

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE PROCESSOS MANUAIS E
AUTOMATIZADOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE AÇO API 5L X80**

Siderley Fernandes Albuquerque

Campina Grande - PB

Maiio/2010



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE PROCESSOS MANUAIS E
AUTOMATIZADOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE AÇO API 5L X80**

Siderley Fernandes Albuquerque

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à obten-
ção do título de MESTRE EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Orientador: D.Sc. Theophilo Moura Maciel

Co-orientador: D.Sc. Marco Antonio dos Santos

**Agência Financiadora: Conselho Nacional de Desenvolvimento
Científico e Tecnológico - CNPq**

Campina Grande - PB

Maió/2010



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

A345a

Albuquerque, Siderley Fernandes.

Avaliação do efeito da utilização de processos ^{de soldagem} manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80 / Siderley Fernandes Albuquerque. — Campina Grande, 2010.

117 f.: il. color

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais)- Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

Referências.

Orientador: Prof. D.Sc. Theophilo Moura Maciel.

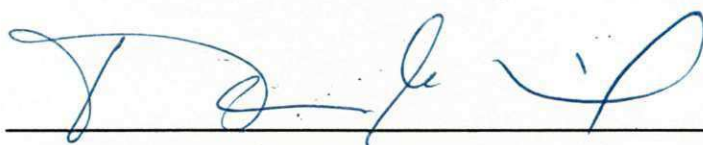
1. Soldagem. 2. Processos Automatizados. 3. Microestrutura-Propriedades Mecânicas. 4. Aço API 5L X80. I. Título.

CDU621.791.75(043)

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE PROCESSOS MANUAIS E
AUTOMATIZADOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE AÇO API 5L X80**

Siderley Fernandes Albuquerque

Dissertação Aprovada em 03/03/2010 pela banca examinadora constituída dos
seguintes membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel

Orientador

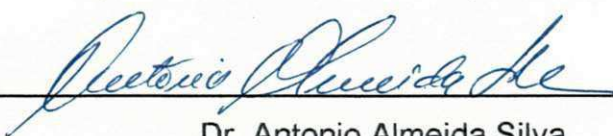
UAEM – UFCG



Dr. Marco Antonio dos Santos

Co-Orientador

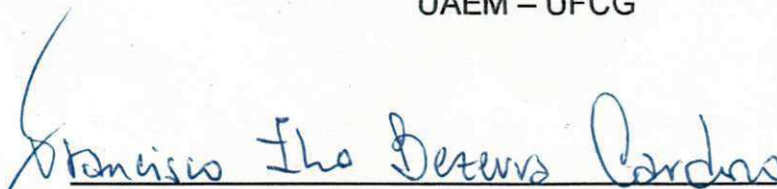
UAEM – UFCG



Dr. Antonio Almeida Silva

Examinador Interno

UAEM – UFCG



Dr. Francisco Ilo Bezerra Cardoso

Examinador Externo

DEM/EPP – UPE

*“Porque o Senhor dá a sabedoria,
e da Sua boca vem a inteligência e o entendimento.”*

Provérbios de Salomão 2:6

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, presente preciso de Deus em minha vida.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico – Com ênfase no setor de Petróleo e Gás
Universidade Federal de Campina Grande/ 2008

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da vida e por seu imenso amor para com todos os seres humanos, entregando Jesus, seu único Filho, para morrer na cruz do calvário, aniquilando de uma vez por todas a ação do pecado na vida do ser humano.

Aos meus amados pais José Cícero Fernandes Albuquerque e Maria da Conceição Fernandes Albuquerque, pelo amor, carinho, compreensão e toda dedicação em oferecer uma boa educação como uma base para vida.

Aos meus amados irmãos Sidcley, Liette, Lenilda e Sidirléia e meu sobrinho Vinícius por estarem sempre presentes em minha vida, oferecendo amor e atenção nos momentos alegres e tristes da vida e a todos os familiares espalhados por este país e que sempre estiveram dispostos a me acolher quando precisava.

Aos meus amados irmãos da Igreja Evangélica Batista em Areia/PB por estarmos unidos numa só visão “Ser uma comunidade que vive a realidade de Corpo de Cristo”.

Aos professores Theophilo Moura Maciel e Marco Antonio dos Santos por toda dedicação, orientação e tempo disponibilizado para conclusão deste trabalho.

Ao Prof^o Alexandre Queiroz Bracarense e toda equipe do Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da UFMG pela soldagem das chapas utilizadas neste trabalho.

À prof^a Daisy Martins de Almeida pelo seu apoio e sugestões e aos alunos de graduação em Engenharia Mecânica da UFCG Ronelly e Paulo Bertrand por participarem na quantificação microestrutural e na etapa de usinagem dos corpos de prova para ensaios de impacto Charpy.

A todos os integrantes do Laboratório de Soldagem (LABSOL) da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da UFCG, pelo apoio e aprendizado.

À profª Luciana Gama, Coodenadora do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais (PPGCEMat) da UFCG, e à Márcia, secretária da coordenação, pela atenção e dedicação disponibilizada.

Ao CNPq pelo fornecimento da bolsa de estudo e suporte financeiro à pesquisa.

À Confab pela doação das chapas de aço, à ESAB pela doação dos consumíveis e a Fundação Altivo pela análise de composição química.

Ao pessoal do SENAI em Campina Grande/ PB pela usinagem dos corpos de prova para ensaios de impacto Charpy.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG pela utilização do laboratório de metalografia para preparação das amostras assim como da utilização do microscópio óptico, microdurômetro e máquina para ensaio de impacto Charpy.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFPB assim como toda atenção disponibilizada por seus professores para análise das amostras por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para realização desta dissertação.

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE PROCESSOS MANUAIS E AUTOMATIZADOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO API 5L X80

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo avaliar a influência da utilização de processos de soldagem automatizados em juntas soldadas de chapas de aço API 5L X80 utilizado em tubulações para transporte de petróleo e gás sobre a microestrutura e propriedades mecânicas das juntas soldadas. Para isto, chapas do referido aço foram soldadas por processo manual a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW), utilizando temperaturas de interpasses de 473 e 673 K e como consumível o eletrodo celulósico AWS E8010-G com diâmetro de 3,25mm para passe raiz e 4mm para os passes de enchimento e acabamento, por processo a Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW) robotizado, utilizando como metal de adição o arame AWS E71T-1C com diâmetro de 1,2mm e argônio com 25%CO₂ como gás de proteção e por processo a Arco Elétrico com Eletrodo de Tungstênio (GTAW) mecanizado na raiz da solda, usando o arame ER70S-3 com diâmetro de 3mm e argônio como gás de proteção para o passe de raiz.

Foram determinados os percentuais de microconstituintes e os percentuais de grãos colunares e equiaxiais nos metais de solda e uma avaliação do tamanho do grão e da extensão da Zona Termicamente Afetada (ZTA) além de uma análise qualitativa dos microconstituintes presentes nesta região da junta soldada utilizando-se microscopia óptica e eletrônica de varredura. As análises microestruturais foram relacionadas com os resultados de ensaios de impacto Charpy nos metais de solda e com os perfis de microdureza Vickers ao longo da junta soldada. Os resultados indicaram maiores percentuais de Ferrita Acicular nos metais de solda e uma menor extensão e granulometria da ZTA das juntas soldadas obtidas pelos processos automatizados que proporcionaram maiores valores de resistência ao impacto.

Palavras Chave: Soldagem, Processos automatizados, Microestrutura, Propriedades Mecânicas, Aço API 5L X80.

EVALUATION OF MANUAL AND AUTOMATIC WELDING PROCESSES ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF API 5L X80 STEEL WELDED JOINTS

ABSTRACT

The objective of this study was to evaluate the influence of robotic and mechanized welding processes on the microstructure and mechanical properties of welded joint of API 5LX80 steel used in pipelines to transport oil and gas. For this plates of this steel were welded by manual Shielded Metal Arc Welding (SMAW) process with interpasses temperatures of 473 e 673 K, and using AWS E8010-G electrode as filler metals ; robotized Flux Cored Arc Welding (FCAW) process, using AWS E71T-1C wire with a diameter of 1.2 mm and Ar25%CO₂ as consumable and mechanized Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process, for the root pass using AWS ER70S-3 with a diameter of 3mm and Ar as consumable .

The weld metals microconstituent and columnar and equiaxials grains percentual and the granulometry and extension of the Heat Affected Zone (HAZ) and a qualitative analysis of microconstituents present in this region using optical and scanning electronic microscopy were performed. The microstructural analysis was related with the weld metals Charpy impact test results and with the welded joint Vickers microhardness profiles. The results indicated that the weld metals obtained by automatized welding process presented the greatest Acicular Ferrite percentuals and a shorter and more refined HZA which promoted the best results of the impact test.

Keywords: Welding, Automated process, Microestructure, Mechanical Properties, API 5L X80 Steel.

PUBLICAÇÕES

Artigos publicados:

MACIEL, T. M. ; ALVES, ALVES, R. T. P.; ALBUQUERQUE, S. F.; CARVALHO, P. B. M.; SANTOS, M. A.. Influence of Interpass Temperature and Welding Process on Microstructure, Microhardness and Impact Toughness of API 5L X80 Steel Weld Metal. Fifteenth International Conference on the Joining of Materials, 2009, Helsingor – Dinamarca.

ALVES, R. T. P.; MACIEL, T. M.; ALMEIDA, D. M.; ALBUQUERQUE, S. F.; BRACARENSE, A. Q. Avaliação da Microestrutura e Microdureza de Juntas Soldadas do Aço API 5L X80 utilizando Processos de Soldagem Manuais e Automatizados. 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 2008, Porto de Galinhas – PE.

ALVES, R. T. P.; MACIEL, T. M.; ALMEIDA, D. M.; ALBUQUERQUE, S. F.; SANTOS, M. A. Efeito do Processo de Soldagem Sobre a Microestrutura e a Microdureza de Juntas Soldadas de Aço API 5L X80 usado em Tubulações para Transporte de Petróleo. Rio Oil & Gas 2008 Expo and Conference, Rio de Janeiro – RJ.

ALBUQUERQUE, S. F.; ALVES, R. T. P.; ALMEIDA, D. M.; SANTOS, M. A.; BRACARENSE, A. Q.; MACIEL, T. M. Influência de Processos de Soldagem Manuais e Automatizados sobre a Microestrutura e Tenacidade de Juntas Soldadas do Aço API 5L X80. XXXV CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2009, Piracicaba - SP.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	i
RESUMO	iii
ABSTRACT	iv
PUBLICAÇÕES	v
SUMÁRIO	vi
LISTA DE TABELA	viii
LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xiv
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS DO PROJETO	3
2.1 Objetivo Geral	3
2.2 Objetivos Específicos	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)	4
3.1.1 Influência da taxa de resfriamento em aços ARBL	11
3.1.2 Influência dos elementos de liga em Aços ARBL	12
3.1.3 Soldabilidade dos aços ARBL	14
3.2 Características Básicas dos Processos de Soldagem Usados	15
3.2.1 Soldagem com Eletrodo Revestido	15
3.2.2 Soldagem com Arame Tubular	17
3.2.3 Soldagem GTAW	19
3.2.4 Automatização dos Processos de Soldagem	20
3.3 Microestrutura e Regiões da Junta Soldada	23
3.3.1 Microestrutura na ZTA	23
3.3.2 Microestrutura no Metal de Solda	28
3.4 Efeito da Composição Química na Microestrutura da Solda	31
3.5 Fatores que Influenciam a Nucleação de AF	36
3.6 Influência do Aporte Térmico na ZTA da Junta Soldada	41
3.7 Influência das Temperaturas de Preaquecimento e Interpasse na Soldagem do Aço API 5L X80	43
4 MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.1 Materiais	45
4.1.1 Metal de base	45
4.1.2 Consumíveis de soldagem	46
4.2 Métodos	47
4.2.1 Corte e Soldagem das amostras	47
4.2.2 Composição Química no Metal de Solda	51
4.2.3 Metalografia	51

4.2.4	Quantificação de Microconstituintes no MS	53
4.2.5	Determinação do Tamanho de Grão na ZTA	54
4.2.6	Determinação da Extensão da ZTA	54
4.2.7	Medidas de Microdureza Vickers	55
4.2.8	Ensaio de Impacto Charpy	56
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1	Caracterização microestrutural do material no estado inicial	59
5.2	Percentuais de Grãos Colunares e Recristalizados	60
5.3	Extensão da ZTA	60
5.4	Tamanho de Grão na ZTA	65
5.5	Análise Microestrutural na ZTA	66
5.6	Análise e Quantificação dos Microconstituintes no Metal de Solda	76
5.7	Análise de Microdureza	79
5.8	Ensaio de Impacto Charpy	94
5.8.1	Análise da Superfície de Fratura	96
5.8.2	Quantificação Microestrutural na Região do Entalhe	100
6	CONCLUSÕES.....	107
7	SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS	109
8	REFERÊNCIAS	110

LISTA DE TABELA

Tabela 4.1 - Composição química do aço API 5L X80 (% massa).....	45
Tabela 4.2 - Propriedades Mecânicas do aço API 5L X80.....	46
Tabela 4.3 - Características dos consumíveis utilizados.....	46
Tabela 4.4 - Nomenclatura atribuída aos corpos de prova.	47
Tabela 4.5 - Parâmetros de Soldagem.	48
Tabela 4.6 - Composição química do metal de solda M1 e M2.	51
Tabela 4.7 - Composição química do metal de solda R1.....	51
Tabela 4.8 - Composição química do metal de solda R2.....	51
Tabela 5.1 – Percentuais de grãos colunares e recristalizados no metal de solda.....	60
Tabela 5.2 - Tamanho de grão nas regiões da ZTA.	65
Tabela 5.3 – Valores de Pcm no metal de solda obtido em cada processo.....	76
Tabela 5.4 - Frações volumétricas de microconstituintes no metal de solda.	76
Tabela 5.5 – Quantificação de microconstituintes na região do entalhe no passe de raiz	100
Tabela 5.6 - Quantificação de microconstituintes na região do entalhe no passe de enchimento	100

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Ilustração do processo de laminação controlada.....	6
Figura 3.2 - Histórico do desenvolvimento dos aços API ao longo dos anos.....	8
Figura 3.3 – Primeira Linha de tubulações utilizando X80 na Alemanha	8
Figura 3.4 – Comparação representativa da redução de peso do X70 para X80	9
Figura 3.5 – Evolução no ganho de material dos aços API 5L.....	9
Figura 3.6 – Microestrutura presentes no desenvolvimento de aços API	10
Figura 3.7 - Diagrama TRC de um aço API 5L X80	11
Figura 3.8 - Microestruturas de um aço API 5L X80 com diversas taxas de resfriamento.....	12
Figura 3.9 - Efeito dos elementos de liga no diagrama TTT para um aço de baixo carbono,.....	13
Figura 3.10 - Efeito do Mo e B no diagrama TTT para um aço de baixo carbono,	13
Figura 3.11 - Processo de soldagem manual com eletrodo revestido	16
Figura 3.12 - Esquema de soldagem com arame tubular (FCAW-G).....	18
Figura 3.13 - Esquema de soldagem com arame tubular (FCAW-S).....	18
Figura 3.14 - Processo de soldagem GTAW.....	20
Figura 3.15 – Ilustração da primeira patente de processo de soldagem.....	21
Figura 3.16 - Soldagem Robotizada.	22
Figura 3.17 – Ilustração das principais regiões de uma junta soldada.....	23
Figura 3.18 - Principais regiões da junta soldada,	24
Figura 3.19 – Formação da bainita no contorno de Grão da austenita.	27
Figura 3.20 – Representação esquemática da formação de bainita superior e inferior.	28
Figura 3.21 - Influência do teor de AF na energia absorvida por impacto CHARPY.	30
Figura 3.22 - Principais microconstituintes do metal de solda de aços API 5L X80.....	31
Figura 3.23 - Percentual de microconstituintes em função da concentração de C no MS.....	32
Figura 3.24 - Percentual de microconstituintes em função da concentração de Mn no MS.....	33
Figura 3.25 - Ilustração esquemática para a nucleação de AF em inclusões ...	36
Figura 3.26 – Diagrama esquemático de uma curva TRC hipotética durante o resfriamento na soldagem.....	38
Figura 3.27 – Diagrama TRC esquemático para transformações durante a soldagem.	39
Figura 3.28 - Ilustração de diferentes mecanismos de formação de bainita e de AF.	40
Figura 3.29 – Micrografias em MEV e representação de sítios de nucleação de AF.	41
Figura 3.30 – Diagrama esquemático de mudanças na microestrutura da ZTA em função do aporte térmico na soldagem com e sem TiO	42

