ensaios de Dobramento

Para cada condição de soldagem undermatched, G-1, G-2, G-3 e G-4, e evenmatched, G-5, G-6, G-7 e G-8, foram realizados ensaios de dobramentos guiados segundo as posições: um para transversal de face, um para transversal de raiz e quatro para dobramento lateral, Tabela 5.24. Nestes ensaios a norma ASME – IX (2010) determina que o corpo de prova dobrado não deva ter descontinuidades abertas no metal de solda ou ZTA excedendo 3,2 mm, medido em qualquer direção na superfície convexa do corpo de prova após dobramento.

Tabela 5.24 – Resultados dos Ensaio de Dobramento

Condição de soldagem	Posição do dobramento		
	Dobramento de raiz (1 ensaio)	Dobramento de face (1 ensaio)	Dobramento lateral (4 ensaios)
G-1(35°)	Ruptura na solda	Ruptura na solda	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-2(35°)	Ruptura na solda	Ruptura na solda	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-3(25°)	Ruptura no MB	Ruptura no MB	Ruptura no MB nos 4 cps..
G-4(25°)	Ruptura na solda	Ruptura no MB	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-5(35°)	Ruptura no MB	Ruptura na solda	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-6(35°)	Ruptura no MB	Ruptura na solda	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-7(25°)	Ruptura no MB	Ruptura no MB	Ruptura no MB nos 4 cps.
G-8(25°)	Ruptura no MB	Ruptura no MB	Ruptura no MB nos 4 cps.

Embora alguns corpos de prova tenham apresentado não conformidades nos dobramentos de face e raiz, deve se levar em consideração, como se citou no item 4.3.4, que o dobramento previsto por esta norma para a espessura de chapa de 19 mm é o dobramento lateral. Assim como no ensaio de tração, Tabela 5.16, a condição G-2 soldada com aporte térmico médio acima do especificado (1,63 kJ/mm), não apresentou não conformidades no ensaio de dobramento. Como nenhuma condição de soldagem apresentou não conformidades (descontinuidades) neste tipo de dobramento os procedimentos podem ser considerados como qualificados em relação aos ensaios de dobramento.

5.2.3 Ensaio de Microdureza Vickers

As microdurezas foram medidas em torno de sete pontos de cada lado, considerando a linha de centro da solda, de 3 a 4 mm da superfície da face, conforme o esquema mostrado na Figura 4.5, subsecção 4.3.3. Para as condições de soldagem G-1, G-2, G-3 e G-4, foram obtidos como resultados médios os valores apresentados na Tabela 5.25.

Tabela 5.25 – Valores médios das microdurezas das condições G-1, G-2, G-3 e G-4

Posição de indentação	Microdurezas das condições de soldagem (μHV)			
	G-1(35°)	G-2(35°)	G-3(25°)	G-4(25°)
MB 1	256,51 $\pm$ 3,11	266,78 $\pm$ 2,62	264,75 $\pm$ 1,65	240,76 $\pm$ 4,33
MB 2	228,34 $\pm$ 1,65	218,01 $\pm$ 4,67	220,98 $\pm$ 2,23	233,75 $\pm$ 4,56
ZTA 3	221,38 $\pm$ 3,15	230,10 $\pm$ 5,33	243,08 $\pm$ 5,50	225,77 $\pm$ 5,06
ZL 4	221,50 $\pm$ 4,41	202,88 $\pm$ 3,61	246,21 $\pm$ 4,44	217,76 $\pm$ 4,38
ZF 5	194,91 $\pm$ 4,70	193,97 $\pm$ 3,61	231,61 $\pm$ 3,89	211,43 $\pm$ 4,73
ZF 6	115,31 $\pm$ 2,70	198,16 $\pm$ 5,23	226,05 $\pm$ 4,52	194,39 $\pm$ 4,92
ZFC 7	160,03 $\pm$ 3,40	195,35 $\pm$ 4,61	234,66 $\pm$ 3,52	202,38 $\pm$ 3,91
ZF 8	160,00 $\pm$ 2,50	190,18 $\pm$ 5,27	204,70 $\pm$ 2,26	188,37 $\pm$ 4,95
ZF 9	193,97 $\pm$ 2,18	202,88 $\pm$ 3,65	242,87 $\pm$ 2,19	191,40 $\pm$ 5,42
ZL 10	180,61 $\pm$ 1,74	221,38 $\pm$ 4,71	220,45 $\pm$ 2,52	208,51 $\pm$ 5,10
ZTA 11	192,78 $\pm$ 2,23	230,20 $\pm$ 5,26	202,15 $\pm$ 3,11	203,11 $\pm$ 4,00
MB 12	221,38 $\pm$ 3,05	233,99 $\pm$ 3,77	249,13 $\pm$ 5,42	232,27 $\pm$ 2,93
MB 13	193,57 $\pm$ 1,06	238,37 $\pm$ 3,70	214,10 $\pm$ 5,27	236,90 $\pm$ 4,70

Para as condições G-5, G-6, G-7 e G-8, os valores microdurezas médio estão apresentados na Tabela 5.26.

Tabela 5.26 – Valores médios das microdurezas das condições G-5, G-6, G-7 e G-8.

Posição de indentação	Microdurezas das condições de soldagem (mHV)			
	G-5(35°)	G-6(35°)	G-7(25°)	G-8(25°)
MB 1	245,95 ± 3,70	263,54 ± 5,10	218,27 ± 4,67	264,69 ± 4,00
MB 2	236,65 ± 3,80	257,14 ± 4,82	219,31 ± 5,23	260,19 ± 4,44
ZTA 3	256,00 ± 4,54	263,54 ± 4,55	239,21 ± 5,10	233,99 ± 3,48
ZL 4	264,00 ± 5,53	244,97 ± 3,23	230,10 ± 4,03	239,36 ± 3,55
ZF 5	206,37 ± 4,17	203,08 ± 5,33	217,76 ± 5,25	221,42 ± 4,72
ZF 6	204,70 ± 6,01	202,88 ± 3,75	218,36 ± 5,30	200,46 ± 5,25
ZFC 7	204,71 ± 6,28	208,86 ± 4,88	222,88 ± 3,22	193,10 ± 4,00
ZF 8	208,21 ± 5,17	193,21 ± 5,26	221,42 ± 3,41	191,17 ± 3,85
ZF 9	202,88 ± 4,71	194,39 ± 4,57	226,05 ± 4,04	230,10 ± 4,93
ZL 10	208,30 ± 5,97	191,96 ± 4,54	217,41 ± 4,41	240,21 ± 5,46
ZTA 11	227,05 ± 6,08	242,67 ± 3,51	249,45 ± 4,98	229,40 ± 5,04
MB 12	213,28 ± 2,57	238,67 ± 4,95	221,95 ± 3,03	260,92 ± 5,51
MB 13	247,19 ± 6,53	220,19 ± 5,34	238,27 ± 5,08	256,46 ± 4,13

O comportamento das micro-durezas Vickers pode ser visto nas curvas das Figuras 5.1 a 5.4. Todos tiveram comportamentos similares, com uma menor dureza no centro da solda, aumentando gradativamente na direção da ZTA e se estabilizando no metal base.

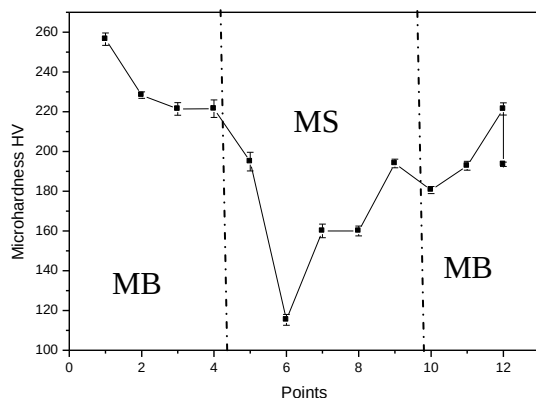


Figura 5.1 – Perfil de micro-dureza Vickers da condição G-1.

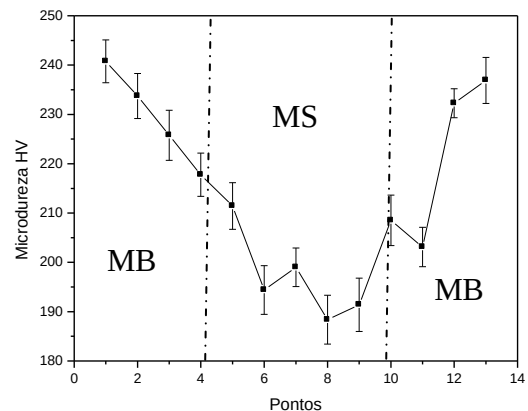


Figura 5.2 – Perfil de micro-dureza Vickers da condição G-4.

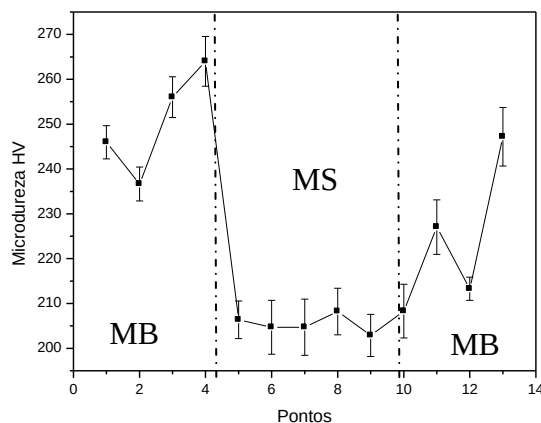


Figura 5.3 – Perfil da microdureza Vickers da condição G-5.