Figura 3.31 – Diagrama esquemático da influência do aporte térmico no crescimento de grão na ZTA.....	43
Figura 4.1 - Chapa de aço API 5L X80,	45
Figura 4.2 –Corte e soldagem do aço API 5L X80 para todos os processos....	48
Figura 4.3 - Detalhe do número de passes, espessura da chapa e ângulo do chanfro para processos: a) M1 e b) M2	49
Figura 4.4 - Detalhe do número de passes, espessura da chapa e ângulo do chanfro para processo R1.....	49
Figura 4.5 - Detalhe do número de passes para o processo R2.....	50
Figura 4.6 - Robô utilizado para a execução de soldagens automatizadas, LRSS-UFMG.....	50
Figura 4.7 - Regiões de grãos colunares no metal de solda. a) M1, b) M2, c) R1 e d) R2.	52
Figura 4.8 - Representação das regiões da junta soldada.....	53
Figura 4.9 – Procedimento para contagem de microconstituintes no MS.	53
Figura 4.10 – Procedimento para determinar o tamanho médio do grão na região da ZTA.	54
Figura 4.11 – Procedimento para determinação da extensão da ZTA.....	55
Figura 4.12 – Procedimento para levantamento do perfil microdureza.....	56
Figura 4.13 - Máquina de Impacto JB-W 300, UAEM - UFCG.	56
Figura 4.14 - Dimensões do corpo de prova Charpy.....	57
Figura 4.15 – Representação do local de retirada dos corpos de prova, com entalhe no passe de enchimento e no passe de raiz.	57
Figura 4.16 –Procedimento de análise da fratura por MO (com embutimento) e MEV (sem embutimento).....	58
Figura 5.1 – Microestrutura presente no metal de base do aço API 5L X80.	59
Figura 5.2 – Gráfico das medidas da extensão da ZTA.	61
Figura 5.3 – Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo M1.	62
Figura 5.4 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo M2.	62
Figura 5.5 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo R1.....	64
Figura 5.6 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo R2.....	64
Figura 5.7 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M1, MO. 500X, Nital 1%.....	66
Figura 5.8 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M1, MEV. 3000X, Nital 3%.....	66
Figura 5.9 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M2, MO. 500X, Nital 1%.....	67
Figura 5.10 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M2, MEV. 3000X, Nital 3%.....	68
Figura 5.11 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MO. 500X, Nital 1%.....	69
Figura 5.12 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MEV. 3000X, Nital 3%.....	69

Figura 5.13 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MEV. 7000X, Nital 3%.....	70
Figura 5.14 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R2, MO. 500X, Nital 1%.....	71
Figura 5.15 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R2, MEV. 3000X, Nital 3%.....	71
Figura 5.16 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M1, MO. 500X, Nital 1%.....	72
Figura 5.17 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M1, MEV. 3000X, Nital 3%.....	72
Figura 5.18 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M2, MO. 500X, Nital 1%.....	73
Figura 5.19 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M2, MEV. 3000X, Nital 3%.....	73
Figura 5.20 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R1, MO. 500X, Nital 1%.....	74
Figura 5.21 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R1, MEV. 3000X, Nital 3%.....	74
Figura 5.22 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R2, MO. 500X, Nital 1%.....	75
Figura 5.23 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R2, MEV. 3000X, Nital 3%.....	75
Figura 5.24 - Microestrutura no metal de solda do processo M1, MO. 200X, Nital 1%.....	77
Figura 5.25 - Microestrutura no metal de solda do processo M2, MO. 200X, Nital 1%.....	78
Figura 5.26 - Microestrutura no metal de solda do processo R1, MO. 200X, Nital 1%.....	78
Figura 5.27 - Microestrutura no metal de solda do processo R2, MO. 200X, Nital 1%.....	79
Figura 5.28 - Microestrutura no metal de solda do processo R2, MO. 500X, Nital 1%.....	79
Figura 5.29 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo M1.	80
Figura 5.30 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo M1.....	81
Figura 5.31 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo M1.....	82
Figura 5.32 – Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo M1.....	83
Figura 5.33 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo M2.	84
Figura 5.34 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo M2.....	85
Figura 5.35 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo M2.	86
Figura 5.36 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo M2.....	87

Figura 5.37 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo R1.....	88
Figura 5.38 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo R1.	89
Figura 5.39 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo R1.....	90
Figura 5.40 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo R1.	90
Figura 5.41 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada. Processo R2.	91
Figura 5.42 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada. Processo R2.....	92
Figura 5.43 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada. Processo R2.....	93
Figura 5.44 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo R2.	93
Figura 5.45 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Corpos de prova com entalhe posicionado no passe de raiz.....	94
Figura 5.46 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Corpos de prova com entalhe posicionado no passe de enchimento.	95
Figura 5.47 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) M1, 1500X.....	96
Figura 5.48 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) M2, 1500X.....	97
Figura 5.49 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) R1, 1500X.....	97
Figura 5.50 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) R2, 1500X.....	98
Figura 5.51 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento), M1, 1500X.....	98
Figura 5.52 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento) M2, 1500X.....	99
Figura 5.53 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento) R2, 1500X.....	99
Figura 5.54 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, M1. MO, 500X, Nital 1%.	101
Figura 5.55 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, M2. MO, 500X, Nital 1%.	102
Figura 5.56 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, R1. MO, 500X, Nital 1%.	102
Figura 5.57 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, R2. MO, 500X, Nital 1%.	103
Figura 5.58 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, M1. MO, 500X, Nital 1%.	103
Figura 5.59 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, M2. MO, 500X, Nital 1%.	104
Figura 5.60 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, R2. MO, Nital 1%.	104

Figura 5.61 – Relação entre o percentual de AF e a energia absorvida em ensaio charpy, entalhe no passe de raiz.....	105
Figura 5.62 - Relação entre o percentual de AF e a energia absorvida em ensaio charpy, entalhe no passe de enchimento.....	105

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIações

- α - Ferrita
A - Amperes
Acab. – Acabamento
Ae1 – Temperatura de transformação eutetóide de aços hipoeutetóides
Ae3 - Temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita
AF – Ferrita Acicular
Al – Alumínio
ALO - Alongamento
API - American Petroleum Institute
Ar – Argônio
ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
- B – (1) Bainita, (2) Boro
BF – Bainita/Ferrita
- °C – Medida de temperatura em Celsius
C – Carbono
CCT – Centro de Ciências e Tecnologia
CE – Carbono Equivalente
Ceq – Carbono Equivalente
CO₂ – Dióxido de Carbono
CP – Corpo de Prova
Cr – Cromo
Cu – Cobre
CVN - Charpy V-Notch
- Enc. – Enchimento
EPS - Especificação de Procedimento de Soldagem
ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget
- FC - Agregado Ferrita/ Carbonetos
FCAW – Flux Cored Arc Welding
FS (A) - Ferrita com segunda fase alinhada
FS (NA) - Ferrita com segunda fase não alinhada
FW – Ferrita de widmanstätten
- gf – Grama Força
GF – Ferrita Granular
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding
- H₂ - Gás Hidrogênio
HV – Dureza Vickers

IIW - International Institute of Welding

J – Joule

K – Kelvin

Ksi – Medida de pressão (sistema Inglês)

l - litro

LABSOL – Laboratório de Soldagem da UFCG

LB - bainita inferior

LE – Limite de Escoamento

LF – Linha de Fusão

LR – Limite de Resistência

LRSS – Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação

M1 – Processo de soldagem SMAW sem pré-aquecimento

M2 - Processo de soldagem SMAW com pré-aquecimento

M - Martensita

M-A - Microconstituente Austenita-Martensita

MB – metal de base

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

min – minuto

mm – milímetro

Mn – manganês

Mo – Molibdênio

MO – Microscópio Óptico

MPa – Mega Pascal

MS – Metal de Solda

M_s – Início da transformação martensítica

N - Nitrogênio

Nb – Nióbio

Ni – níquel

Ø – Diâmetro

P – (1) Fósforo, (2) Perlita

Pcm - Weld Cracking Parameter

PF (I) - Ferrita Poligonal Intragranular

PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão

ppm - partes por milhão

PSL - Product Specification Levels

QF – Ferrita Quase Poligonal

R1 - Processo de soldagem FCAW robotizado

R2 – Processo de soldagem GTAM robotizado na raiz da solda

RA – Resfriamento Acelerado

s – Segundo

S - Enxofre

Si - Silício

SMAW – Shielded Metal Arc Welding

T - Temperatura

Ti – Titânio

TM - Termomecânico

TMCP – Processo Termomecânico Controlado

TRC – Transformação sob Resfriamento Constante

TTT – Temperatura-Tempo-Transformação

U - Tensão

UAEM – Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UB - Bainita Superior

UFCG – Universidade Federal de Campina Grande

UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais

USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A

V – (1) Vanádio, (2) Volts

γ - Austenita

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTA GF – Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos

ZTA GG – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros

1 INTRODUÇÃO

Com a crescente demanda na produção de petróleo e gás e a exploração em regiões que apresentam condições adversas (pressão, temperatura, etc.), tubulações estão sendo fabricadas com novos materiais, e uso de novas tecnologias; isto tem possibilitado a redução de custos através da redução da quantidade de aço, maior facilidade de transporte e instalação, redução de consumível de soldagem bem como o menor emprego da quantidade de energia no processo de fabricação, (HILLENBRAND *et al.*, 2005a).

Os aços ARBL são utilizados em grande variedade de aplicações estruturais; os aços para tubulações formam uma classe particular de ARBL com alta resistência mecânica, boa soldabilidade e baixa temperabilidade, sendo assim adequados à fabricação de tubos utilizados na condução de fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados, (FELDMANN *et al.*, 1983; GRÄF *et al.*, 1983; MANOHAR & CHANDRA, 1998; ZHAO *et al.*, 2002).

A norma do American Petroleum Institute (API 5L, 2000) exige que esses aços sejam elaborados com as melhores práticas para a produção de aços limpos, assegurando sua aplicação em atividades onde a tenacidade é um requisito fundamental, embora, para ser classificado como um aço API o material tenha que preencher requisitos como composição química, tenacidade e controle dimensional.

O emprego de soldagem automatizada em tubulações para petróleo e gás vem crescendo nos últimos anos, porém, a utilização de soldagem manual com eletrodo revestido ainda é predominante, especialmente aqui no Brasil.

Na soldagem de um aço como o API 5L X80, existe a necessidade do maior controle dos parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, a obtenção de uma junta soldada com perfil homogêneo e com o mínimo de descontinuidades de soldagem, possibilitando uma microestrutura com boa relação entre resistência e tenacidade, característica principal deste tipo de aço.

Uma granulação grosseira no metal de solda não é necessariamente prejudicial à tenacidade, desde que o microconstituente presente nesta região da junta soldada seja predominantemente constituído de Ferrita Acicular (AF), possibilitando uma boa relação entre resistência e tenacidade.

Além do tipo de microconstituente presente, a morfologia do grão exerce um papel importante na tenacidade do metal de solda; grãos equiaxiais refinados pelo passe subsequente proporcionam melhores valores de tenacidade quando comparados com grãos colunares que não foram afetados pelo ciclo térmico de soldagem.

Uma solda automatizada proporciona um cordão com perfil mais homogêneo, reduzindo a presença de heterogeneidades que se tornam mais críticas neste tipo de aço, especialmente na região do passe de raiz, já que esta é uma região de alta concentração de tensão. Logo, quanto mais suave for a sua transição para o metal de base menos maléfica esta região será com relação às propriedades mecânicas, principalmente quando esta junta estiver submetida a cargas cíclicas, (ALBUQUERQUE, 2004).

Neste trabalho foi avaliada a influência da utilização de processos de soldagem automatizados sobre a resistência ao impacto, o perfil de microdureza, a morfologia do grão e os percentuais de microconstituintes nos metais de solda, e sobre a extensão, microestrutura e o tamanho médio dos grãos na ZTA de juntas soldadas em chapa de aço API 5L X80.

2 OBJETIVOS DO PROJETO

2.1 Objetivo Geral

➤ Avaliar a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço API 5L X80 utilizando processos de soldagem manuais e automatizados.

2.2 Objetivos Específicos

- Elaborar amostras;
- Determinar a extensão, a granulometria e a microestrutura da ZTA, a morfologia dos grãos e os percentuais de microconstituintes presentes nos metais de solda das juntas soldadas obtidas através dos processos de soldagem manual a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW); soldagem mecanizada a Arco Elétrico com Eletrodo de Tungstênio (GTAW) e soldagem robotizada a Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW);
- Avaliar os perfis de microdureza das juntas soldadas de aço API 5L X80 utilizando processos manuais e automatizados;
- Avaliar a resistência ao impacto charpy e as superfícies fraturadas dos metais de solda de aço API 5L X80 obtidos com processos manuais e automatizados.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

Atualmente, diante do grande avanço tecnológico, tornou-se possível o desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, conhecido no Brasil como classe ARBL. Foram várias modificações nas técnicas de fabricação nos últimos 60 anos acerca da compreensão dos fatores que controlavam a resistência e a tenacidade de materiais cristalinos. Desde então, com o desenvolvimento de avançados microscópios e com a utilização de processo de laminação controlada, consegue-se aços com ótimas combinações de propriedades mecânicas com a microestrutura presente.

Estes aços estão divididos em:

- ✚ *Resistentes à corrosão atmosférica:* são aços que apresentam pequenas quantidades de cobre, fósforo e silício, que tem a função de melhorar a resistência a corrosão, o endurecimento por solução sólida e o refino da estrutura ferrítica.
- ✚ *Micro-ligados de estrutura ferrítica-perlítica:* são aços que apresentam micro-adições de vanádio (V) e nióbio (Nb) (menos de 0,10% de cada) para aumentar a resistência mecânica, sem aumentar o teor de carbono. Este aumento é devido ao endurecimento por precipitação (formam barreiras eficientes ao deslocamento das discordâncias, além de impedir o crescimento dos grãos) e pelo fato de apresentarem teores menores de carbono, estes aços tem excelente soldabilidade e tenacidade.
- ✚ *Ultra-baixo carbono bainíticos:* são aços que contém baixos teores de carbono (menos de 0,08%), combinando alto limite de escoamento, soldabilidade, formabilidade e boa tenacidade; isto se deve a presença de uma estrutura de ferrita acicular.
- ✚ *Perlítico deformados:* são obtidos através da adição de moderadas quantidades de um ou mais elementos de liga.
- ✚ *Livres de intersticiais ("interstitial-free steels"):* são aços com baixos teores de intersticiais, apresentando alta formabilidade, com baixo limite de

escoamento, alto alongamento e excelente profundidade de estampagem. Com a adição de elementos formadores de carbonetos como nióbio e o titânio, a profundidade de estampagem aumenta sensivelmente.

↓ *Bifásicos:* são aços que apresentam elevado limite de escoamento, ductilidade e limite de resistência. Tem uma microestrutura constituída de martensita dispersa na matriz de ferrita. Recebem o nome de bifásico por apresentar basicamente as duas fases bem definidas.

A fabricação de tubos para dutos apresentaram um importante avanço a partir dos anos 70, em decorrência das mudanças no processamento dos aços (antes realizado com tratamento térmico de normalização). Com a introdução do processamento termomecânico de laminação controlada (TMCR) e posteriormente o resfriamento acelerado após laminação controlada a quente, tornou-se possível a produção de aços para dutos com elevada resistência e boa tenacidade, (BATISTA et al., 2003).

Na Figura 3.1, observa-se o processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado em função da microestrutura final desejada. Observa-se que na temperatura T1 ocorre a dissolução dos precipitados de carbonitretos (região 1); na temperatura T2 inicia-se o processo de laminação a quente, os grãos de austenita começam a ser deformados (região 2); na região 3 ocorre a produção de um grão de austenita fino e poligonal por meio de recristalização (região 3); na temperatura T3 têm-se a temperatura final de laminação a quente e inicia-se o tratamento termomecânico com resfriamento acelerado com deformação dos grãos de austenita (região 4) e na temperatura T4 com deformação dos grãos de ferrita e austenita (região 5), que poderá ocorrer em dois estágios, o primeiro melhora o refino de grão da ferrita, enquanto que o segundo previne a formação de perlita durante o resfriamento, melhorando a homogeneidade microestrutural; já na temperatura final de resfriamento T5 têm-se uma microestrutura com grãos de ferrita mais refinado. Em aços ARBL X80 com processo termomecânico com resfriamento acelerado em dois estágios, ocorre a substituição da perlita pela bainita.

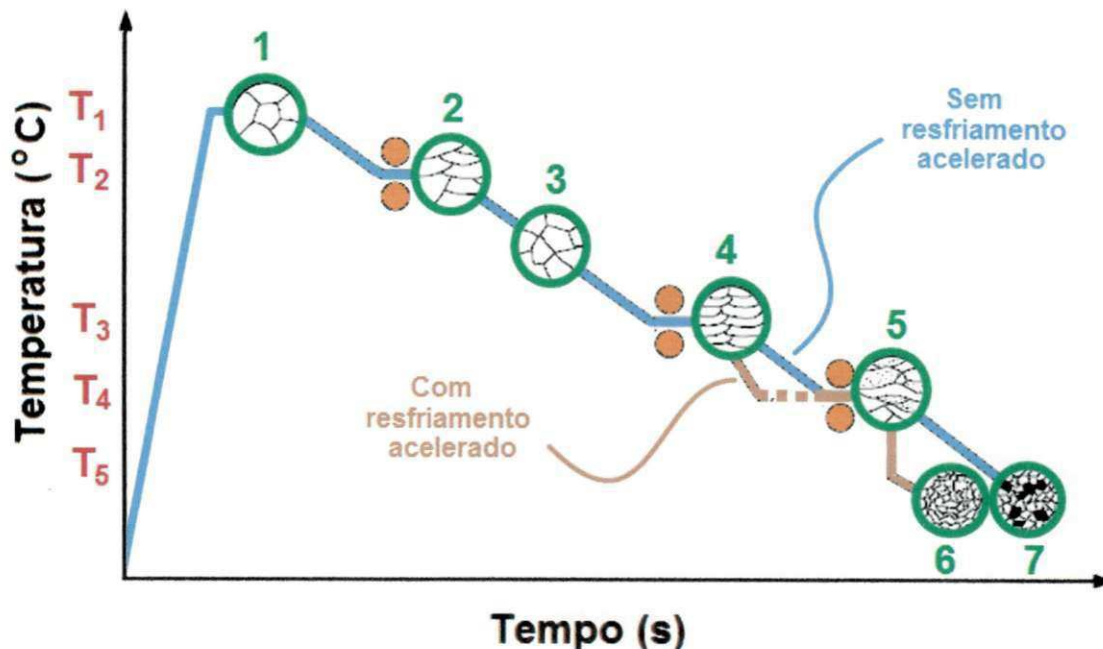


Figura 3.1 - Ilustração do processo de laminação controlada adaptado de Hillenbrand et al. (2001).

A “American Petroleum Institute” ou API surgiu no ano de 1919, para suprir a necessidade de se normalizar as especificações de engenharia referentes à perfuração e equipamentos de produção. Com o decorrer dos anos este instituto se tornou a maior associação de negócios relacionados ao petróleo de todo os Estados Unidos, representando todos os setores da indústria petrolífera.

A norma do American Petroleum Institute (API 5L, 2000) exige que esses aços sejam elaborados com as melhores práticas para a produção de aços limpos, assegurando sua aplicação em tubulações onde a tenacidade é um requisito fundamental. Exigem para tanto grãos finos que diminuem a temperabilidade com uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade.

Os aços da classificação API são considerados aços ARBL, com características de elevada resistência, aliada à boa soldabilidade na fabricação de aços e tubos para produção de dutos. Para que um tubo possa ser enquadrado dentro das especificações, deve atender aos requisitos associados a sua aplicação, composição química e resistência mecânica (API 5L, 2000).

A norma API 5L estabelece dois níveis de especificação de produto, PSL 1 e PSL 2, onde definem diferentes níveis de requerimentos de especificações técnicas.

Para o nível PSL 2 têm-se requisitos mais rigorosos na adição de elementos de liga promovendo também melhor soldabilidade.

O grau API 5L indica o limite mínimo e máximo de resistência ao escoamento para estes aços; com nível de requerimento do tipo PSL 2, o aço API 5L X80 possui um mínimo de resistência ao escoamento da ordem de 80 Ksi, e máximo da ordem de 120 Ksi.

O uso de X80 tem apresentado bons resultados quanto à melhoria de custos em tubulações "onshore", desde a redução na quantidade de aço como o baixo custo no transporte e construção das tubulações; já para transporte de gás em longas distâncias o uso de X100 e X120 tem sido utilizado como uma solução mais viável em virtude da necessidade de maior redução de material e conseqüentemente menores custos de produção e transporte, (HILLENBRAND et al., 2005a).

Diversas tubulações instaladas na Europa e América do Norte duas décadas atrás mostram que o uso de X80 não tem causado problemas com propriedades mecânicas e soldagem.

Na Figura 3.2 tem-se um histórico do desenvolvimento destes aços com atenção especial para a utilização do processo termomecânico (TMCP) a partir de 1970, e mais recentemente, o emprego de resfriamento acelerado. Também é indicada a influência da adição de determinados elementos de liga na composição destes aços, contribuindo para melhorias nas propriedades de resistência e tenacidade.

Um exemplo da eficiência da utilização do X80 foi um projeto na Alemanha em 1992, conhecido como "Ruhrgas", sendo a primeira linha de tubulações utilizando X80, com tubulações de 250 km de comprimento, (ver Figura 3.3). Uma redução de material de aproximadamente 20000 ton foi obtida ao utilizar X80 em detrimento do X70 e, conseqüentemente, ocasionou uma redução nos custos de transporte de tubos assim como redução nos custos de

soldagem, pela redução do tempo de soldagem ao serem soldadas paredes com espessuras mais finas, (KALWA et al., 2002).

Na Figura 3.4 tem-se uma representação esquemática da redução de peso pela redução da espessura da parede do tubo e aumento da resistência e tenacidade do mesmo.

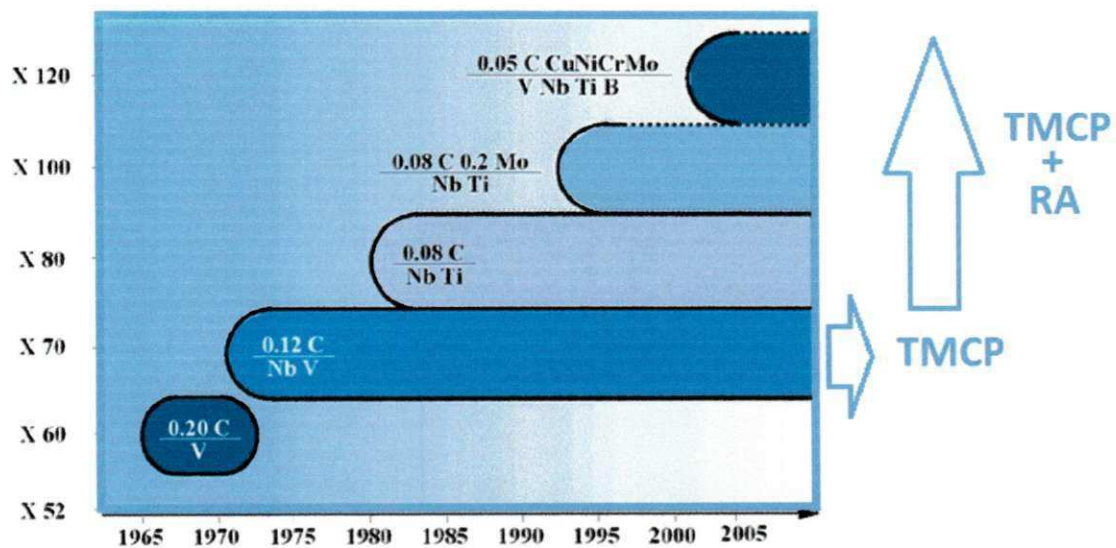


Figura 3.2 - Histórico do desenvolvimento dos aços API ao longo dos anos. TMCP – Processo Termomecânico, RA – Resfriamento acelerado (GRIMPE et al., 2005).



Figura 3.3 – Primeira Linha de tubulações utilizando X80 na Alemanha (KALWA et al., 2002).

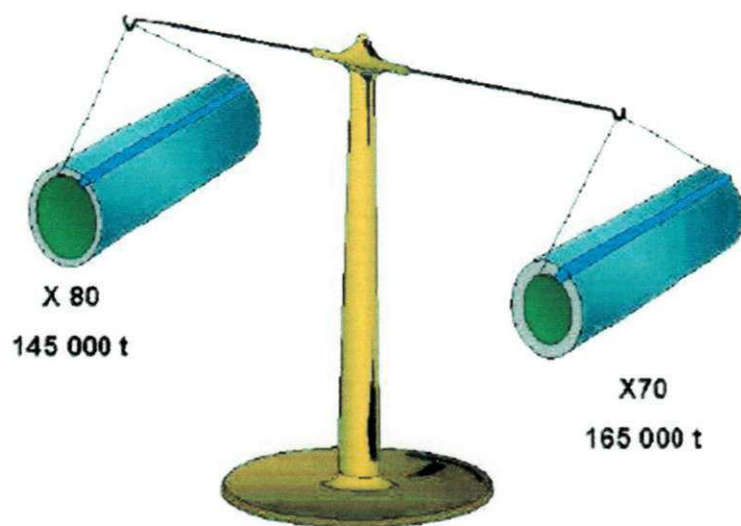


Figura 3.4 – Comparação representativa da redução de peso do X70 para X80 (KALWA et al., 2002).

Na Figura 3.5 encontra-se um gráfico bastante representativo da redução de peso da linha de tubulações obtida nos últimos anos, onde observa-se uma redução de 64000 toneladas de material do X70 ao X120 (HILLENBRAND et al., 2005b).

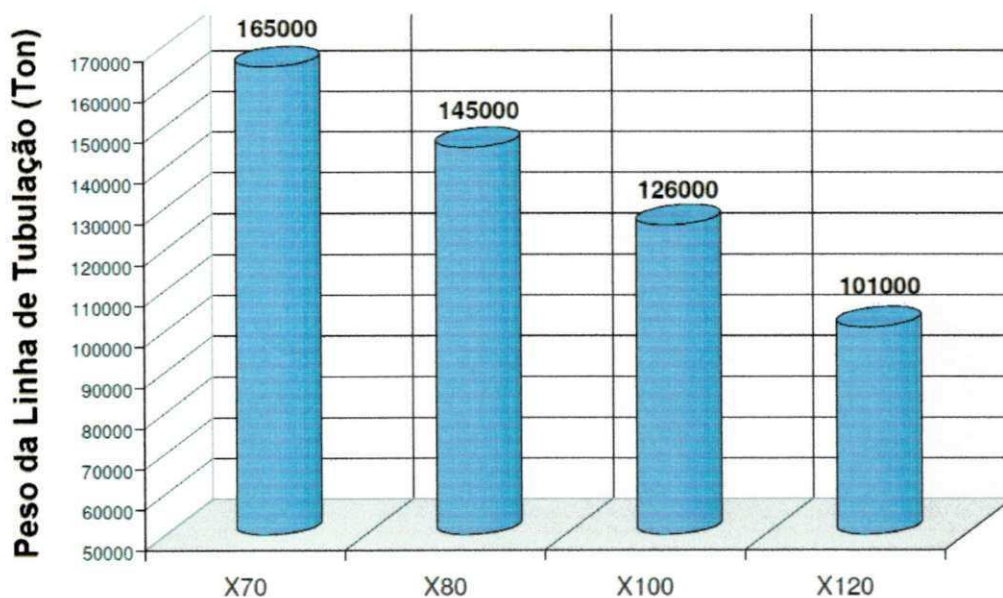


Figura 3.5 – Evolução no ganho de material dos aços API 5L (HILLENBRAND et al., 2005b)

Nos aços X80, a estrutura mais comumente encontrada é do tipo ferrítica-bainítica e tem possibilitado boas propriedades de resistência e tenacidade. Observa-se na Figura 3.6 o ganho de tenacidade associado com o tipo de microestrutura presente, resultado do processo de fabricação empregado no desenvolvimento destes aços.

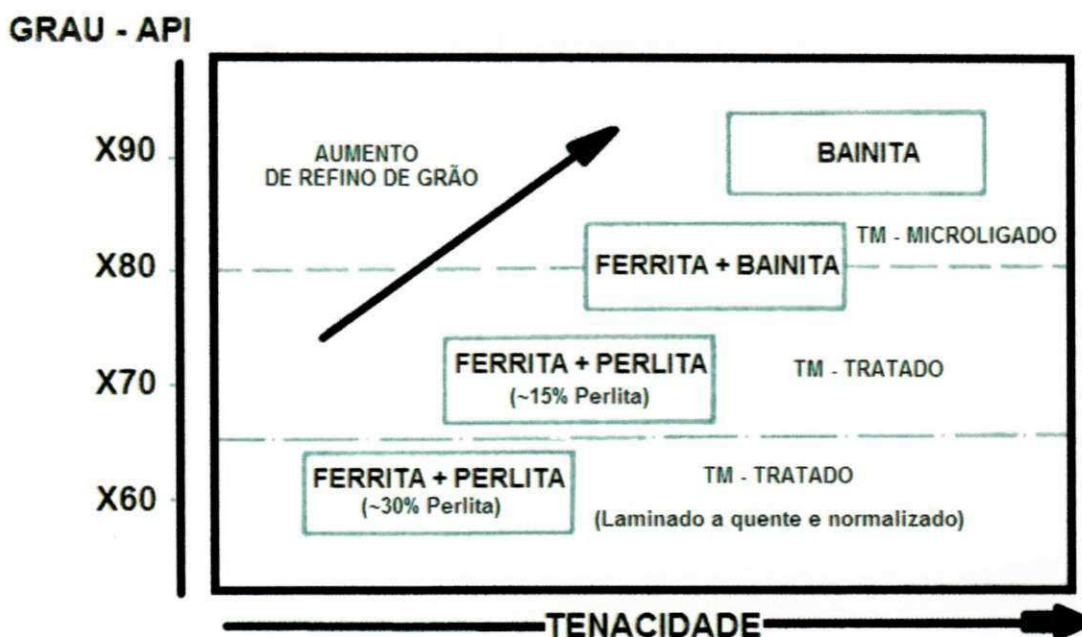


Figura 3.6 – Microestrutura presentes no desenvolvimento de aços API (DeARDO, 1995).

Uma estrutura de transformação típica de aços ARBL com teor de C ultra-baixo é a bainita globular que consiste de uma mistura das formas clássicas de bainita com pequenas ilhas de martensita e austenita retida, conhecido como microconstituente M-A. Ocorre durante o resfriamento contínuo, sendo a taxa de resfriamento e o teor de carbono os fatores principais no controle da fração volumétrica de M-A (BATISTA et al., 2002).

No aço X80 o microconstituente M-A é de fundamental importância para o aumento da resistência e tenacidade, desde que esteja em quantidade limitada e sob morfologia refinada e dispersa (BATISTA et al., 2003).

3.1.1 Influência da taxa de resfriamento em aços ARBL

O diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) de um aço ARBL permite identificar estruturas transformadas durante a decomposição austenítica num resfriamento contínuo.

Na Figura 3.7 têm-se um diagrama TRC para um aço API 5L X80 de composição 0,065%C, 0,29%Si, 1,55%Mn, 0,015%P, 0,003% Al, 0,28%Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti estudado por Cizek (2005); onde para baixas taxas de resfriamento são formadas pequenas quantidades de perlita (P) e bainita (B); já para altas taxas de resfriamento pode-se obter ferrita bainítica (BF) e uma pequena quantidade de Martensita (M).

A Figura 3.8 apresenta a evolução destas microestruturas em função da taxa de resfriamento empregada.