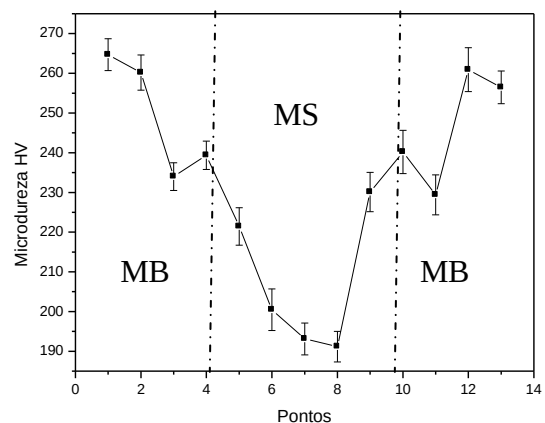


Figura 5.4 – Perfil da microdureza Vickers da condição G-8.

Nestas Figuras de 5.1 a 5.4 observa-se maiores durezas para as condições soldadas com eletrodo E81T1-Ni1C (evenmatched), justificadas pela presença de níquel no metal de solda.

5.2.4 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy, como descrito em 4.3.4, foi realizado em corpos de prova conforme desenho ilustrado na Figura 4.6, nas temperaturas de 0° C e 25° C (ambiente), e seus resultados estão na Tabela 5.27.

Tabela 5.27 – Valores médios dos ensaios de impactos Charpy V.

Condição de soldagem	Média do Aporte Térmico (kJ/mm)	Energia (J)			
		Metal de solda (25°)	Metal de solda (0°)	ZTA (25°)	ZTA (0°)
G-1	0,85	148,00 ± 17,02	140,00 ± 16,67	235,00 ± 28,57	117,60 ± 14,03
G-2	1,63	163,60 ± 24,43	152,00 ± 19,76	223,00 ± 26,76	104,00 ± 11,12
G-3	0,50	149,00 ± 18,61	138,00 ± 18,87	256,00 ± 32,41	152,00 ± 13,34
G-4	0,70	150,00 ± 19,48	148,00 ± 17,24	246,00 ± 33,01	122,00 ± 14,16
G-5	0,60	102,00 ± 11,21	107,00 ± 9,87	224,00 ± 21,35	78,80 ± 8,54
G-6	0,63	149,00 ± 20,11	58,00 ± 5,32	185,00 ± 16,33	92,60 ± 10,68
G-7	0,53	158,00 ± 22,13	102,00 ± 8,63	151,00 ± 12,47	132,70 ± 12,87
G-8	0,68	125,00 ± 11,68	66,50 ± 6,12	155,00 ± 13,28	59,14 ± 6,86

Para todas as condições de soldagem, de uma forma geral observa-se que a energia de impacto no metal de solda é menor nas condições que tiveram menor aporte térmico tanto nas temperaturas de 25° como nas temperaturas de 0°. Os resultados da Tabela 5.27 mostram que as condições G-5 a G-8, evenmatched, tem menores níveis de resistência ao impacto tanto no metal de solda como na ZTA, embora eles tenham sido soldados com o arame E81T1-Ni1C. Para ambas as temperaturas, este resultado é justificado pela maior contração (tensão residual) produzida por este consumível, independente do ângulo do bisel.

5.3 Caracterizações Macro e Microestrutural

5.3.1 Macroscopia

A obtenção das macrografias seguiu conforme descrito no item 4.3.5, sendo apresentadas as condições de soldagem G-1, G-2, G-3 e G-4 nas Figuras 5.5 a 5.8 e as condições G-5, G-6, G-7 e G-8 nas Figuras 5.9 a 5.12. A condição G-2 apresenta descontinuidade entre o passe de raiz e o de selagem. Estas descontinuidades, como mostrdo nos ensaios de tração e dureza, não comprometeram as propriedades mecânicas da junta para esta condição, uma vez que se mostraram localizadas em uma pequena região.

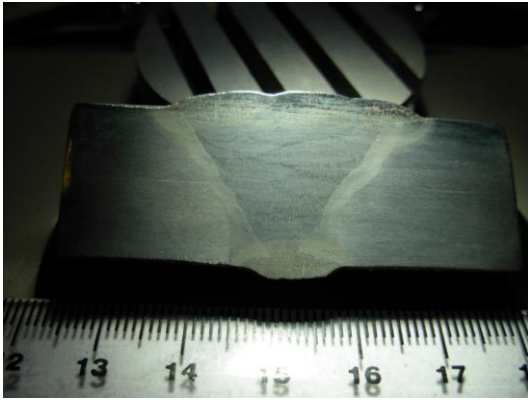


Figura 5.5 – Macrografia da condição G-1.

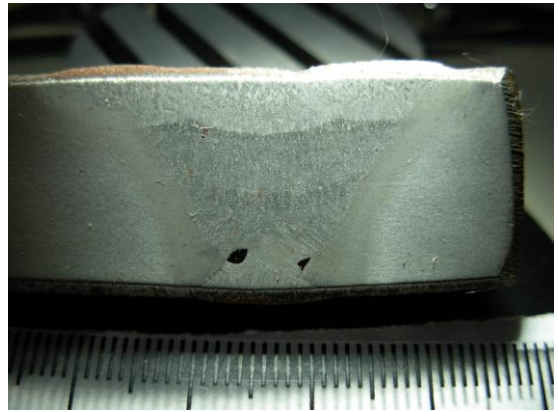


Figura 5.6 – Macrografia da condição G-2.



Figura 5.7 – Macrografia da condição G-3.

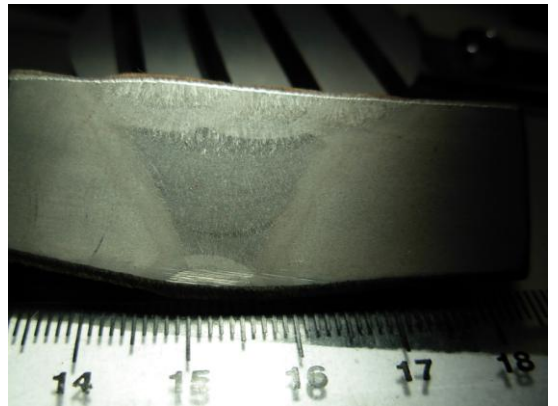


Figura 5.8 – Macrografia da condição G-4.

Foram realizadas medidas das larguras das ZTAs, das amostras mostradas nas Figuras de 5.5 a 5.8, obtendo-se em torno de 2,0 para G-1; 2,4 mm para G-2; 1,8 mm para G-3 e 1,6 para G-4.

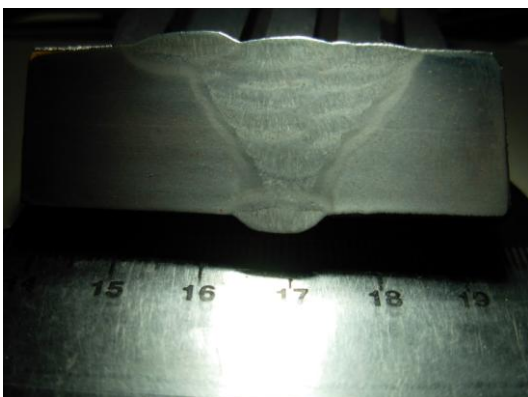


Figura 5.9 – Macrografia da condição G-5.

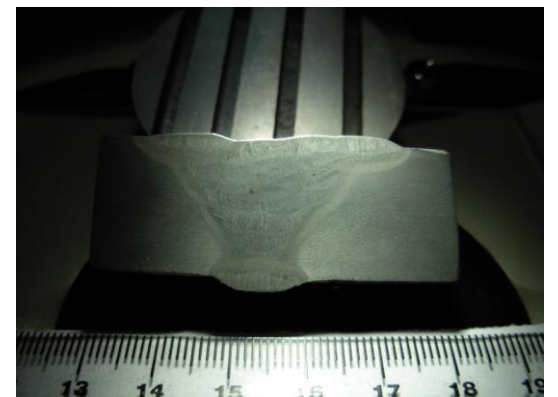


Figura 5.10 – Macrografia da condição G-6.

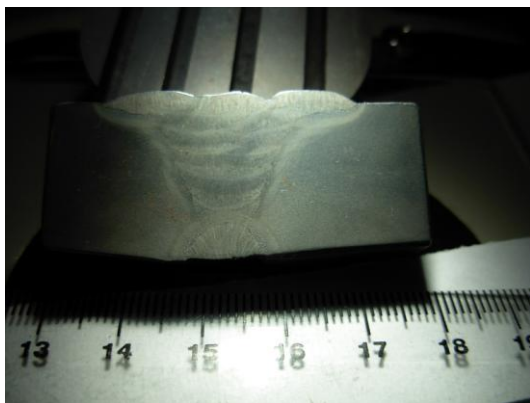


Figura 5.11 – Macrografia da condição G-7.