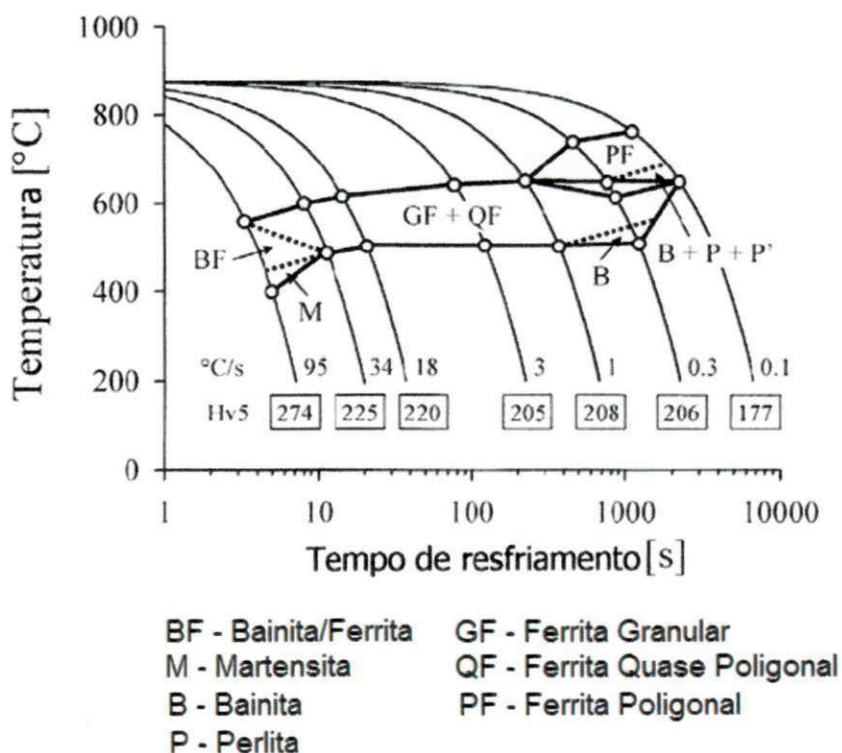


Figura 3.7 - Diagrama TRC de um aço API 5L X80 (CIZEK et al., 2005).

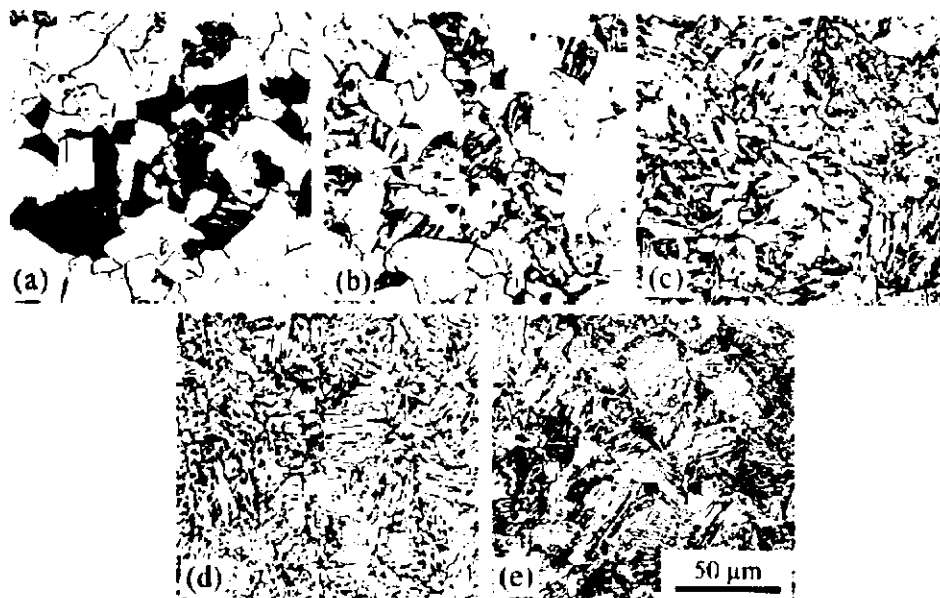


Figura 3.8 - Microestruturas de um aço API 5L X80 com diversas taxas de resfriamento. a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de PF + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de QF + GF; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M (CIZEK et al., 2005).

3.1.2 Influência dos elementos de liga em Aços ARBL

Elementos como o Mo incentivam a reação bainítica; B retarda a reação ferrítica; Mn, Cr e Ni melhoram a temperabilidade, assim como adições de outros elementos com concentrações suficientemente baixas evitam a formação de martensita, resultando num aço com uma microestrutura contendo uma bainita refinada com ótima relação de propriedades mecânicas (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

Na Figura 3.9 têm-se uma representação do efeito dos elementos de liga no diagrama TTT para um aço de baixo carbono, possibilitando a formação de uma microestrutura bainítica; na Figura 3.10 têm-se o efeito isolado de B e o Mo na modificação da curva TTT.

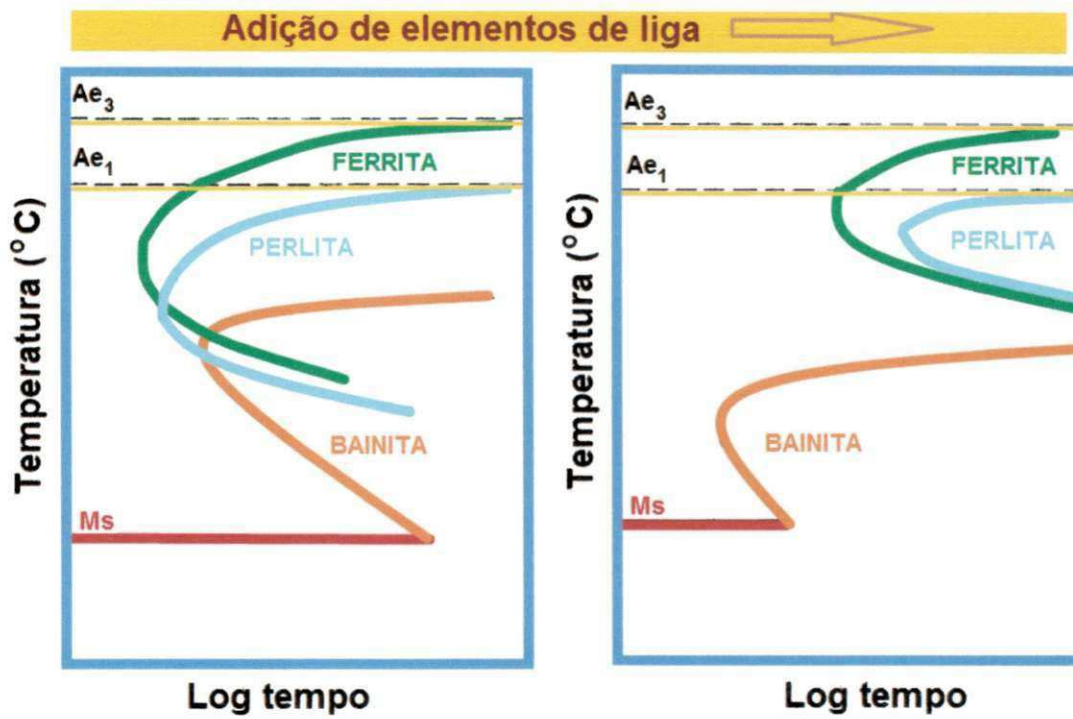


Figura 3.9 - Efeito dos elementos de liga no diagrama TTT para um aço de baixo carbono, adaptado de Bhadeshia & Honeycombe, 2006.

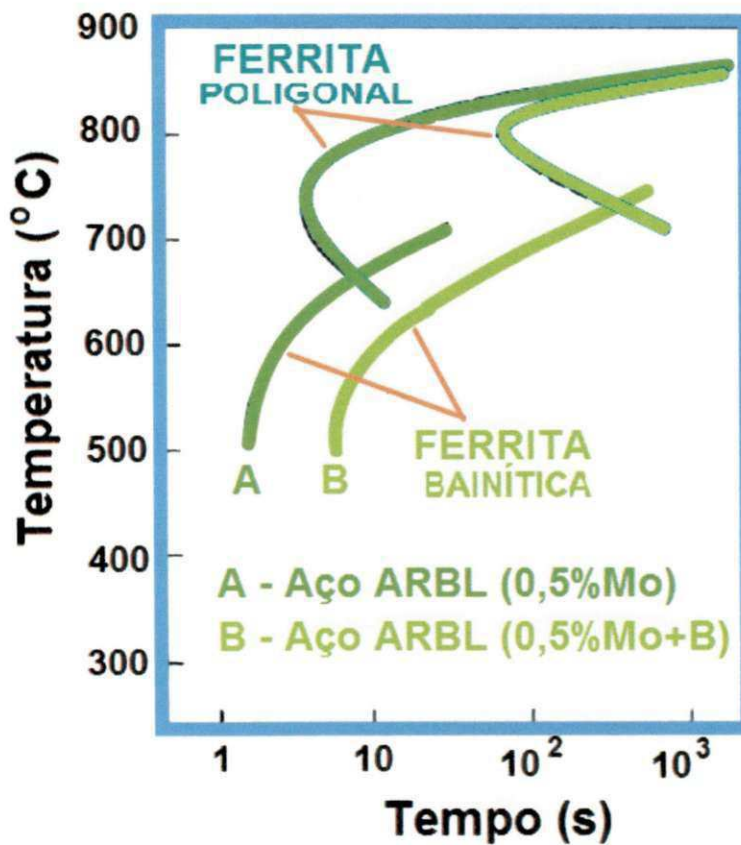


Figura 3.10 - Efeito do Mo e B no diagrama TTT para um aço de baixo carbono, adaptado de Bhadeshia & Honeycombe, 2006.

3.1.3 Soldabilidade dos aços ARBL

A soldabilidade destes aços indica como ele pode ser preferencialmente soldado, sem defeitos de soldagem e, conseqüentemente, melhor desempenho da junta soldada em serviço. A expressão “preferencialmente soldado”, refere-se à soldagem sem excessivo endurecimento da zona termicamente afetada (ZTA) e ao risco de trincamento por hidrogênio (YURIOKA, 2001; MACIEL, 1994).

Ao efeito “endurecedor” do carbono nos aços foram adicionados os efeitos de vários elementos químicos presentes na liga. Estas expressões geraram o conceito de Carbono Equivalente, índice que indica o efeito da composição química na dureza máxima da ZTA e, conseqüentemente, em sua soldabilidade (YURIOKA, 2001).

Logo, a soldabilidade destes aços aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor do carbono equivalente. A soldabilidade dos primeiros aços X52 era bem inferior quando comparado com a dos aços X70 ou mesmo X100 (GRAY & PONTREMOLI, 1987).

Nos processos de soldagem manuais ao arco elétrico existe maior possibilidade de surgimento de trincas a frio induzidas por hidrogênio; isto ocorre em virtude do aprisionamento de hidrogênio na poça de fusão, com o tempo, este hidrogênio difunde-se para a ZTA e em presença de altas densidades de discordâncias pode provocar o trincamento a frio.

A fim de avaliar o grau de susceptibilidade ao trincamento a frio para aços API que apresentam teores de carbono inferiores a 0,1%, (ITO & BESSYO, 1968) propuseram um parâmetro conhecido como P_{cm} (weld metal cracking Parameter), conforme Equação 3.1.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Eq. 3.1}$$

Este valor de P_{cm} é obtido apenas analisando a maior ou menor influência dos diferentes elementos de liga na composição química do aço e

consequentemente, na microestrutura resultante e propriedades mecânicas em toda a junta soldada.

A norma API 5L (API 5L, 2000) recomenda que o valor máximo de Pcm não ultrapasse 0,25%; quanto menor o valor de Pcm melhor a soldabilidade do aço.

3.2 Características Básicas dos Processos de Soldagem Usados

A soldagem pode ser definida como o processo de união de materiais baseado no estabelecimento de uma região de contato entre as peças a serem unidas, mantendo ao longo da "junta soldada" a continuidade das propriedades químicas, físicas e metalúrgicas. Sua aplicação atinge desde pequenos componentes eletrônicos até grandes estruturas e equipamentos (pontes, navios, vasos de pressão, etc.).

Soldagem por fusão ou por pressão são as duas formas principais de realizar a união entre materiais. No grupo de soldagem realizada por fusão, existe uma grande variedade de processos de soldagem, sendo necessária a seleção do melhor processo, ou mesmo o mais viável para a aplicação desejada.

A norma API 1104 (1999) é específica para soldagem de dutos a fim de garantir juntas com boa qualidade para uso em serviço.

3.2.1 Soldagem com Eletrodo Revestido

Este processo também é conhecido por SMAW, sigla usada pela AWS e que significa "Shielded Metal Arc Welding", ou seja, soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido. A soldagem é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar. Na Figura 3.11, temos a representação deste processo de soldagem.

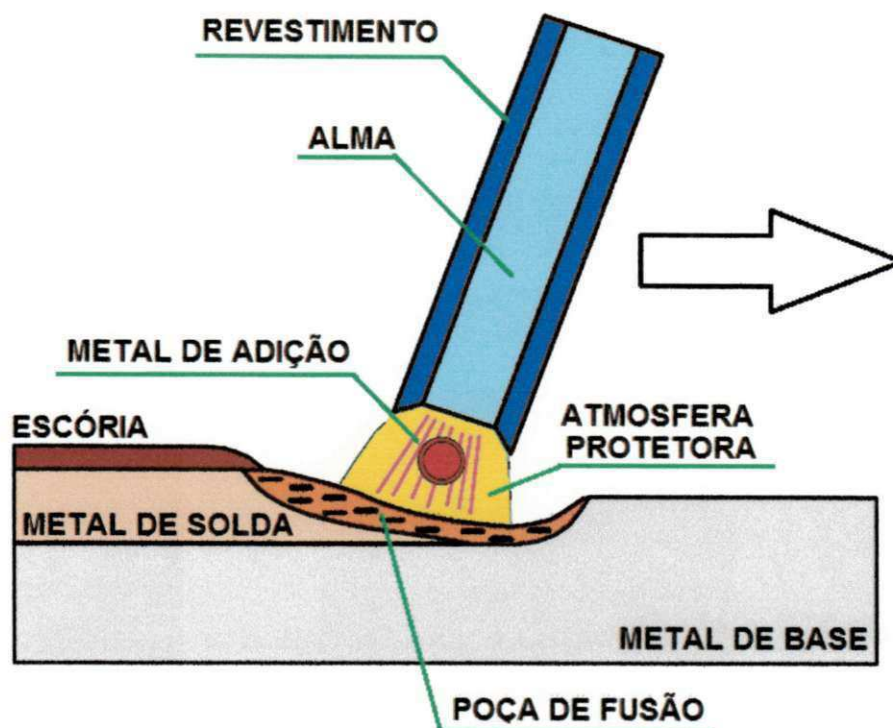


Figura 3.11 - Processo de soldagem manual com eletrodo revestido adaptado de Marques et al. (2005).

A característica principal deste processo é a possibilidade de soldar diversos tipos de materiais devido ao grande número de formulações diferentes na fabricação dos eletrodos; capacidade de atingir posições de difícil acesso; baixo custo do equipamento e dos consumíveis. Tudo isto lhe conferiu uma vasta gama de utilizações na indústria.

O revestimento dos eletrodos produzirá uma proteção gasosa através de sua queima. Esta proteção é necessária, pois é uma forma de evitar contaminações da atmosfera. Existem outras funções para o revestimento, quais sejam: proporcionar estabilidade do arco, controlar a formação do cordão de solda; adicionar elementos de liga ao metal de solda; formar escórias como agente fluxante e direcionar o arco elétrico.

Na soldagem manual, o controle do comprimento do arco é feito pelo soldador, o que torna o processo dependente da habilidade, conhecimento e experiência deste. Para obtenção de uma junta soldada de qualidade, além da técnica de manipulação do eletrodo; são necessários outros fatores como: tipo

e diâmetro do eletrodo; tipo, polaridade e valor da corrente de soldagem; tensão e comprimento do arco e também da velocidade de soldagem.

Todas as características apresentadas acima fazem parte dos parâmetros de soldagem. O bom controle destes parâmetros é necessário para a execução de uma junta soldada de qualidade.

3.2.2 Soldagem com Arame Tubular

O processo de soldagem com arames tubulares (FCAW – Flux Cored Arc Welding) apresenta o mesmo princípio que o GMAW (Gás Metal Arc Welding) por utilizar os mesmos equipamentos; o principal diferencial do FCAW para o GMAW está no arame utilizado, enquanto o processo FCAW utiliza arames tubulares, o processo GMAW utiliza arames sólidos.

Atualmente, existem dois grupos de soldagem com arame tubular:

- Soldagem com arame tubular e com proteção gasosa (FCAW - G) – necessita de uma proteção gasosa externa é subdividido em dois tipos: “flux cored”, cujo fluxo pode ser rutilico ou básico; e o tipo “metal cored”, que tem como fluxo somente pó metálico. Enquanto com arames com “flux cored” ocorre a formação de escória, o arame com fluxo metálico apresenta somente ilhas de sílica, semelhante aos arames sólidos; na Figura 3.12 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW – G.
- Soldagem com arames tubular autoprottegido (FCAW - S) – não necessita de proteção gasosa externa, pois são desenvolvidos para gerar gases de proteção a partir de adições de elementos químicos no fluxo, semelhante aos eletrodos revestidos; na Figura 3.13 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW – S.

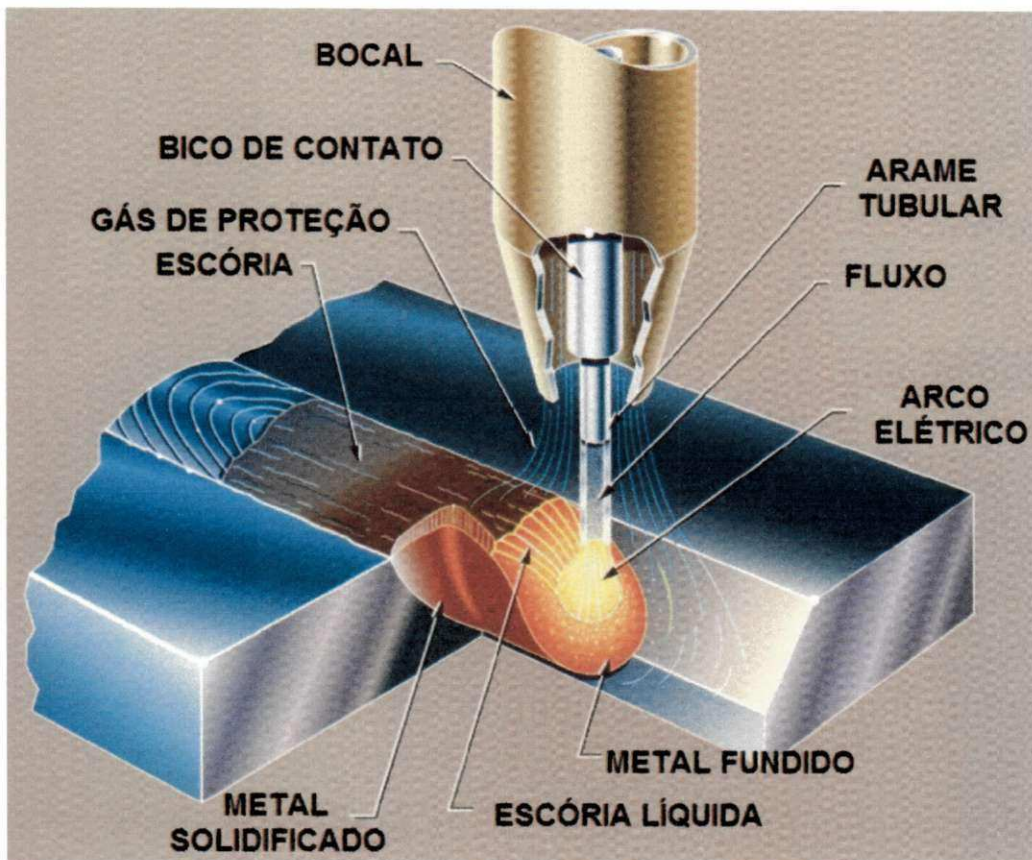


Figura 3.12 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G adaptado de Welding Handbook (1991).

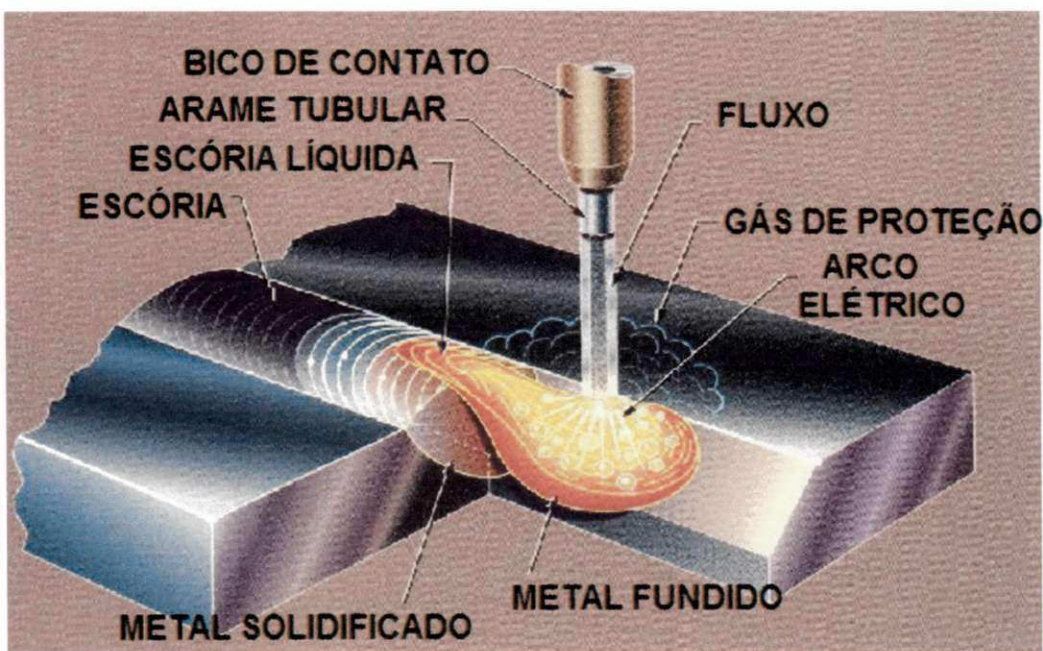


Figura 3.13 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S adaptado de Welding Handbook (1991).

Silva e Trevisan (2005) observaram que em soldagem de aços X80 utilizando arames tubulares do tipo “flux-cored” com proteção gasosa e arames “flux-cored” autoprottegido, ocorre maior susceptibilidade à trincas por hidrogênio quando é utilizado arame autoprottegido.

No processo FCAW é fundamental o controle dos parâmetros de soldagem, sempre buscando confiabilidade, eficiência e qualidade da soldagem. Estes parâmetros são: corrente da soldagem e tensão do arco elétrico; velocidade de soldagem; distância entre o bico de contato e peça e o ângulo de deslocamento da tocha.

O processo de soldagem empregando arame tubular mecanizado com gás de proteção externa é utilizado para soldagem de aços ARBL, produzindo altas taxas e eficiência de deposição. O uso de arames tubulares com fluxo não metálico (flux cored) oferece muitas vantagens em comparação com a soldagem manual com eletrodos revestidos, veja abaixo:

- Taxas de deposição mais altas
- Ciclos de trabalho maiores
- Soldas de qualidade, livres de falta de fusão e aprisionamento de escória.
- Facilidade no processo de aprendizado
- Penetração mais profunda, permitindo menos preparação de juntas.

3.2.3 Soldagem GTAW

O processo de soldagem conhecido por GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), ver Figura 3.14, é um processo no qual a união de peças metálica é produzida pelo aquecimento e fusão destas através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível, e as peças a unir; a proteção da poça de fusão e do arco, contra a contaminação pela atmosfera, é feita por um gás inerte ou mistura de gases inertes (MARQUES et al., 2005).

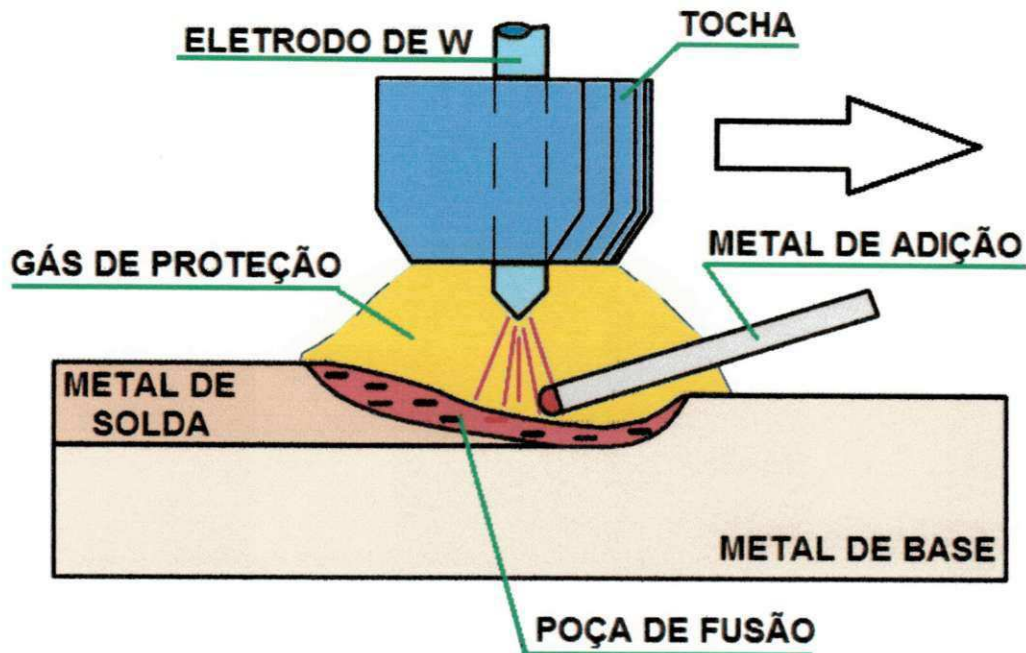


Figura 3.14 - Processo de soldagem GTAW
adaptado de Marques et al. (2005).

No processo GTAW é possível soldar materiais com ou sem metal de adição. Ao utilizar metal de adição, o material do mesmo deve ser compatível com o metal de base.

Na mistura de gases, é importante ter conhecimento acerca da influência da composição química do gás de proteção nas características operacionais de arcos de soldagem, sendo um parâmetro importante na qualidade da solda, (MARQUES et al., 1998).

Este processo apresenta excelente controle da energia transferida para a peça. Isto é possível devido ao controle independente da fonte de calor e da adição de metal de enchimento. Permite também a soldagem de materiais de difícil soldabilidade com ótimos resultados, devido à eficiente proteção contra a contaminação.

3.2.4 *Automatização dos Processos de Soldagem*

Desde a década de 70, a tecnologia de soldagem na indústria brasileira vem experimentando uma troca gradual de processos e soldagem, substituindo

a soldagem manual por processos de soldagens automatizados. Esta tendência mundial tem como objetivo, obter um significativo aumento de produtividade e redução dos custos de fabricação; sendo estes, os principais critérios na seleção de um processo de soldagem (FEDELE, 2002).

A humanidade tem observado um crescimento fantástico dos processos de soldagem num curto período de tempo; tudo começou com uma patente, obtida na Inglaterra por Nikolas Bernardos e Stanislav Olszewsky em 1885 (The Lincoln Electric Company, 1973). O sistema era baseado em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo e carvão e a peça a ser soldada, ver Figura 3.15.

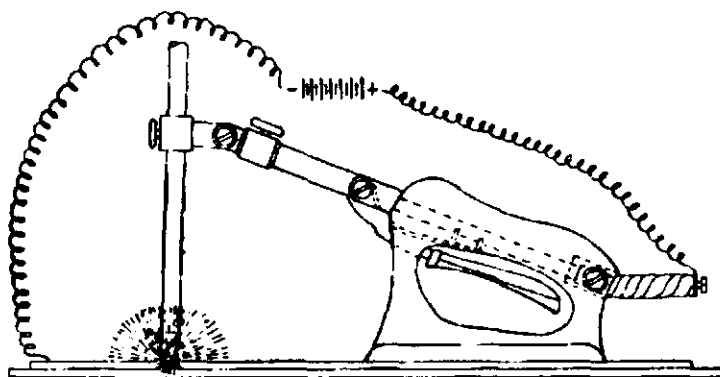


Figura 3.15 – lustração da primeira patente de processo de soldagem.
(The Lincoln Electric Company, 1973)

Durante a década de 1930, numerosas tentativas foram feitas com o objetivo de tornar possível a mecanização dos processos de soldagem com arco elétrico; em 1946 foram desenvolvidas pistolas semi-automáticas para o processo de soldagem arco submerso.

A utilização de processos de soldagem automatizados tem crescido bastante nas últimas décadas e têm possibilitado juntas soldadas de ótima qualidade; na Figura 3.16 encontra-se uma representação do sistema para soldagem utilizando um robô.

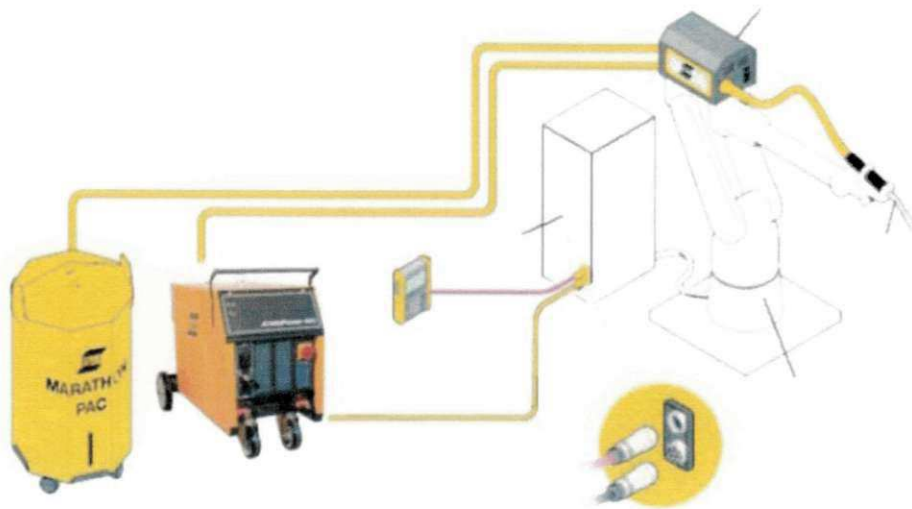


Figura 3.16 - Soldagem Robotizada.
(ESAB, 2006).

Marques et al. (2005) apresenta uma classificação para definir os métodos de execução na soldagem, são as seguintes:

- ✚ Manual: a execução e controle contínuo da soldagem são feitos através das mãos do operador e sob sua responsabilidade.
- ✚ Semi-automatizada: a manipulação da tocha de soldagem é realizada pelo soldador, enquanto que o arame/eletrodo é automaticamente alimentado pela máquina.
- ✚ Mecanizada: soldagem com controle automático da alimentação do metal de adição, controle do deslocamento do cabeçote de soldagem pelo equipamento, mas com o posicionamento, acionamento do equipamento e supervisão da operação sob responsabilidade do operador de soldagem.
- ✚ Automática: Soldagem com controle automático de praticamente todas as operações necessárias. Muitas vezes, a definição de um processo como mecanizado ou automático não é clara, em outros, o nível de controle da operação, o uso de sensores, a possibilidade de programar o processo indicam claramente um processo de soldagem automático. De uma forma ampla, os sistemas automáticos de soldagem podem ser divididos em duas classes: (a) sistemas dedicados, projetados para executar uma operação específica de soldagem, basicamente com nenhuma flexibilidade para mudanças nos

processos e (b) sistemas com robôs, programáveis e apresentando uma flexibilidade relativamente grande para alterações no processo.

Na automatização, além das vantagens como alta produtividade e redução de custos de fabricação, a qualidade da solda apresenta ótima relação de propriedades mecânicas com a microestrutura presente na junta soldada. Várias aplicações da soldagem mecanizada no campo mostram a tendência de utilização deste processo de execução (WIDGERY, 1999; GARCIA, 2008).

3.3 Microestrutura e Regiões da Junta Soldada

Uma junta soldada é constituída por: metal de base (MB), metal de solda (MS), Linha de fusão (LF) e zona termicamente afetada (ZTA), como observado na Figura 3.17, sendo que na ZTA, devido às variações térmicas provenientes dos ciclos de soldagem, ocorre a formação de diversas regiões com microestrutura e propriedades diversas, podendo tornar-se ainda bastante complexa com a utilização de soldagem multipasse.