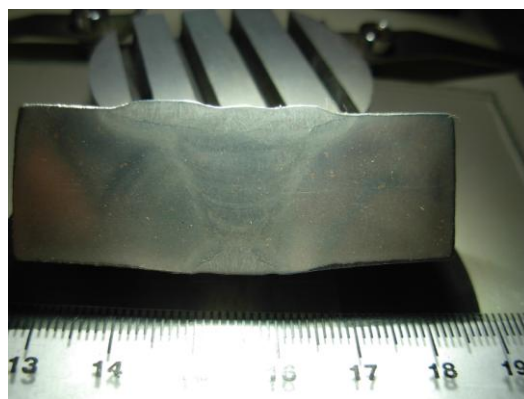


Figura 5.12 – Macrografia da condição G-8.

Foram realizadas medidas das larguras das ZTAs, das amostras mostradas nas Figuras de 5.9 a 5.12, obtendo-se em torno de 2,0 mm para G-5 (35°), 2,2 mm para G-6 (35°), 1,8 para G-7 (25°) e 2,1 para G-8 (25°).

Fazendo-se um comparativo entre os aportes térmicos e larguras de ZTAs das condições, Tabela 5.28, pode-se observar que quanto mais os aportes térmicos mínimos ou máximos deslocam-se para maior, ou ambos para maior verificam-se a tendência de maior largura de ZTA. Isto sugere que a extensão da ZTA depende dos valores dos aportes térmicos dados em cada passe.

Tabela 5.28 – Comparativo entre os Aportes Térmicos e as Larguras de ZTAs.

Condição de soldagem	Variação do porte térmico (kJ/mm)	Largura da ZTA (mm)
G-1	0,40 – 1,10	2,0
G-2	0,93 – 2,56	2,4
G-3	0,40 – 1,00	1,8
G-4	0,60 – 1,06	2,2
G-5	0,45 – 0,90	2,0
G-6	0,50 – 1,70	2,2
G-7	0,44 – 0,90	1,8
G-8	0,54 – 1,18	2,1

5.3.2 Caracterização Microestrutural por Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura

Foram realizadas microscopias óticas das juntas soldadas nas condições de soldagem G-1, G-2, G-3, G-4, G-5, G-6, G-7 e G-8 nas regiões da face, raiz, centro, interface ZF / ZTA e metal de base. A caracterização microestrutural realizada por microscopia ótica mostrou que, nesta escala de observação, toda a microestrutura é constituída por grãos ferríticos levemente enriquecidos com perlita nos contornos. Nas Figuras 5.13 a 5.16, pode-se observar que G-2, devido ao aporte térmico maior (1,63 kJ/mm), apresenta uma granulação mais grosseira (com grãos maiores que 20 μm) em relação as demais. Além dos menores aportes térmicos, deve-se considerar que as microestruturas de G-5, G-7 e G-8, soldadas com o arame E81T1-Ni1C, pode ter sido influenciada pelo níquel contido no arame que contribuiu para o refino de grãos (Uttterg *et al.*, 2002), uma vez que apresentam granulação mais fina não só em relação a G-2 como também a G-3.

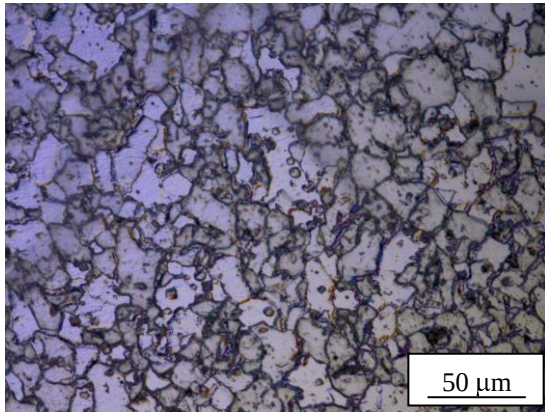


Figura 5.13 - Zona fundida, G-2, nital 5%.

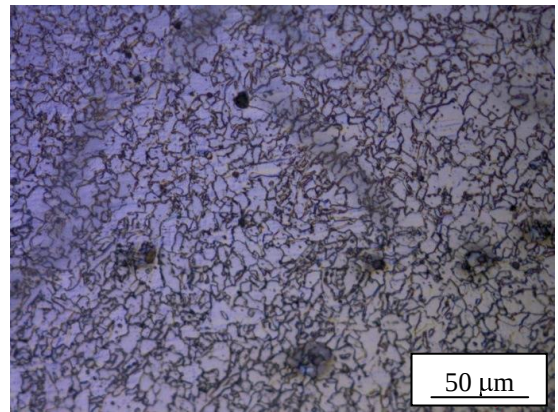


Figura 5.14 - Zona fundida, G-3, nital 5%.

Na Figura 5.16, a condição G-8 (0,68 kJ/mm) tem tamanho de grãos em torno de 10 µm e na Figura 5.15, a condição G-7 (0,53 kJ/mm) tem tamanho de grãos menores.

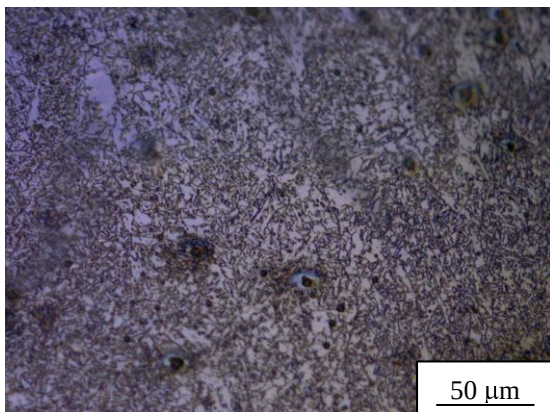


Figura 5.15 – Zona fundida, G-7, nital 5%.

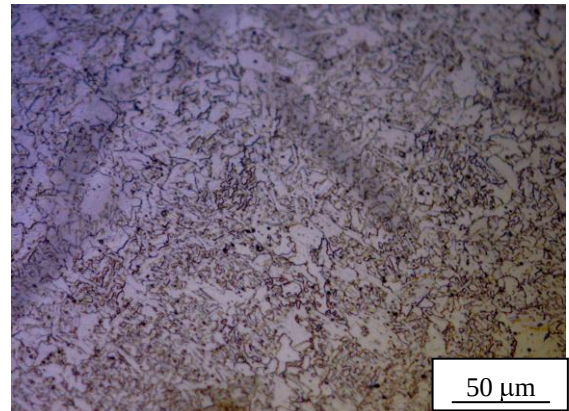


Figura 5.16 – Zona fundida G-8, nital 5%.

As condições G-7 e G-8, soldadas com arame E81T1-Ni1, mesmo nesta escala de observação já mostra a tendência à formação de microconstituintes acicular no metal de solda conforme previsto por Evans (1991), embora a ferrita poligonal ainda seja majoritária nas microestruturas. As condições de G-7 e G-8, com aportes térmicos de 0,63 e 0,68 KJ/mm respectivamente, foram realizadas em condições de tensão, corrente e velocidade de soldagem que proporcionou a condição de resfriamento mais rápido das juntas neste estudo, mais ainda assim lenta, comparativamente à proposta por Vieira (2006). Este resultado sugere que a obtenção de ferrita acicular de forma maciça no metal de solda só é possível em condições de resfriamento superiores à praticada por estas condições de menores aportes térmicos.

As Figuras 5.14, 5.15, 5.17 e 5.18 são referentes as condições similares em relação a tensão e a corrente, relacionadas na Tabela 5.11, sendo que G-1(35°) e G-3 (25°) soldadas com E71T-1C; e G-5(35°) e G-7(25°) soldadas com E 81T1-Ni1C, não denotam terem diferenças significativas de tamanhos de grãos (em torno de 10 µm). As Figuras mostram a presença de porosidades e grãos ferríticos levemente enriquecidos com perlita nos contornos.

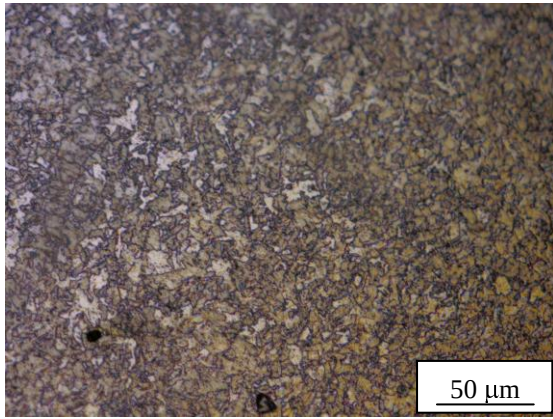


Figura 5.17 - Zona fundida, G-1, nital 5%.

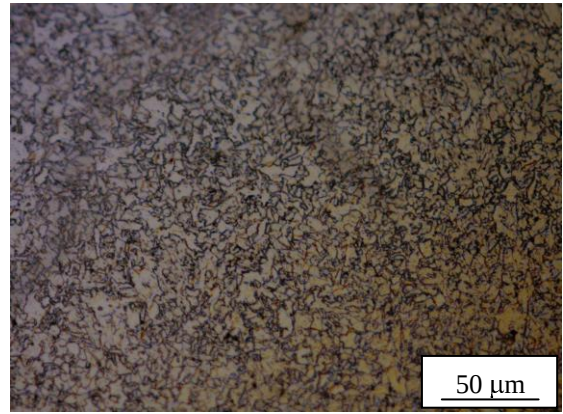


Figura 5.18 - Zona fundida, G-5, nital 5%.