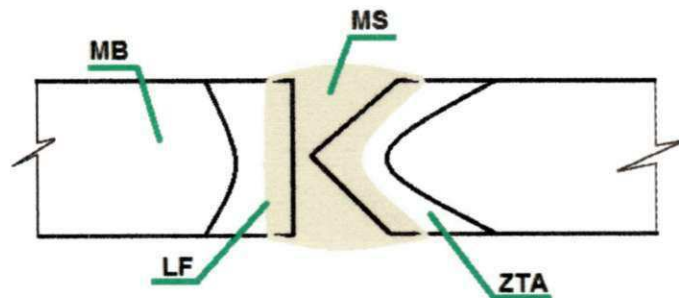


Figura 3.17 – Ilustração das principais regiões de uma junta soldada.

3.3.1 Microestrutura na ZTA

A ZTA é a região da junta soldada mais propícia a ocorrência de trincas. Isto acontece devido às baixas propriedades mecânicas observadas em função do tipo de microestrutura presente nestas regiões e que são decorrentes das grandes variações térmicas advindas dos ciclos térmicos de soldagem.

Na Figura 3.18 têm-se as principais regiões da ZTA para soldas de um passe e soldas com múltiplos passes; os números de 1 à 6 indicam em quais

regiões do diagrama de equilíbrio com 0,1%C encontram-se cada sub-região da ZTA, observa-se também as faixas de temperatura presentes nestas sub-regiões.

De acordo com esta representação pode-se observar que na ZTA de juntas soldadas monopasse existem 4 regiões representadas por letras A, B, C e D e indicadas com a cor verde; já para juntas soldadas do tipo multipasse estão indicadas na figura por letras A, B, C e D na cor vermelha.

Para juntas soldadas com múltiplos passes ocorre transformação parcial da microestrutura da ZTA pelo passe subsequente, oferecendo diferentes tipos de microestruturas e, conseqüentemente, promovendo variações nas propriedades mecânicas nas diferentes regiões.

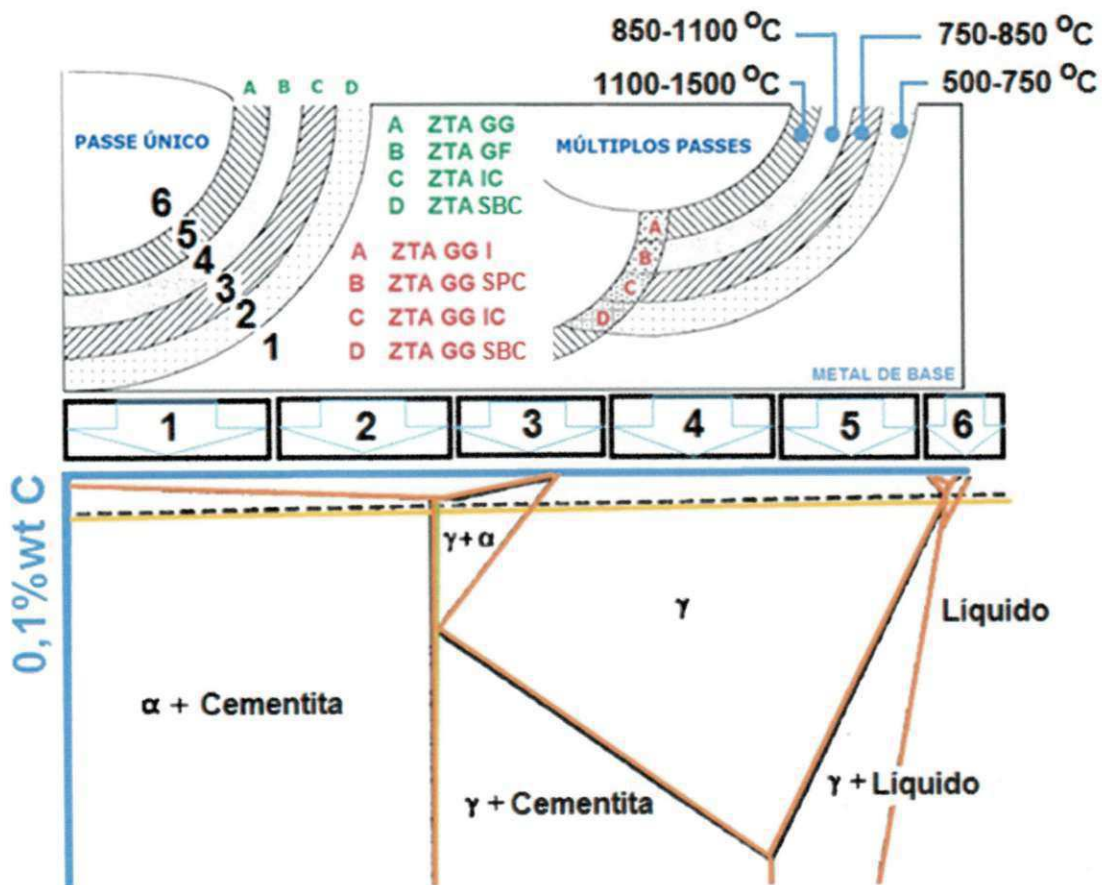


Figura 3.18 - Principais regiões da junta soldada, adaptado de (DAVIS & KING, 1994; BHADSHIA & HONEYCOMBE, 2006).

A seguir são descritas as principais regiões presentes na ZTA.

- **Região de Grãos Grosseiros (ZTA GG):** esta região ocorre na faixa de temperaturas de 1373K a 1773K, o maior tamanho de grão austenítico favorece a temperabilidade do aço com conseqüente formação de martensita sob taxas de resfriamento típicas do processo de soldagem. A formação deste tipo de microestrutura diminui consideravelmente a tenacidade do material; logo, esta é considerada a sub-região mais crítica da junta soldada.
- **Região de Grãos Finos (ZTA GF):** esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 1373K e 1123K, como a temperatura não é suficientemente elevada, o crescimento do tamanho de grão austenítico não é significativo.
- **Região Intercrítica (ZTA IC):** esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 1123K e 1023K, há apenas transformação parcial da austenita, a microestrutura resultante será refinada, entretanto, os teores de carbono dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços.
- **Região Subcrítica (ZTA SBC):** esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 1023K e 773K, não ocorre nenhuma transformação austenítica, mas ainda assim o aço pode sofrer efeitos da temperatura.

Em soldagem multipasses, tem-se também a formação de sub-regiões da ZTA GG, que promovem a formação de microconstituintes específicos de acordo com a taxa de resfriamento observada, são elas: ZTA GG I (zona de grãos grosseiros inalterada), ZTA GG SPC (zona de grãos grosseiros supercrítica), ZTA GG IC (zona de grãos grosseiros intercrítica) e ZTA GG SBC (zona de grãos grosseiros subcrítica).

Durante a soldagem, se a taxa de resfriamento é alta, a austenita enriquecida de carbono transforma-se parcialmente em martensita e a austenita restante fica retida à temperatura ambiente formando o microconstituente M-A, que pode resultar em *zonas de fragilização localizada*¹ que degradam a tenacidade na ZTA GG (SILVA et al., 2009); logo, para que ocorra boa tenacidade na ZTA é importante observar a quantidade, tipo e distribuição do microconstituente M-A na ZTA (LAITINEN, 2006).

¹ Regiões com valores de tenacidade baixos e que comprometem a integridade da junta soldada, (VISHNU, 1984; BHADSHIA & HONEYCOMBE, 2006).

Davis e King (2004) enfatizam que a presença do microconstituente M-A não é necessariamente nociva, depende da sua fração volumétrica, morfologia (massivo ou alongado) e dureza.

Para melhorar a tenacidade à fratura na ZTA, são selecionados procedimentos de soldagem que reduzam a fração volumétrica da martensita e do constituinte M-A e promovam aumento no percentual de microestruturas mais tenazes (SANT'ANNA, 2006; DAVIS & KING, 1994).

O tamanho de grão da austenita diminui drasticamente com a distância a partir da linha de fusão. Esta zona mais distante é conhecida como ZTA GF, ou zona de granulação fina, apresenta-se menos temperável e com produtos de transformações mais tenazes, tornando-se menos problemática em comparação com a ZTA GG, já que está submetida à temperaturas menores da ordem de 1273K.

Na ZTA GG tem-se uma zona pouco tenaz e de granulação grosseira devido ao aquecimento próximo a linha de fusão com temperaturas da ordem de 1473K, austenitizando a microestrutura e geralmente promovendo o crescimento de grãos; no resfriamento, a austenita pode transformar-se em martensita, bainita, ferrita+perlita ou misturas destes constituintes, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço (ASKELSEN & SIMOSEN, 1987); esta região é mais problemática para junta soldada, sendo mais propícia ao surgimento de trincas.

A formação da microestrutura bainítica inicia-se com a nucleação de *placas de ferrita*² nos contornos de grão da austenita à temperaturas relativamente elevadas quando comparado com a martensita, veja Figura 3.19.

² As placas crescem em aglomerados de feixes, sendo cada feixe individual conhecido como "sub-unidade" com cerca de 0,2um espessura e 10um de comprimento, (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

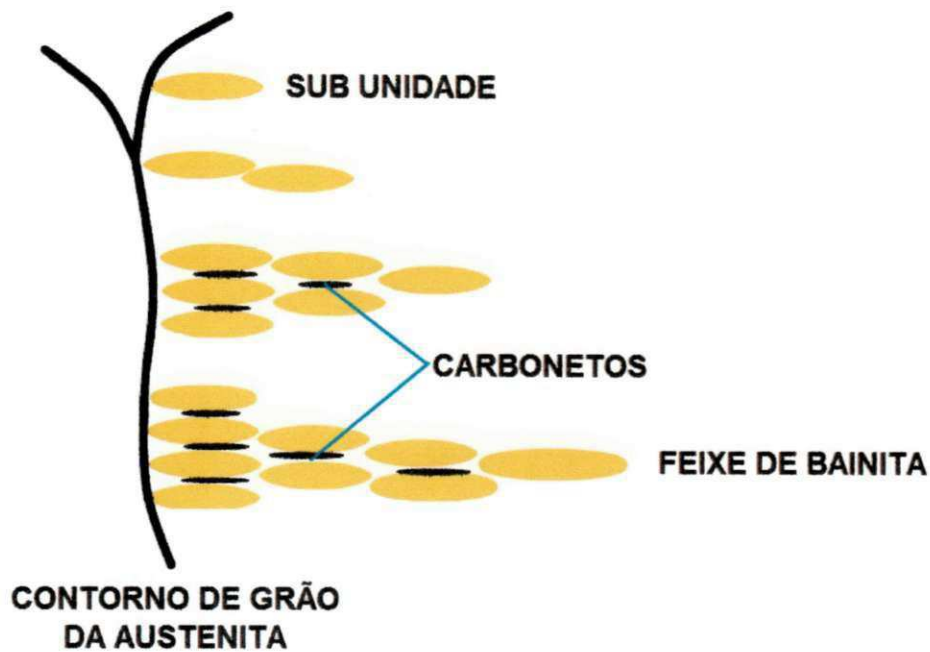


Figura 3.19 – Formação da bainita no contorno de Grão da austenita.
adaptado de (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006),

Edmonds & Cochrane (1990) sugerem uma classificação para bainita em aços de baixo carbono, onde:

Tipo I: forma-se entre 873-773K, consiste de placas finas, ripas de ferrita livre de cementita e martensita entre as ripas;

Tipo II: forma-se entre 773-723K, tem a forma clássica com camadas de cementita entre as ripas de ferrita, identificada como bainita superior;

Tipo III: forma-se próximo à temperatura de transformação martensítica ($M_s > 450 \text{ }^\circ\text{C}$) e tem a forma de placas como na bainita inferior tradicional mas com características cristalográficas diferentes daquela encontrada em aços de médio e alto carbono.

A bainita inferior e superior apresenta microestrutura e características cristalográficas muito semelhantes, entretanto, na bainita inferior também ocorre precipitação de partículas de cementita no interior das placas de ferrita; na Figura 3.20 tem-se uma ilustração do mecanismo de formação da bainita inferior e da bainita superior.

O crescimento de partículas de cementita na bainita superior é mais propício a formação de trincas por clivagem e formação de vazios; logo, a

bainita inferior geralmente apresenta melhores propriedades de resistência e tenacidade que a bainita superior (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

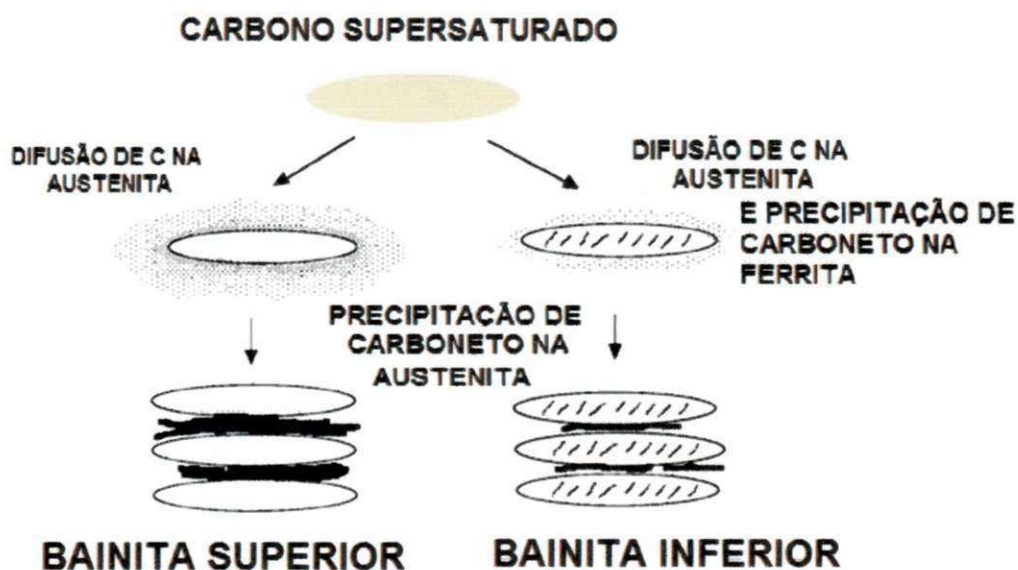


Figura 3.20 – Representação esquemática da formação de bainita superior e inferior. adaptado de (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

A redução de tenacidade nos aços ARBL acontece na ZTA (LIAO et al., 1998).

Na região da ZTA, os maiores problemas de tenacidade são encontrados na zona de grãos grosseiros quando submetidas a resfriamento rápido; por ser uma região imediatamente adjacente à zona de fusão, os picos de temperatura aproximam-se do ponto de fusão do metal e devido as altas temperaturas alcançadas podem levar a um notório engrossamento dos grãos da austenita (LI et al., 2001; KIM et al., 2001).

3.3.2 Microestrutura no Metal de Solda

O Metal de solda é uma zona que solidifica heterogeneamente a partir da interface com o metal sólido, especificamente na ZTA de grãos grosseiros, sendo os grãos que se solidificam inicialmente têm suas larguras definidas por esta vizinhança.

As microestruturas presente no metal de solda dependem da composição química do metal de base e do metal de solda, do ciclo térmico de soldagem, do tamanho de grão austenítico e do teor de distribuição das inclusões não metálicas; estes fatores também são influenciados pela energia de soldagem, pela espessura e geometria da junta e pela temperatura de pré-aquecimento e interpasse.

Para a identificação dos constituintes microestruturais no metal de solda, o International Institute of Welding (IIW, 1988) apresentou uma terminologia internacional na descrição destes constituintes. A descrição é apresentada para observações realizadas por microscopia ótica e podem ser classificadas da seguinte forma:

✚ Ferrita primária de contornos de grão – PF(G) tem forma alongada e um aspecto claro e liso. Ocorre a taxas de resfriamento muito lentas e sua formação em aços ARBL não é comum, pois os elementos de liga retardam tanto a nucleação da ferrita primária quanto seu crescimento difusional que ocorre nos contornos de grãos austeníticos.

✚ Ferrita poligonal intragranular – PF (I) ocorre no interior dos grãos austeníticos, aparecendo na forma de grãos normalmente poligonais. Sua formação acontece com taxas de resfriamento muito lentas.

✚ Ferrita acicular – AF ocorre no interior do grão austenítico original sob taxas de resfriamento mais elevadas quando comparados com a ferrita primária. Este microconstituente apresenta granulação fina e entrelaçada, composta por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas (MEI & SILVA, 1988); devido à distribuição caótica das ripas de ferrita, este microconstituente torna-se bastante favorável no aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL (ZHANG & FARRAR, 1997; GRONG, 1994).

Na Figura 3.21 têm-se um gráfico mostrando a relação entre a energia absorvida em teste de impacto Charpy com o teor de AF. Observa-se que quanto maior o percentual de AF mais elevado é o valor da energia absorvida.

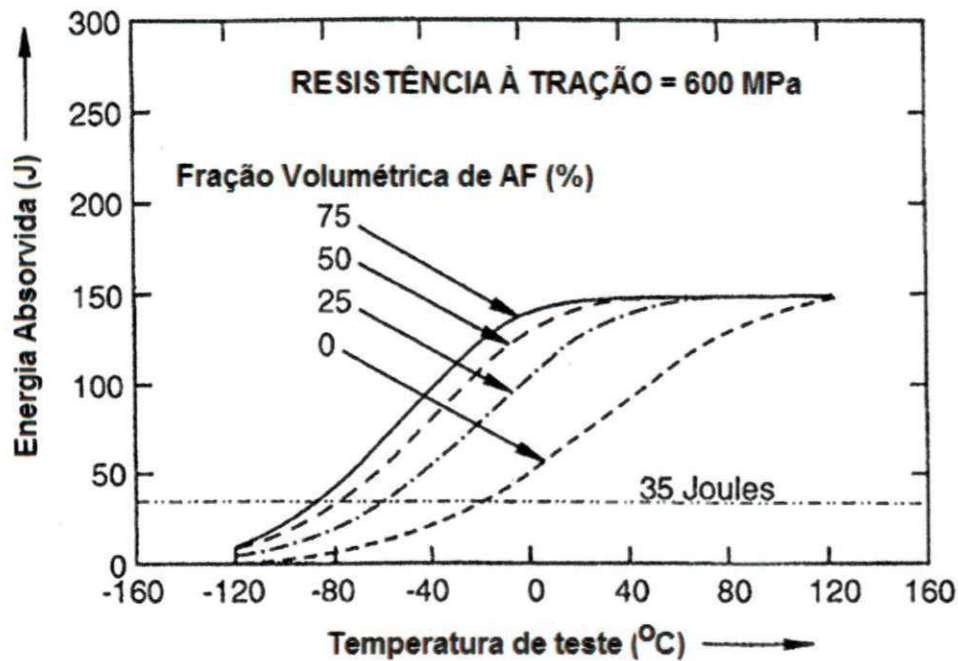


Figura 3.21 - Influência do teor de AF na energia absorvida por impacto CHARPY. (GRONG, 1994).

- ✚ Ferrita com segunda fase alinhada – FS (A) é formada por grãos grosseiros e paralelos de ferrita em forma de ripas. Quando a relação comprimento/largura é maior que 4:1, são classificados como FS (A).
- ✚ Ferrita com segunda fase não alinhada – FS (NA) é formada por ferrita que circunda ripas de ferrita acicular ou outros microconstituintes que se apresentem com forma equiaxial. Apresenta-se em forma não paralela.
- ✚ Agregado Ferrita/ Carbonetos – FC é formado no interior dos grãos da austenita; compreende uma estrutura fina de ferrita/carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto.
- ✚ Martensita – M apresenta-se com forma de ripas ou maclada de acordo com o teor de carbono. É formada como produto final de transformação da austenita sob condições de altas taxas de resfriamento. Por outro lado, sua

identificação normalmente não é possível de ser feita utilizando-se apenas microscopia ótica.

A Figura 3.22 ilustra os principais microconstituintes encontrados no metal de solda de aços API 5L X80.

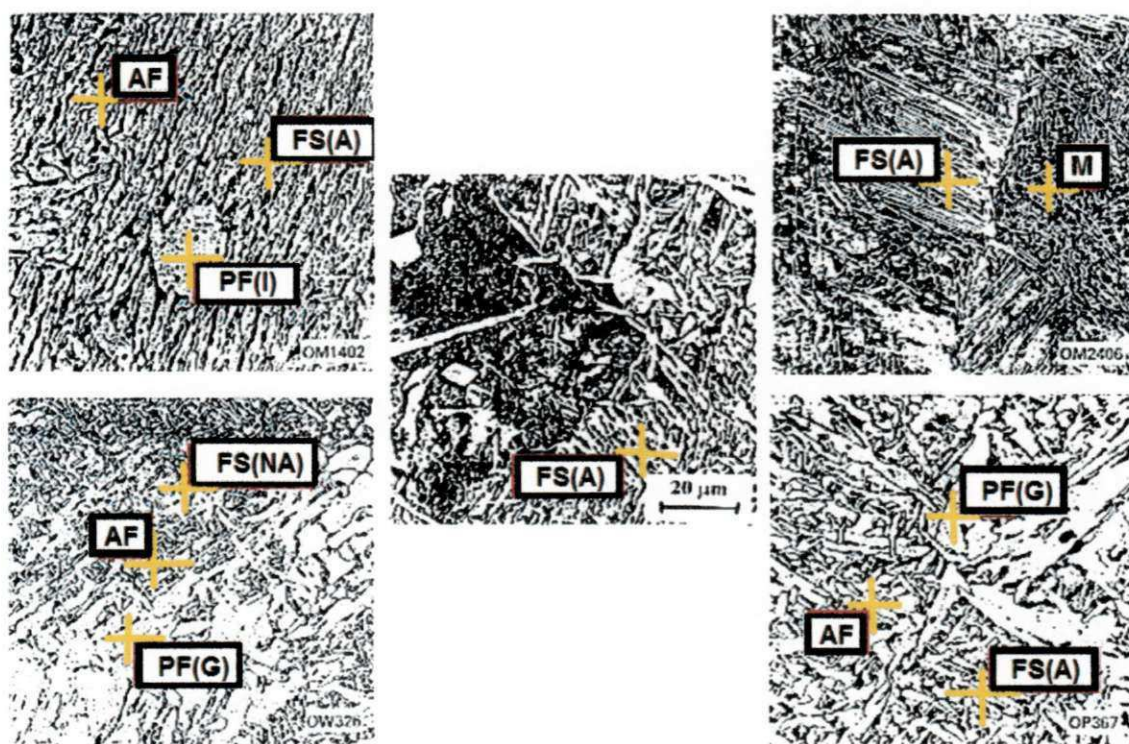


Figura 3.22 - Principais microconstituintes do metal de solda de aços API 5L X80.

adaptado de (VENTRELLA, 1999).

3.4 Efeito da Composição Química na Microestrutura da Solda

A microestrutura do metal de solda é controlada principalmente pela composição química e a taxa de resfriamento. Um dos efeitos da adição de elementos de liga é o aumento da temperabilidade, assim como o controle da quantidade de oxigênio no metal de solda, o que afeta a composição e distribuição de inclusões não metálicas, inibindo a transformação da ferrita de contorno de grão.

Atualmente, materiais com uma maior tenacidade associado com uma boa resistência mecânica são ideais para emprego em tubulações; uma estrutura ferrítica acicular tem-se mostrado ótima para estas condições.

A adição de carbono modifica a microestrutura no metal de solda, promovendo também o refinamento de grãos na ZTA (EVANS, 1983).

Os níveis de carbono devem ser mantidos baixos o suficiente para prevenir a formação de extensas ripas de martensita; na faixa de 0,05 a 0,15% de C, ocorre o maior controle na formação de carbeto, (FARRAR & HARRISON, 1987).

A microestrutura e propriedades mecânicas mudam mais rapidamente a baixas concentrações de carbono; na Figura 3.23 tem-se a fração volumétrica de microconstituintes em função do teor carbono no metal de solda para soldagem manual com arco elétrico e aporte de calor de 1KJ/mm, (BHADESHIA et al., 1985).

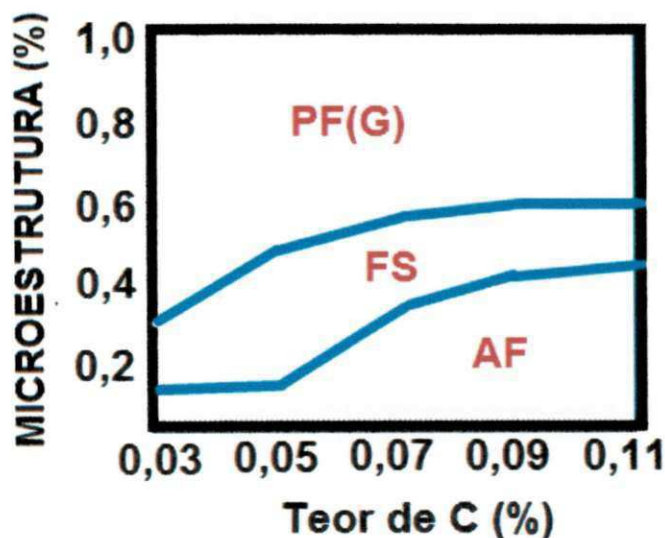


Figura 3.23 - Percentual de microconstituintes em função da concentração de C no MS. (BHADESHIA et al., 1985).

Segundo Evans (1980) o aumento do teor de manganês (0,6 a 1,8% em peso) em metais de solda tem possibilitado aumento na quantidade de ferrita acicular, diminuindo a quantidade de PF(G) e o pico de tenacidade é alcançado com aproximadamente 1,5% em peso de manganês.

Na Figura 3.24 têm-se o percentual de microconstituinte para conteúdo de carbono mantido em 0,03%, segundo Svensson & Gretoft (1990).

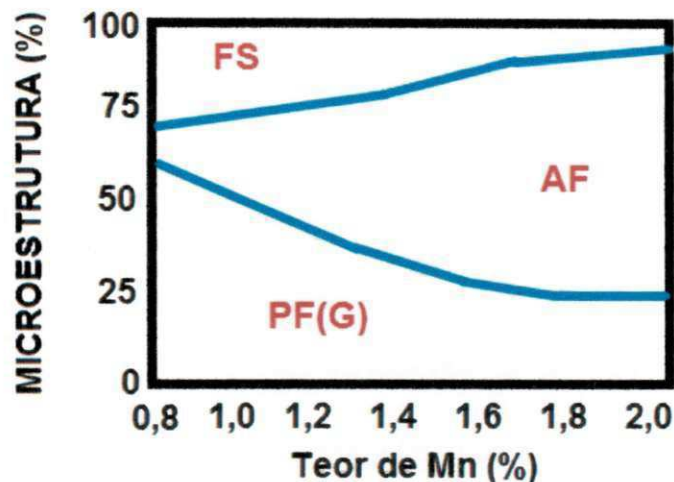


Figura 3.24 - Percentual de microconstituintes em função da concentração de Mn no MS.
(SVENSSON & GRETOFT, 1990).

Quando adiciona-se níquel, geralmente ocorre um aumento progressivo em AF em detrimento de PF(G). Este aumento é verificado tanto em níveis alto quanto baixo de manganês no metal de solda (ZHANG & FARRAR, 1997). O percentual de FS(A) não sofre mudança significativa para 1,6% Mn e variando o teor de níquel entre 0% até 2,5%, mas PF(G) reduz progressivamente; para Mn < 0,7% e teor de níquel entre 2,5% a 3,5%, o percentual de FS(A) não altera, porém PF(G) reduz significativamente; para quantidades de níquel da ordem de 5,5%, o teor de PF(G) e FS(A) é alterado significativamente (reduz-se consideravelmente) com formação de 30% de martensita, (ZHANG & FARRAR, 1997).

Para um aumento do teor de Silício na faixa de 0,2 a 0,95% associado a um aumento no teor de manganês, observa-se um aumento na fração volumétrica de AF à custa de PF(G) e FS (EVANS, 1986a).

Os efeitos do vanádio e do nióbio são imprevisíveis, tornando-se necessário dominar a transformação da austenita para ferrita pela ligação adequada com molibdênio ou manganês, conduzindo a um refinamento da microestrutura, aumentando a proporção de AF no metal de solda (GRONG & MATLOCK, 1986).

Para altos níveis de vanádio e nióbio, ocorre precipitação de carbonitretos, causando a deterioração da tenacidade; logo é importante manter baixa a quantidade destes elementos.

O aumento do teor de molibdênio (até 0,5% em peso) aumenta AF, entretanto, acima deste percentual tem-se uma diminuição de AF (EVANS, 1988; RAITER & GONZALEZ, 1989).

Teores de molibdênio com até 0,5% em peso em conjunto com 1 a 2% de Mn, aumenta a quantidade de AF (RAITER & GONZALEZ, 1989).

A adição de titânio altera consideravelmente a microestrutura e as propriedades no metal de solda. Evans (1992) observou que para aumentos de 0 ppm até 30 ppm (0,003%), ocorre aumento no percentual de AF da ordem de dez vezes, isto acontece devido a formação de inclusões não metálicas de compostos de titânio, agindo como nucleantes.

O alumínio reduz a temperabilidade e o teor de oxigênio, possibilitando assim a formação de inclusões. Na presença de alumínio, o titânio apresenta diferentes efeitos na composição microestrutural; com 1,4% Mn e 100 ppm de Al, tem-se, para 5 ppm de Ti, um percentual de AF da ordem de 11%, para 40 ppm, 67%, para 220 ppm, 58% e para 450 ppm, 77% (EVANS, 1995).

O nitrogênio é prejudicial na tenacidade das soldas. Quando em conjunto com um percentual de 0,01% de Al, ocorre diminuição do percentual de AF (EVANS, 1997); entretanto, quando em conjunto com o boro, a temperabilidade é melhorada, o que aumenta a possibilidade da austenita transformar-se em AF, ao invés de PF(G) e FS(A).

O boro reduz a temperabilidade quando na forma de nitretos ou carbetos, já que estas partículas parecem induzir a nucleação de PF(G). Entretanto, quando mantido em solução na austenita o boro favorece a temperabilidade.

As quatro principais fontes de oxigênio no metal de solda podem ser identificadas como o fluxo, o metal de base, o metal de adição e a atmosfera (DALLAM et al., 1985).

No processo de soldagem SMAW observa-se concentrações de oxigênio entre 200-300ppm, já para o processo GTAW, esta concentração reduz para 15-30ppm (ZHANG & FARRAR, 1996).

O oxigênio com percentuais na faixa de 200 a 500 ppm é de particular interesse na composição microestrutural, isto se deve pela forte influência das

inclusões de óxidos na transformação da austenita em ferrita, agindo tanto pela restrição do crescimento de grãos de austenita, como pelo fornecimento de locais favoráveis a nucleação de ferrita acicular.

Com 300 ppm de oxigênio no metal de solda, percentuais significativos de AF foram obtidos, limitando também o desenvolvimento de placas laterais, (GRONG & MATLOCK, 1986; KENNY et al., 1985).

No metal de solda, o número de inclusões de óxidos nos processos SMAW encontra-se na faixa de $3,1 \times 10^7$ – $4,9 \times 10^7$ (partículas/mm³), já para o processo GTAW este valor reduz para $1,8 \times 10^7$ (partículas/mm³) (ZHANG & FARRAR, 1996).

O aumento na concentração de Cu (0,02 a 1,4% em peso) no metal de solda, promove diminuição na quantidade de AF e aumento no percentual de FS(A), assim como refinamento de grãos na microestrutura do metal de solda (ES-SOUNI et al., 1991).

O aumento na adição de Cromo promove aumento na porcentagem de AF, porém este aumento no percentual de AF depende da presença de outros elementos ligantes, especialmente o teor de manganês (EVANS, 1989; JORGE et al., 2001).

O zircônio é encontrado na forma de óxido (ZrO₂) denominado zircônia; é um dos principais elementos estabilizadores da ferrita.

O Fósforo não tem efeito sobre a microestrutura, tanto do metal de solda quanto das regiões reaquecidas. Ele aumenta a dureza e as propriedades de tração, mas tem pequeno efeito sobre a tenacidade ao entalhe (EVANS, 1986b).

O enxofre não tem efeito no tamanho do grão do metal de solda, porém, muda a morfologia da segunda fase, de Martensita/Austenita para estruturas do tipo perlita e filmes de cementita; reduz a dureza, diminui as propriedades de tração e reduz drasticamente a tenacidade ao entalhe (EVANS, 1986b).

Variando-se o enxofre na faixa de 0,007 a 0,046%, com um teor de manganês da ordem de 1,4% e carbono da ordem de 0,06%, tem-se uma diminuição de AF de aproximadamente 90% para 45%, enquanto que, uma variação no percentual de fósforo na faixa de 0,007 a 0,040%, com as mesmas

concentrações de Mn e C anteriores, tem-se uma diminuição de AF de 70% para 65% (EVANS, 1986b).