Foi também realizada caracterização microestrutural por microscopia ótica no metal de base, Figura 5.19, que também mostra a sua microestrutura com grãos ferríticos levemente enriquecidos por perlita em seus contornos.

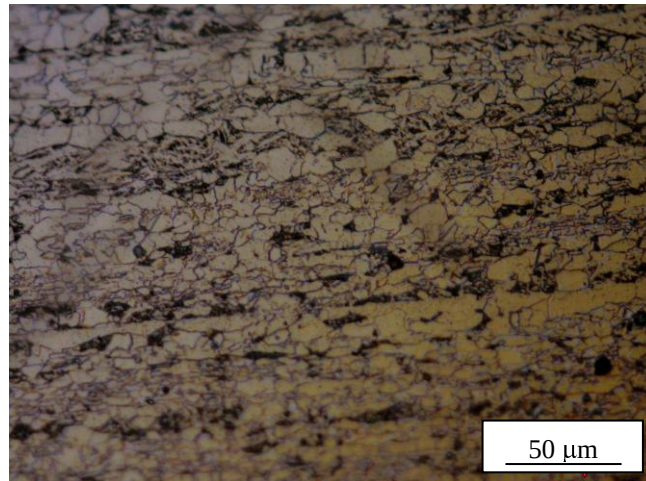


Figura 5.19 – Microestrutura do metal de base, nital 5%.

Na identificação dos microconstituintes foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas diferentes condições de soldagem no metal de base, nas regiões da zona afetada termicamente, zona de ligação e zona fundida.

As Figuras 5.20 e 5.21 apresentam constituintes M-A preferencialmente nos contornos de grãos, setas vermelhas e austenita retida setas verdes. Pode-se ainda observar a influência do aporte térmico, a zona fundida da condição G-2 (1,63 kJ/mm) apresenta grãos maiores que a ZF da condição G-1 (0,50 kJ/mm).

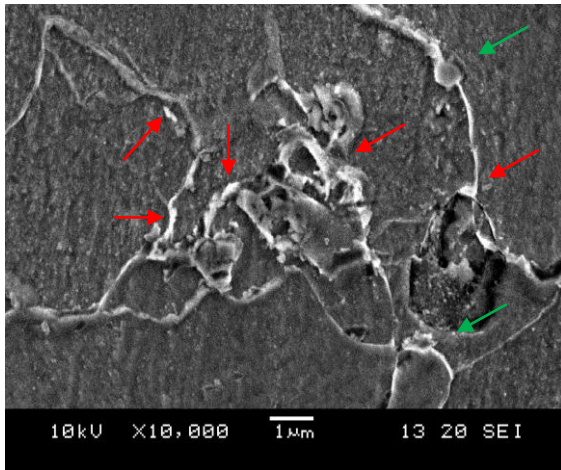


Figura 5.20 – Zona fundida, G-1.

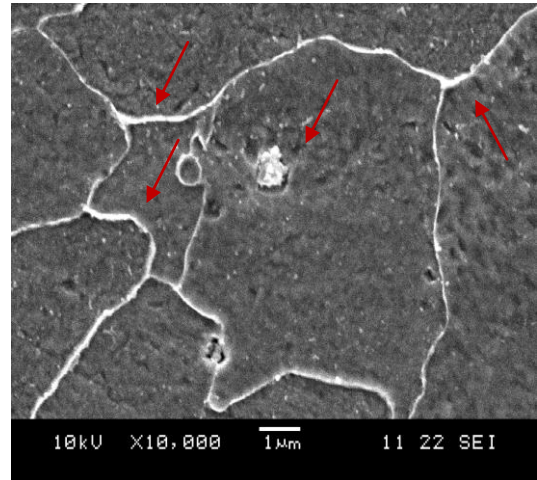


Figura 5.21 – Zona fundida, G-2.

A Figura 5.20 mostra regiões hipo-eutetoides, setas pretas e constituintes M-A setas vermelhas. As Figuras 5.21 e 5.23 apresentam os microconstituintes nas zonas fundidas das condições G-2 e G-8, respectivamente. Na Figura 5.21 (G-2) observa-se um grão ferrítico com um constituinte M-A (seta vermelha), que provavelmente nucleou numa região com alta densidade de defeitos. Na figura 5.23 (G-8) observam-se algumas ilhas de austenita retida (setas verdes), o constituinte M-A (seta vermelha) e na região central um grão cujos contornos apresentam um pequeno teor do constituinte acicular (círculo azul). Evidenciam-se, mais uma vez, a influência da adição de níquel no consumível (E81T1-Ni1C) das condições G-5 e G-8 e o seu caráter refinador de grão no metal de solda.

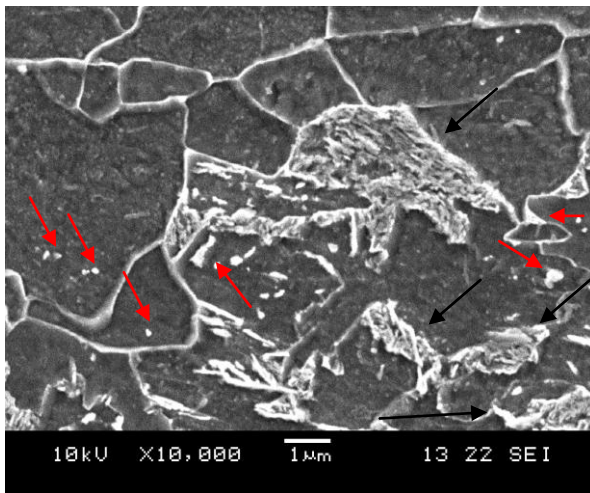


Figura 5.22 – Zona fundida, G-5.

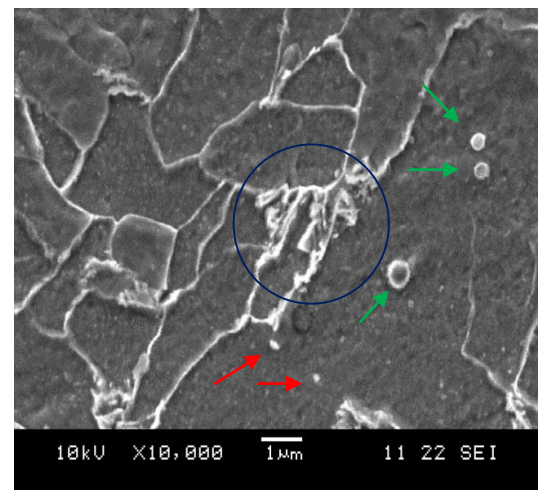


Figura 5.23 – Zona fundida, G-8.

Nesta escala observa-se que as condições similares em relação a tensão e a corrente, G-1 soldada com E71T-1C (Figura 5.20) tem uma granulação maior do que G-5 soldada com E81T1-Ni1C (Figura 5.22), denotando o caráter refinador de grão do níquel no metal de solda.

Os microconstituintes foram identificados pela morfologia, segundo recomendações de Samuels (1980) e do Instituto Internacional de Soldagem (IIS/IIW) no Documento N° IX-1533-88 (1988).

Não se colocou todas as micrografias processadas neste trabalho devido à similaridade. Como ilustração no anexo deste trabalho encontra-se as outras micrografias.

5.4 Considerações Finais

O estudo do comportamento mecânico de juntas do aço API 5L X 80 soldadas com arames tubulares mostraram ser possível o uso de consumíveis envenmatched e undermatched, com bisel 25° ou 35°, de modo que os procedimentos tornem-se qualificáveis.

Para uma melhor compreensão das conclusões apresentadas, fazem-se necessárias algumas considerações:

- Defeitos de soldagem como poros e inclusão de escória podem ser influenciados tanto pela EPS como pela operação, partindo do pressuposto que o EPS não seja qualificável. Já o aporte térmico fornecida numa quantidade de passes em uma determinada geometria de junta, será influenciado fortemente pela operação. Ou seja, os processos de soldagens apesar de toda evolução técnica em equipamentos e consumíveis ainda é fortemente dependente do fator humano.
- Deve-se enfatizar que o aporte térmico é fortemente influenciado pelos parâmetros tensão, corrente e velocidade de soldagem, conforme Equação 3.1 na secção 3.3.
- A norma ASME – IX (2010) analisa os ensaios de tração somente em relação aos limites de resistências e prevê dobramento lateral para chapas de 19 mm.

A norma ASME – IX (2010) em seus artigos e secções para o caso destes procedimentos de soldagem se teria seguinte Registro de Qualificação de Procedimento esquemático, conforme Tabela 5.29:

Tabela 5.29 - Registro da Qualificação de Procedimento (esquemático).

Metais de Base (QW 420.2 e 422): Especificação do material: API 5L X 80 Tipo ou grau: - De S-Nº 1 a S-Nº 1 (grupo nº 4)	Metais de Adição: Análise química do metal de solda: A-Nº 2 (QW-442) Qualifica A-Nº 1 e 2 (QW-404.5) Metal de deposição: F-Nº 6 (QW-432) Qualifica todos F-Nº 6 (QW-433)
Dimensões: Espessura: 19,00 mm Faixa de espessuras: 4,8 a 38 mm (QW-451.1) Faixa de diâmetro: ≥ 73 mm (QW-452.3)	Posição de soldagem: Posição do chanfro: plana (461.9)

6. CONCLUSÕES

Com base nas considerações finais, seção 5.4, pode-se concluir:

- Nas soldas undermatched (G-1 a G-4) a condição de soldagem G-2(35°) não seguiu o especificado, demandou maior aporte térmico médio (1,63 kJ/mm). A variação da velocidade de soldagem das outras condições não foram significativas para que justificassem variações substanciais nos aportes térmicos.
- Nas soldas evenmatched (G-5 a G-8) a variação da velocidade de soldagem não foram significativas que justificassem variações substanciais nos aportes térmicos.
- Verificou-se nas condições similares em relação a tensão e a corrente que as variações destas juntamente com a velocidade de soldagem não se permitiu obter proximidade dos valores de aportes térmicos médios. Esta proximidade somente foi obtida para o ângulo de bisel de 25°.
- Para as condições de mesma geometria de ângulo de 25°, a condição G-4 soldada com a menor quantidade de passes (8 passes), não resultou em uma redução significativa do seu tempo de soldagem (496 s). Isto sugere que a quantidade de passes depende da velocidade de soldagem.
- O rompimento de todos os corpos de prova na solda nos ensaios de tração das condições G-1 a G-4, pode ser justificável em virtude de tratar-se de uma solda undermatched. Os ensaios de dobramento laterais não apresentaram descontinuidades mensuráveis. A condição G-2 soldada com aporte térmico médio acima do especificado (1,63 kJ/mm), não teve suas propriedades mecânicas comprometidas. Estes resultados estão conforme as normas AWS A5.20 (2005) e ASME IX (2010) e estão qualificadas.
- O rompimento de todos os corpos de prova na solda nos ensaios de tração, das condições G-5 a G-8, pode ser justificável em virtude dos valores do limites de resistência do metal base ser superiores aos do metal de solda. Os ensaios de dobramento laterais não apresentaram descontinuidades mensuráveis. Estes resultados estão conforme as normas AWS A5.29 (1998) e ASME IX (2010) e estão qualificadas.
- Os comportamentos das microdurezas foram similares para todos os corpos de prova, com uma menor dureza no centro da solda, aumentando gradativamente na direção da ZTA e se estabilizando no metal de base.
- As condições que apresentaram maior variação de dureza são justificadas pelos maiores aportes térmicos médios. De modo geral, os menores valores são justificados pelos maiores tempos de soldagem que acarretam um resfriamento mais lento, e ainda assim foram observados a granulação mais fina das condições evenmatched, justificada pela presença do níquel no metal de solda.
- Para todas as condições de soldagem, de uma forma geral, observa-se que a energia de impacto no metal de solda é menor nas condições que tiveram menor aporte térmico tanto nas temperaturas de 25° como nas temperaturas de 0°.
- A extensão das ZTAs depende dos valores dos aportes térmicos dados em cada passe. As condições de maiores tensões e correntes apresentaram maiores extensão das ZTAs.
- No ensaio de impacto charpy, de uma forma geral observa-se que a energia de impacto no metal de solda e na ZTA é menor nas condições que tiveram menor aporte térmico tanto nas temperaturas de 25° como nas temperaturas de 0°. As condições G-5 a G-8 tem menores níveis de resistência ao impacto. Isto é justificado pela maior contração (tensão residual) produzida por este consumível (evenmatched), independente do ângulo do bisel.
- A caracterização microestrutural realizada por microscopia ótica mostrou:
 - As microestrutura são constituídas por grãos ferríticos levemente enriquecidos com perlita nos contornos.
 - A condição G-2 devido ao maior aporte térmico apresenta uma granulação mais grosseira que as demais.

- De um modo geral, as condições soldadas com o arame E81T1-Ni1C pode ter sido influenciada pelo níquel contido no arame, uma vez que apresentam granulação mais fina.
- As condições G-7 e G-8 (E81T1-Ni1C), com microestruturas majoritariamente de ferrita poligonal denota a tendência à formação de microconstituintes acicular no metal de solda. Sugere-se que a obtenção de ferrita acicular de forma maciça só é possível em condições de resfriamento superiores à praticada por estas condições.
- A caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostra:
 - As condições de uma forma geral apresentam os constituintes austenita retida e M-A preferencialmente nos contornos de grãos. Além disso, a condição G-1 mostra regiões hipo-eutetoides e na condição G-8 um grão cujos contornos apresentam um pequeno teor do constituinte acicular.

7. TRABALHOS PRODUZIDOS

7.1 Trabalhos Apresentados

Influência da Geometria da Junta nas Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X 80 Soldado pelo Processo Arame Tubular. XIX CBECIMAT 2010.

Influencia da Geometria de Junta de Soldas Undermatched e Evenmatched em Processo FCAW na Soldagem por Curto-Circuito do Aço API 5L X 80 – 11^a COTEQ, 2011.

Soldagem Undermatched e Evenmatched de Tubos de Aço API 5L X 80 pelo Processo FCAW – CONSOLDA 2011.

7.2 Trabalhos Aceitos para Evento Internacional

Geometry Comparative Analysis of a Welding Joint Processed by FCAW in THE API 5L X 80 Steel - 21st International Congress Of Mechanical Engineering – COBEM 2011.

7.3 Trabalhos Submetidos a Periódicos

Undermatched and Evenmatched FCAW in API 5L X 80 Steel. The Welding Journal, submissão WJ-S-11-00137;

Influencia da Geometria de Junta de Soldas Undermatched e Evenmatched em Processo FCAW na Soldagem por Curto-Circuito do AÇO API 5L X 80 - Revista Matéria, Cadastro no Sarra N° 2203;

8. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- ABNT NBR 6152, Materiais Metálicos – Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração – Método de Ensaio. p.20. 1992.
- AKESELSSEN, O. M, GRONG, O., RORVIK, G., Embrittlement phenomena in the grain coarsened heat affected zone of low carbon microalloyed steels. *Scandinavian Journal of metallurgy*, v. 19, p. 258-264, 1990.
- AKESELSSEN, O. M, SOLBERG, J. K., GRONG, O., Effects of martensite-austenite (M_A) islands on intercritical heat-affected zone toughness of low carbon microalloyed steels. *Scandinavian Journal of metallurgy*, v. 17, p. 194-200, 1988.
- AKESELSSEN, O. M., GRONG, O., SOLBERG, J. K., Structure-property relationship in intercritical heat affected zone of low-carbon microalloyed steels. *Materials science and technology*, v. 3, n. 8, p. 649-655, aug. 1987.
- AKESELSSEN, O. M., RORVIL, G., ONSOEIN, M. L., GRONG, O., Assessment and predictions of tensile properties of high-strength steels. *Welding Journal*, v. 68, n. 9, p. 356s-362s, sept. 1989.
- ANSI/AWS A5.20-2005. Specification for Carbon Steel Electrodes For Flux Cored Arc Welding, Miami, 2005.
- ANSI/AWS A5.29-98. Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, Miami, 1998.
- ANSI/AWS D1.1 / D1.1M:2010. Structural Welding Code – Steel. Edition: 22nd. American Welding Society / 11-Mar-2010 / 572 pages
- API 1104: Welding of Pipelines and Related Facilities. Washington, 20nd ed. July 2007, p. 73.
- API 5L: Specification for Line Pipe. Washington, 42nd ed., p. 153. October 2010.
- ASM HANDBOOK, Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering. ASM International, 1993.
- ASME - IX. Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators, 2010.
- ASTM A 112-84., Standard Methods for Estimating the Average Grain Size of Metals. In: *Annual Book of ASTM Standards - Metallography, Non Destructive Testing*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, vol. 11, 1984, p. 127-131.
- ASTM A 710. Standard Specification for Precipitation-Strengthened Low-Carbon Nickel-Copper-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy Structural Steel Plates. 2007.
- ASTM A 710-84., Standard Specification for Low-Carbon Age-Hardening Nickel-Copper-Chromium-Molybdenum-Columbium Steel Plates. In: *Annual Book of ASTM Standards - Steel: Structural, Reinforcing, Pressure Vessel, Railway*. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, vol. 4, 1999.
- ASTM A370 - 11 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2011.
- ASTM E 23, “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”, 2007. p.28.
- ASTM E 384, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. p. 24. 2005.
- AWS D1.1/D1.1M: 2004, Structural Welding Code-Steel, Annex XI, Guideline on Alternative Methods for Determining Preheat, Miami, Florida, USA. P. 299.
- BARSANTI, L., POZZOLLI, G., HILLENBRAND, H. G. Production and Field weldability Evaluation of X100 Line Pipe, In: 13th Joint Meeting PRCI-EPRG, New Orleans, USA. 2001.
- BHADESHIA, H.K.D.H. e SVENSSON, L.E., Modelling The Evolution Of Microstructure Of Steel Weld Metal, Mathematical Modelling Of Weld Phenomena. Ed. H. Cerjak and K. Easterling. The Institute Of Materials, 1993

- BLACKMAN, S. e NORRISH, J., Pulsed MIG Welding with Gas-Shielded Flux Cored Wires, MIG Synergic Update, Welding & Metal Fabrication, Special Supplement, v. 6, n.4, p. 12-14. 1988.
- BONISZEWSKI, T., KEELER, T. HAZ, hardness control in C-Mn microalloyed structural steels. Metal Construction. v.16, p. 608-617, 1984.
- BOTT, I. S., DE SOUZA, L. F.G., TEIXEIRA, J. C.G. e RIOS, P. R. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 36A, February 2005. p. 443-454.
- BUZZICHELLI, G., ANELLI, E., Present Status and Perspectives of European Research in the Field of Advanced Structural Steels, ISIJ International, v. 42, n. 12, p.1354-1363. 2002.
- CASANOVA, R., Vantagens Econômicas na Utilização do Arame Tubular, Seminário sob Soldagem com Arame Tubular, SENAI, Rio de Janeiro, Abril-2005, não paginado.
- CASTELO, J. F., FEDELE, R.A, DE SOUZA, L. F. e BOTT, I. S., (APUB Percy) Rio Pipeline 2003, Rio de Janeiro-Brasil, Soldagem Circunferencial em Tubos da Classe API X 80, IBP 534 - 03, Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás, p. 2.
- CASTI metals black book - North American Ferrous Data. Edmonton: CASTI Pub. 2000. 4th ed. Chapter 2 – Wrought carbon & Alloy steel Metallurgy, p. 50 – 51.
- CHEN, J. H., KIKUTA, Y., ARAKI, T., YONEIDA, M., MATSUDA, Y., Micro-fracture behaviour induced by M-A constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. Acta Metallurgica, v.32, n.10, p. 1779-1778. 1984.
- DEBROY, T. e DAVID, S. A., Physical Processes in Fusion Welding, Reviews of Modern Physics, 67, 1, p. 85-112. 1995.
- DEMOFONTI, G., MANNUCCI, D. H., HILLENBRAND, H. G., HARRIS D., Suitability of X100 Steel Pipes for High Pressure Gas Transportation Pipelines by Full Scale Tests. In: 14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research EPRG – PRCI – APIA, May 19-23, 2003, Berlín. Proceedings: Germany, 2003. p.
- DIN 17172. Steel Pipes for Pipe Lines for the Transport of Combustible Fluids and Gases, 2009.
- EN 10208-2. Steel Pipes for Pipe Lines for the Transport of Combustible Fluids and Gases, 2009.
- ESAB WELDING HANDBOOK, Filler Materials for Manual and Automatic Welding, Kim, K.H., 5^a edição.
- EVANS, G. M.; The Effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. Welding Research Abroad Vol. XXVII No. 2, 3 Feb/ Mar1991.
- FAIRCHILD, D. P., MACIA, M. L.; PAPKA, S. D.; PETERSEN, C. W.; STEVENS, J. H. BARBAS S. T. BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; LUTON, M. J., High Strength Steels – Beyond X 80, Application and Evaluation of High-Grade Linepipes in Hostile Environments, Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, november 2002, p. 322.
- FEDELE, R. Soldagem em Tubulações: Metalurgia, Procedimentos e Desafios. Revista Metalurgia e Materiais, vol. 58, nº 521, maio de 2002. <http://btwbr.com.br/files/boletins>, acessado em 27.01.2010.
- FORTES, C. e ARAÚJO, W., Arames Tubulares OK, Brasil, Assistência Técnica Consumíveis – Desenvolvimento e Pesquisa - ESAB BR, p. 46. Maio 2004.
- FORTES, C., Eletrodos Revestidos OK, Brasil, Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR, Abril 2004, p. 3, 7, 31.
- FRENCH, I. E. e BOSWORTH, M. R., Special Basic Flux Cored Wire for All-Position Pulsed Welding. Welding Journal, v. 76, p. 120s-124s. 1997.
- GLADMAN, T., The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, First Edition, London, England, The Institute of Materials, University of Leeds, 1999, p. 1-3,14.
- GORNI, A. A. Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa. São Paulo: Faculdade de Engenharia

- Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas, 2001, 145 p. Tese de Doutorado.
- GRÄF, M. K. and NIERDOROFF, K. A. Overmatching Criterion and Manual Welding of Line Pipe in Grades ≥ 70 . In: Pipeline Technology Conference Ostende, Belgium, set. 1995, Pipeline Technology, v. 1, Elsevier Science B. V., 1995.
- GRÄF, M. K., HILLENBRAND, H. G., NIEDERHOFF, K. A. Production of large diameter line-pipe and bents for the world's first long-range pipeline in grade X80 (GRS 550). In: 9th Biennial joint technical meeting on line pipe. Proceedings. Houston, Texas, may, p. 11-14, 1993.
- GRONG, O. e. MATLOCK, D.K., Microstructural Development in Mild and Low Alloy Steel Weld Metals, International Materials Reviews. Vol. 31 (Nº. 1), 1986, p. 27-48
- GRONG, O., AKSELSSEN, O. M., HAZ toughness of microalloyed steels for offshore, Metal Construction, v.18, n.9, p.608-617, 1984.
- HANNERTZ, N. E. Weld metal and HAZ toughness of thick structural steel weldments. In: OMAE 1995, volume III, Materials Engineering, Proceedings. ASME 1995. p. 479-484.
- HEISTERKAMP, F. HULKA, K., BATTE, A. D., Heat affected zone properties of thick section microalloyed steels – A perspective. In. The Metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments. Nov. 1990. Houston, USA. Proceedings Ed: AWS, Miami, 1990. p. 638-660.
- HERNÁNDEZ RIESCO, G., Manual del Soldador, 10^a edição, Madrid, CESOL-2002, p.34,332.
- HILLENBRAND, H. G., GRAF, M., KALWA, C. Development and Production of High Strength Pipeline Steel. In: Niobium 2001, dec 02-05, Proceedings Ostend,
- HILLENBRAND, H. G., KALWA, C. High strength Steel for Project Cost Reduction, World Pipelines, v. 2, n. 1, jan./feb. p.57-61. 2002.
- HILLENBRAND, H. G., LIESSEM, A., BIERMANN, K., HECKMANN, C. J., SCHWINN, V., Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. In: 4th International Conference on Pipeline Technology. May 9-12, 2004, Proceedings Orlando:Florida, 2001.
- HILLENBRAND, H. G., NIERDERHOFF, K. A., HAUCK, G., PERTENDER, E. e WELLNITZ, G., Procedures, considerations for welding X 80 line pipe established, Oil & Gas, 15.09.1997.
- HRIVNAK, I., Weldability of modern steel materials. ISIJ International, v.35, n.10, p.1148-1156, 1995.
- HUISMAN, M. D. "Flux- and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires", *Svetsaren*, 1-2, pp. 6-14, 1996.
- HYUNDAI WELDING CONSUMABLES, HANDBOOK, 7^a edição. HOBART BROTHERS COMPANY. <http://www.hobartbrothers.com/pdf/support/TriMarkCatalog.pdf>. Acessado em 14/12/2009.
- INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals, Doc. Nº IX-1533-88, 1988.
- INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, Guide to Weldability and Metallurgy of Welding of Steels Processed by Thermomechanical Rolling or by Accelerated Cooling, Doc. Nº IIW-1128-91, Welding in the World, v.63, n.1, p.34-65, 1994.
- ITO, Y. e BESSYO, K., Weldability of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking, Document IX. P. 567-568, IIW. 1968.
- KERR, H. W. A Review of Factors Toughness in Welded Steel. International Journal of Pressure Vessels and Piping. Vol. 4, pp 119-141. 1975.
- KOU, S. Welding Metallurgy. 2^a Edição. USA: John Willey & Sons 2002.
- LANCASTER, J. F., Handbook Structural of Welding. Abington Publishing, Cambridge, England, 2003.

- LINNERT, G. E., Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.
- LIU, S., Critical Concerns of Welding High Strength Steel Pipes: X80 and Beyond, Application and evaluation of High-Grade Linepipes in Hostile Environments, Pipe Dreamer's Conference, Yokohoma, Japan, November 2002, p. 27.
- LOUREIRO, A. J. R and FERNANDES A. A., Toughness of CG HAZs of Welds in Q and T Steels". Welding Journal. Vol. 73 ed. 11, p. 225s-32s. 1994.
- LOUREIRO, A. J. R., "Effect of Heat Input on Plastic Deformation of Undermatched Welds". Journal of Materials Processing Techonology, vol. 128, p. 240-249, 2002.
- MARQUES, P. V., Tecnologia da Soldagem. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352p.
- MEESTER, B. The Weldability of modern structural TMCP steels. ISIJ International, v.37, n. 6, p. 537-551, 1997.
- MELTON, G. B. e ALBERG, P., Pulsed Welding with Basic Flux Cored Wires. Svetsaren, pp. 13-15. 1991.
- MIG/MAG WELDING GUIDE FOR GAS WELDING, Lincoln Eletric, The Aluminum Association, Inc., 3^a Ed., 1997. p. 48.
- MIL-S-16216K(SH)., Military Specification for Steel Plate, Alloy, Structural, High Yield Strength HY-80 and HY-100, 19 June 1987.
- MIL-S-24645A(SH)., Military Specification for Steel Plate, Sheet or Coil, Age-Hardening Alloy, Structural, High Yield Strength HSLA-80 and HSLA-100, 24 September 1990.
- MODENESI, P.J., MARQUES, V. P. E DAGOBERTO, B. S. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. maio de 2006. p. 1 - 81.
- MODENESI, P. e BRACARENSE, A. Q., Introdução à Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais, UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Fevereiro de 2007. p. 19-23.
- MODENESI, P. J. e MARQUES P., Curso de Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte: UFMG. 1992. 440p.
- MORRISON, W. B., Status of microalloyed (HSLA) steel development. In: conf. The Metallurgy, Welding and Qualification of microalloyed (HSLA) Steel Weldments. Nov. 1990. Houston, USA. Proceedings. Ed: AWS, Miami, 1990. p. 3-33.
- MYERS, D., "Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages", Welding Journal, pp. 39-42. Sept. 2002.
- NORISH, J., Advanced Welding Processes. New York, NY: IOP Publishing Ltd, 1992. Cap. 4:Filler Materials for Arc Welding, p. 57- 74.
- PAULES, JOHN R., Development in HSLA Steel products. JOM-The journal of the minerals, metals & materials society. January 1991. p 41-44.
- PEREIRA DA COSTA, U., Soldagem de Dutos com Processos Arame Tubular e de Alma Metálica, Rio Pipeline 2003, IBP354_03, Rio de Janeiro-Brasil, Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás, setembro de 2003, p. 2,
- PETROBRAS N-1859. Consumível de Soldagem com Propriedade Assegurada. Revisão E. Agosto 2005.
- PINTO, P. M. C. S. Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X 65 Empregando Processos Manual/Semi-Automático. Rio de Janeiro: Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2006, 113 p. Dissertação de Mestrado.
- PISARSKI, H. G., PARGETER, R. J., Frature toughness of HAZs in steels for offshore platforms. Metal Construction, v.16, p.412-417, 1984.
- PLANO DE NEGOCIOS 2009-2013 – PETROBRAS. <http://www.petrobras.com.br/pt/>. Acesso em 01.03.2010.

- QUINTANA, M. A. E JOHNSON M. Q. "The Effects of Intermixed Weld Metal on Mechanical Properties – Part I: Dilution from FCAW-S Weld Metal Influences SMAW Mechanical Properties". Trabalho apresentado no AWS Annual Meeting, April 13 -17, 1997. Welding Research Supplement, p. 87-s – 99-s. 1999.
- REBELLO, J. M., SAUER, A., O constituinte austenita-martensita (AM). *Matéria*, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996. Disponível em: <www.materia.coppe.ufrj.br> Acesso em: 12 jul. 2002.
- REEPMeyer, O., SCHUETZ, W., LIESSEM, A., Very heavy wall x-70 draw pipe for tension leg application. In: ISOPE Proceed. Conf. Hawii, USA. may 26-30 , P. 67-74. 2003.
- RODRIGUES, P. C. M.; PEMEROLA, E. V.; SANTOS, D. B. Mechanical properties os in HSLA bainitic steel subjected controlled rolling with accelerated cooling. *Materials Science & Engineering*, A283, p.136-143, 2000.
- SAMUELS, L.E. Optical Microscopy Of Carbon Steels, AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1980
- SANT'ANNA, P. C. Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X"65. São Paulo: Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas, 147 p. Tese de Doutorado. 2006.
- SCHWIN, V. P., FLUESS, P., BAUER J., Production and Progress Work of Plates for pipes with strength level of X80 and above. In: International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments. November 8-9, 2002. Proceedings: Yokohama, Japan. 2002. p.
- SENAI, Soldagem Processo com Eletrodo Revestido, Quinta Edição, São Paulo-Brasil, Senai, 1997, p. 191.
- SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. *ISIJ International*, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2000.
- STARLING C. M. D., GUIMARÃES A. F., MODENESI P. J. E BRACARENSE, A. Q. Avaliação da Velocidade de Fusão de Arames Tubulares. XXIX Congresso Nacional de Soldagem – CONSOLDA, CT-24. São Paulo. 2003.
- SVESSON, L. E. Control of Microstructure and Proprieties in Steel Arc Welds. Florida, USA: CRC Press, 1994. Cap. 6: Control of Microstructure and Properties, p. 201-232.
- THAULOW, C., PAAUW, A. J., GUNLEIKSRUD, A., e NAEISS, O. J., Heat affected zone toughness of a low carbon microalloyed steel. *Metal Construction*, n.2, p.94R-99R, 1985.
- THAULOW, C.; PAAUW, A.; GUTTORMSEN, K., The heat affected zone toughness of low carbon micro alloyed steel. *Welding Journal*, v.66 n.9, p.266s–279s, sept. 1987.
- THE PROCEDURE HANDBOOK OF ARC WELDING, Twelfth edition, USA, The Lincoln Electric Company, 1973.
- TOYODA, M.; THAULOW, J. G. AND BLAUDEL, J. G., "Strength Mismatching and its Influence on the Performance of Welded Structures", *Mismatching of Welds*, ESIS 17, Mec. Eng. Publ., London, pp. 335-350. 1994.
- UTTERBERG, B.; SVENSSON, L. -E.; Effect of Normalising Heat Treatment on Microestructure and Properties of Nickel Alloyed C-Mn Weld Metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 7, No. 6, 2002, p. 363 -373.
- VAIDYA, V. V. "Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds", *Welding Journal*, Vol. 81, n. 9 , pp. 43-48. Sept. 2002.
- VAIDYA, V. V. Flux Cored Arc Welding Wires, *Canadian Welder And Fabricator*, pp. 33-38, Nov. 1989.
- VEDIA, L. A. e SVOBODA, H. G. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura, Agosto 2004, <http://www.scribd.com/doc/2257115/METALURGIA-DE-LA-SOLDADURA-2>, acesso em junho de 2009.

- VENTRELLA, V. A. Microestrutura e Tenacidade do Aço Api 5LX – Grau 70 Soldado com Arame Tubular AWS E-81T1-Ni1 e Eletrodo Revestido AWS E-8010-G. XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBCIMAT. Anais em CD ROM p.1-10. Porto Alegre, RS, 2004.
- VIEIRA, L. A., Avaliação da Tenacidade Após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões em Soldas Produzidas com Armes Tubulares Rutilicos que Conttenham Níquel. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, 65 p. Dissertação de Mestrado, 2006.
- VISHNU, P. R. Solid-State Transformations in Weldments. Welding, Brazing, and Soldering. ASM Handbook. Vol. 6. pp. 191-229. 1993.
- VITEK, J. M., and DAVID, S. A., Microstructure of welded and weld-simulated 3Cr-1,5Mo-0,1V ferritic steel. Metallurgical Transactions A, v.21A, n.7, p.2021-2036, 1990.
- WAINER, E., Brandi, S. D., Mello, F. D. H., Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher. 1992. 494 p.
- WELDING GUIDE, Technical Handbook of BÖHLER WELDING Products, Edition 06/2009.
- WELDING HANDBOOK, Welding Processes, Vol. 2. 8th Edition. AWS. 1991.
- WEMAN, K. Welding processes handbook. Woodhead Publishing Ltd. Cambridge, England, 2003.
- WIDGERY, D. and BLACKMAN S. Pipelines for Stranded Gas Reserve: Cutting the Cost. 22nd World Gas conference, Tokio, Japan. June 1 – 5, 2003.
- WIDGERY, D., Linepipe Welding beyond 2000, Svetsarem, vol. 54 Grupo ESAB, 1999, p 8-10.
- YAPP, D. and BLACKMAN, S.A. Recent developments in high productivity pipeline welding, Journal of Brazilian Society of Mechanical Sciences. and Engineering, 26, p. 89 – 97. 2004.
- YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. ISIJ Interntional. Vol. 41, N° 6, pp. 566-570. 2001.
- ZARZOUR, J. F., KONKOL, P. J., DONG, H., Stress strain characteristics of the heataffected zone in an HY-100 weldment as determined by microindentation testing, Materials Characterization, v.37, p.195-209, 1996.

9. ANEXO

9.1 Micrografias por Microscopia Ótica (nital 5%)

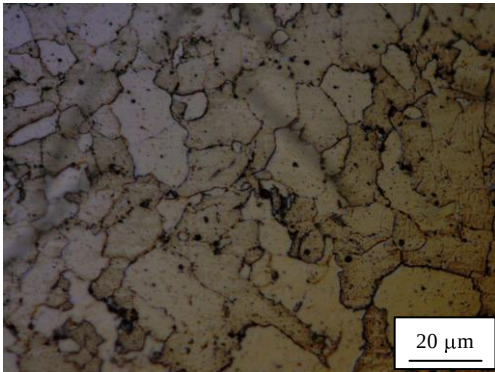


Figura 9.1 – Zona fundida, condição G-1.

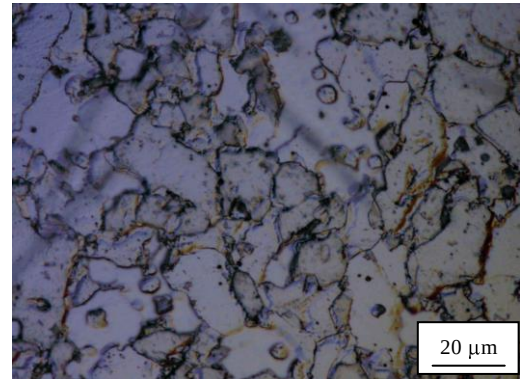


Figura 9.2 – Zona fundida, condição G-2.

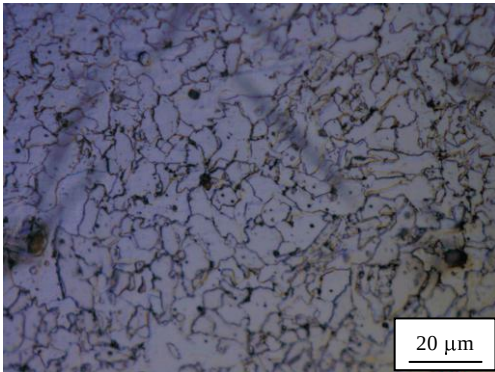


Figura 9.3 – Zona fundida, condição G-3.

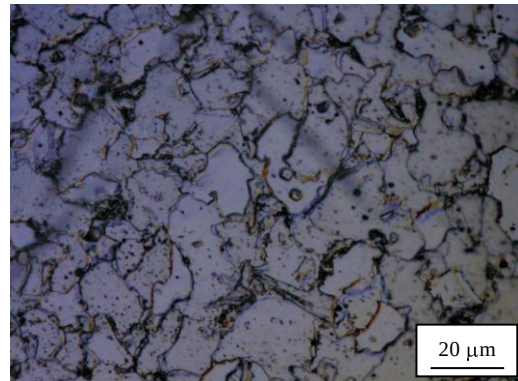


Figura 9.4 – Zona fundida, condição G-4.

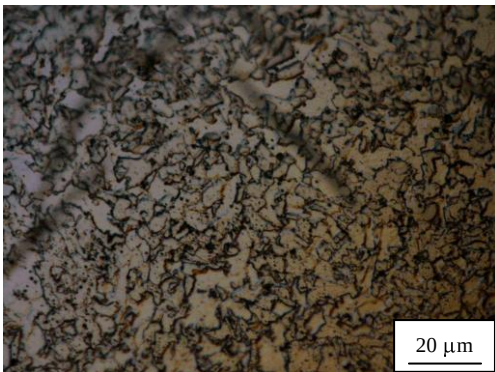


Figura 9.5 – Zona fundida, condição G-5.

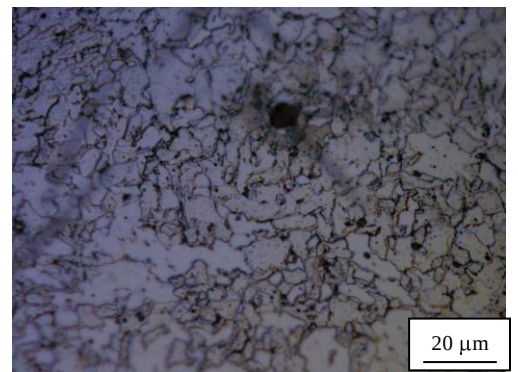


Figura 9.6 – Zona fundida, condição G-6.

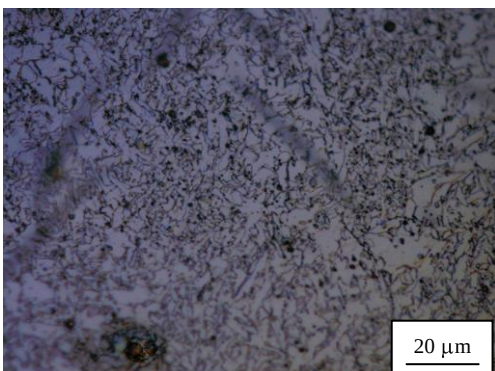


Figura 9.7 – Zona fundida, condição G-7.

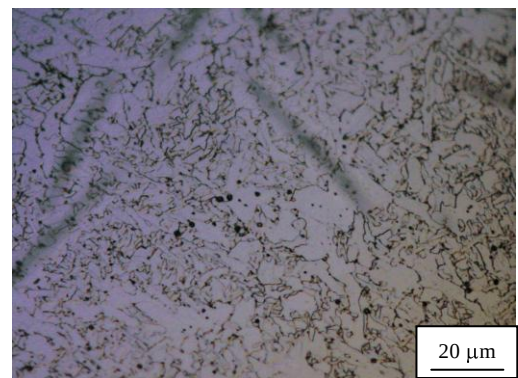


Figura 9.8 – Zona fundida, condição G-8.

9.2 Micrografias por MEV

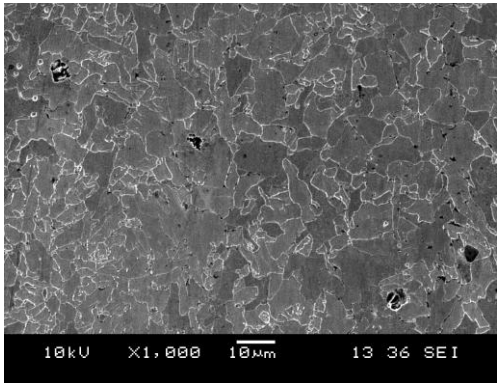


Figura 9.9 – Zona de ligação, condição G-1.

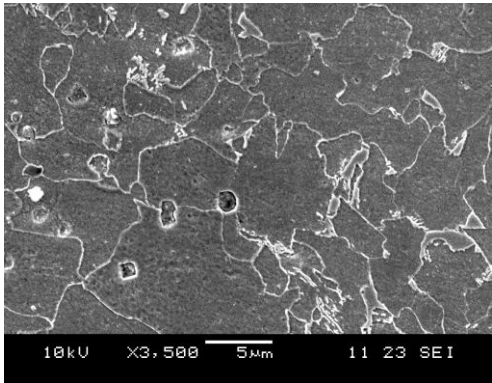


Figura 9.10 – Zona de ligação, condição G-2.

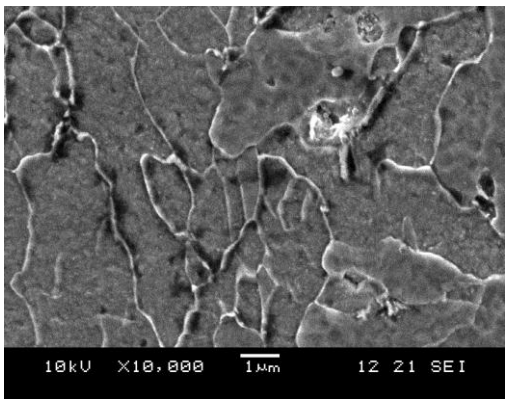


Figura 8.11 – Zona fundida, condição G-3.

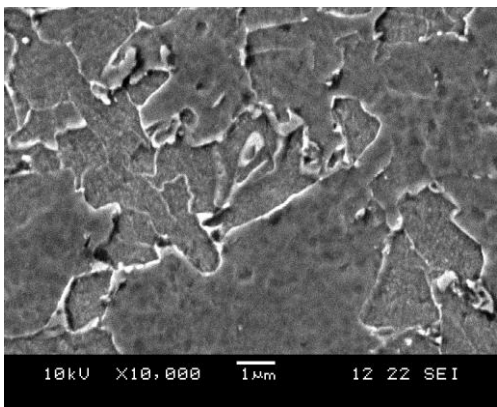


Figura 8.12 – Zona de ligação, condição G-3.

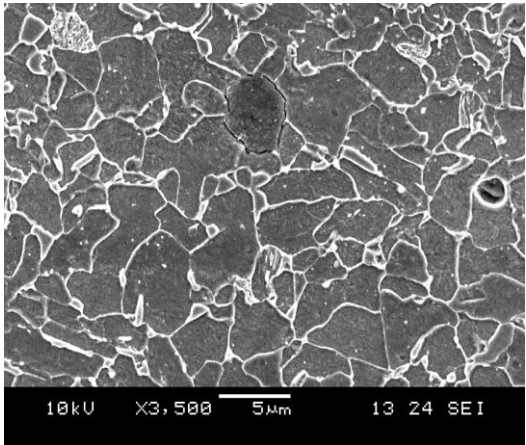


Figura 9.13 – Zona de ligação, condição G-5.

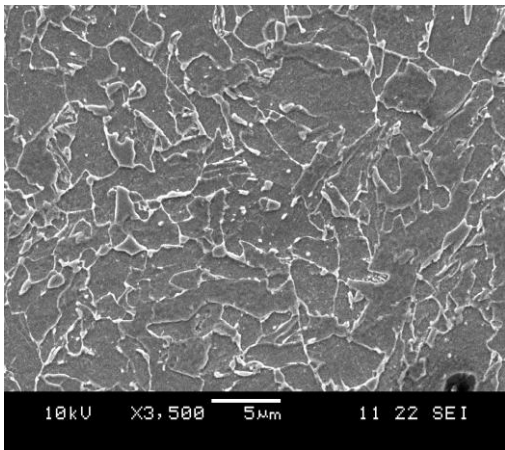


Figura 9.14 – Zona de ligação, condição G-3.