O enxofre exerce influência direta nas inclusões não metálicas. O microconstituente AF nucleia em inclusões de óxidos com MnS, devido a baixa energia de interface ferrita/inclusão, favorecendo assim a transformação (EVANS, 1986b; DÍAZ-FUENTES et al., 1998).

Na Figura 3.25 têm-se uma ilustração da nucleação de AF em MnS sobre inclusões de óxidos.

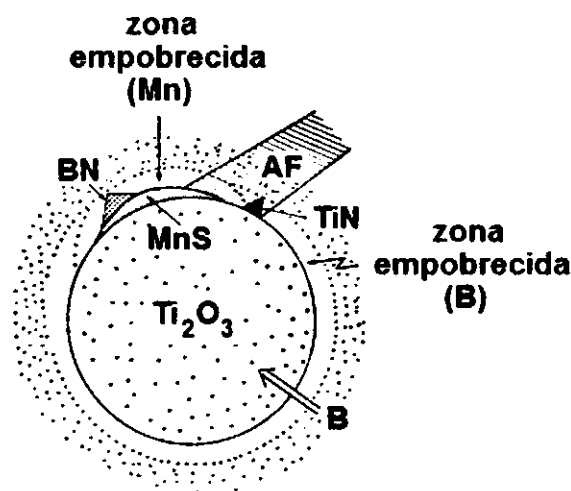


Figura 3.25 - Ilustração esquemática para a nucleação de AF em inclusões (YAMAMOTO et al., 1996)

3.5 Fatores que Influenciam a Nucleação de AF

Considerando que o microconstituente AF geralmente é desejável para melhorar as propriedades mecânicas do metal de solda, por apresentar boa relação entre resistência e tenacidade, torna-se importante conhecer como ocorre o processo de formação e os fatores que afetam a nucleação destes microconstituintes no metal de solda.

Muitos autores têm fornecido evidências que AF é essencialmente nucleada em inclusões no depósito de solda (SUGDEN & BHADSHIA, 1989; BHADSHIA & CHRISTIAN, 1990; BABU & BHADSHIA, 1991; ZHANG & FARRAR, 1996).

A fim de melhor observar estas evidências, foi realizada uma análise completa das transformações ocorridas no resfriamento durante a soldagem.

Na Figura 3.26 tem-se uma representação esquemática de uma curva de resfriamento hipotética onde pretende-se mostrar as diversas transformações de fases que podem ocorrer no metal de solda quando é aquecido a temperaturas de até 2500K e resfriado até a temperatura ambiente.

Na faixa de temperatura entre 2273-1973K, o oxigênio dissolvido no aço líquido reage para formar complexas inclusões de óxidos com tamanho em torno de 0,1-1 μ m (ponto 1).

Na faixa de temperatura entre 1973-1873K ocorre solidificação de ferrite delta (CCC) que envolve as inclusões de óxidos e em seguida transformação em austenita (CFC) (ponto 2).

Na faixa de temperatura entre 1873-1073K poderá ocorrer crescimento de grão da austenita (ponto 3).

Na faixa de temperatura entre 1073-573K tem-se a decomposição da austenita em diferentes morfologias de ferrita (CCC) (pontos 3-4, 4,5 e 6), inicialmente tem-se a formação de ferrita alotriomórfica (ponto 3-4 e 4), em seguida ocorre nucleação de ferrita de widmanstätten na barreira do contorno de grão austenita/ferrita (ponto 5).

A baixa temperatura tem-se nucleação de AF nas inclusões; caso estas inclusões não forem potentes, então poderá ocorrer formação de bainita ao invés de AF. No decorrer do resfriamento a temperatura ambiente, a austenita residual pode ocasionar o surgimento do microconstituente M-A.

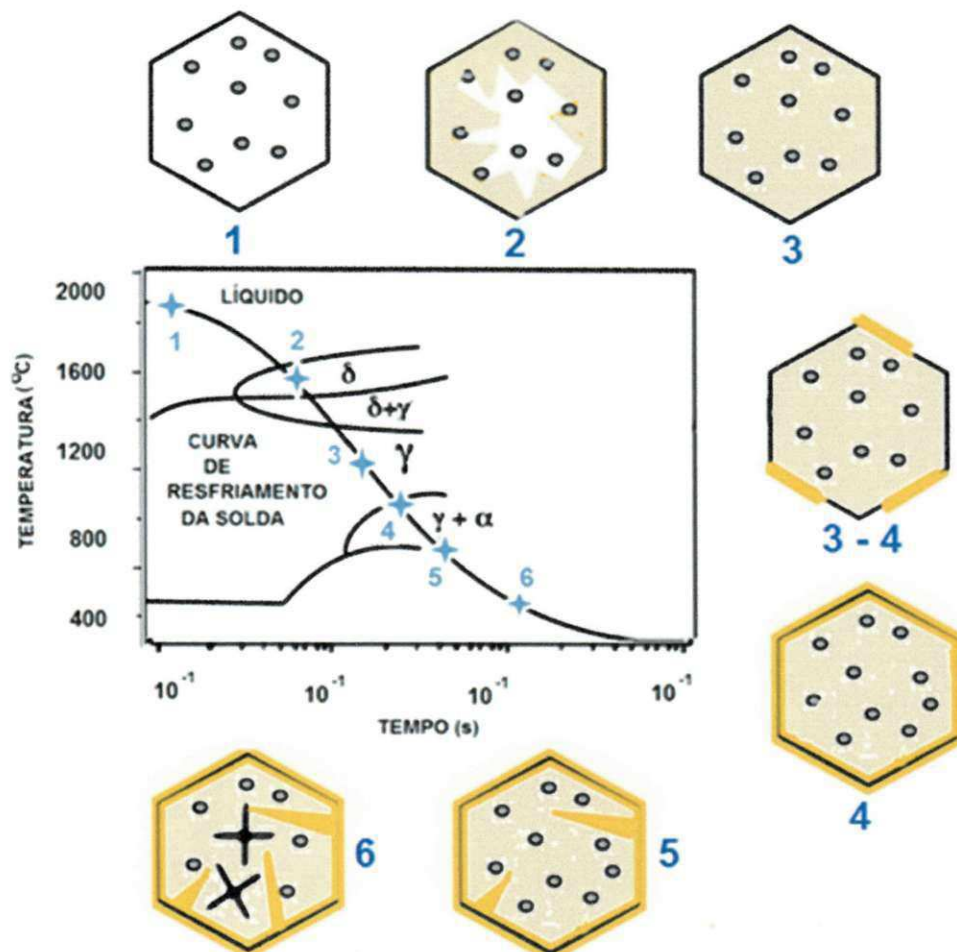


Figura 3.26 – Diagrama esquemático de uma curva TRC hipotética durante o resfriamento na soldagem. adaptado de (BABU, 2004).

Na Figura 3.27 têm-se uma representação esquemática de um diagrama TRC; neste diagrama, estão sobrepostas duas curvas de resfriamento que resultam na formação de uma microestrutura de ferrita e perlita (Curva A) e martensita (Curva B).

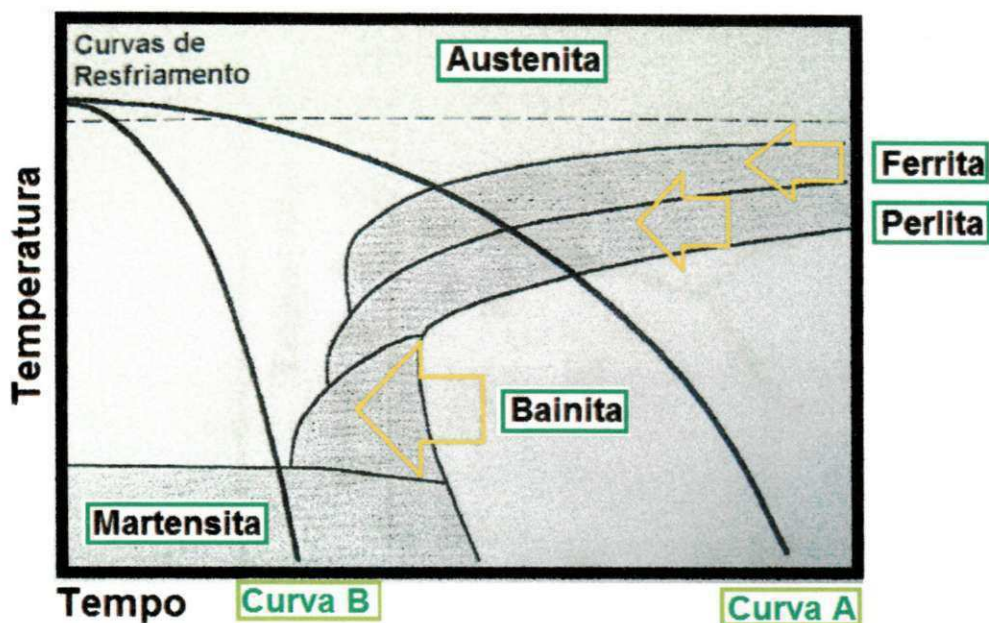


Figura 3.27 – Diagrama TRC esquemático para transformações durante a soldagem. adaptado de (MARQUES et al., 2005).

Durante o ciclo térmico de soldagem, a cinética de transformação depende do tamanho de grão da austenita e da composição química, sendo que ferrita alotriomórfica usualmente forma-se primeiro nos contornos de grão da austenita durante o resfriamento enquanto ferrita de widmanstätten, bainita e martensita formam-se depois (YANG, 1987).

Babu (1992) relata que a ferrita acicular e a bainita granular são de natureza semelhantes; é possível alternar entre ferrita acicular e bainita de três formas, como esquematicamente ilustrado na Figura 3.28, onde:

- A primeira forma é através do aumento do grão austenítico ocasionando a redução da cinética de transformação bainítica e o favorecimento de sítios de nucleação intragranular, levando a uma predominância de AF no metal de solda.
- A segunda baseia-se na remoção de contorno de grãos austenítico através da presença de ferrite alotriomórfica, reduzindo o enriquecimento de carbono nestas interfaces e conseqüentemente a formação de bainita será menor.
- A terceira está relacionada à presença de inclusões dentro do grão austenítico; quando as inclusões são potentes então propiciará a formação de

AF, já se as inclusões forem ineficazes a formação de bainita será mais favorecida.

Lee et al. (2000) apresentou um estudo sobre o efeito do tamanho de inclusões sobre a nucleação de AF em depósito de solda de aços ARBL. Os resultados mostraram que inclusões grandes são sítios mais preferíveis para a nucleação de ferrita acicular, resultando em transição de não-nucleante para nucleante com aumento do tamanho da inclusão.

Na Figura 3.29 temos uma representação para 4 tipos diferentes de inclusões que agem como sítios nucleadores de ferrita. Segundo Lee et al. (2000) no tipo 4 o tamanho da inclusão é superior aos demais e portanto ocasiona nucleações múltiplas de ripas de ferrita em diferentes orientações cristalográficas.

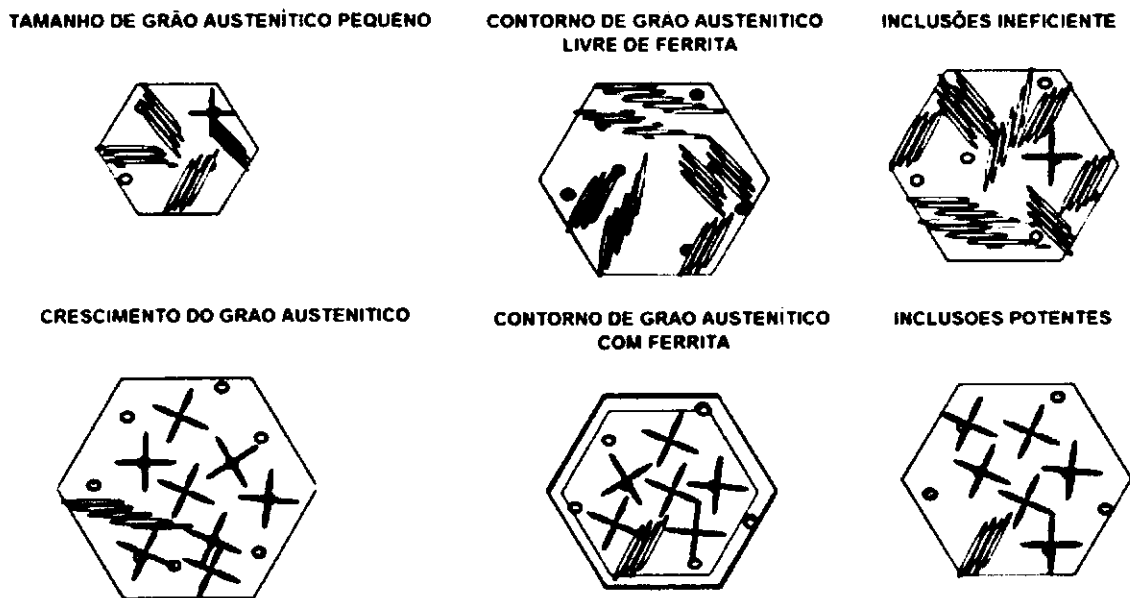


Figura 3.28 - Ilustração de diferentes mecanismos de formação de bainita e de AF.
adaptado de (BABU, 2004).

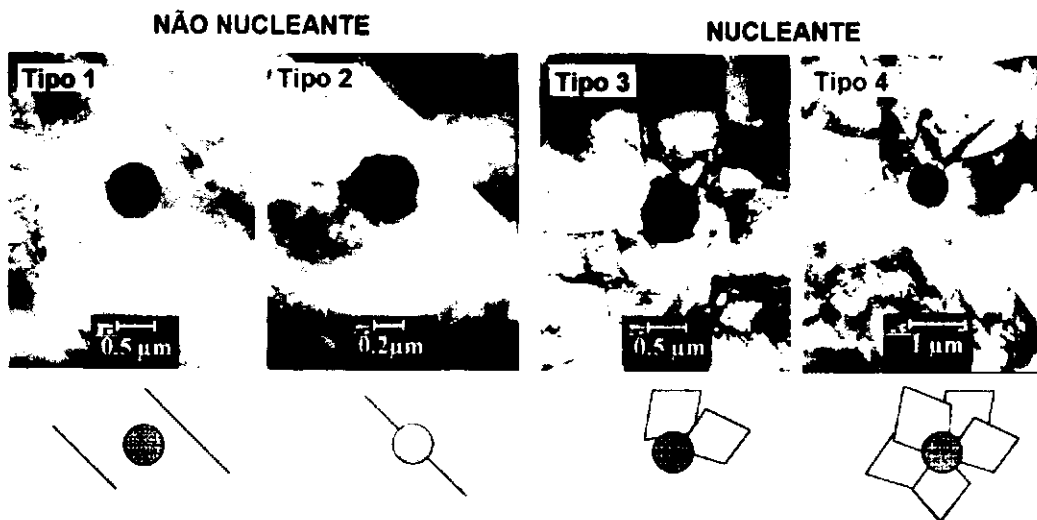


Figura 3.29 – Micrografias em MEV e representação de sítios de nucleação de AF.
(LEE et al., 2000).

3.6 Influência do Aporte Térmico na ZTA da Junta Soldada.

Os parâmetros de soldagem são de grande importância no entendimento das mudanças microestruturais e conseqüentemente das propriedades mecânicas de uma junta soldada. Durante os ciclos térmicos de soldagem a junta soldada é submetida a variações de temperatura; dependendo da taxa de resfriamento e composição do aço ocorrem transformações microestruturais que estão associadas a diferentes propriedades mecânicas.

Os parâmetros de soldagem como corrente, tensão e velocidade de soldagem permitem o cálculo da energia de soldagem utilizada. Este parâmetro é conhecido como aporte térmico e, é determinado pela expressão $H=(UI/v)n$, onde H é o aporte de calor (KJ/mm), U é a tensão (V), I é a corrente (A), v é a velocidade de soldagem (mm/s) e n é a eficiência térmica do processo de soldagem que depende da natureza do material de base, o tipo da fonte de calor e dos parâmetros de soldagem; para soldagem SMAW tem-se n entre 70 e 80%, para soldagem FCAW o valor de n está entre 65-85%, já para soldagem GTAW o valor de n encontra-se entre 20 e 50%.

Na Figura 3.30 têm-se as representações esquemáticas das mudanças na microestrutura da ZTA em função do aporte térmico empregado durante a soldagem.

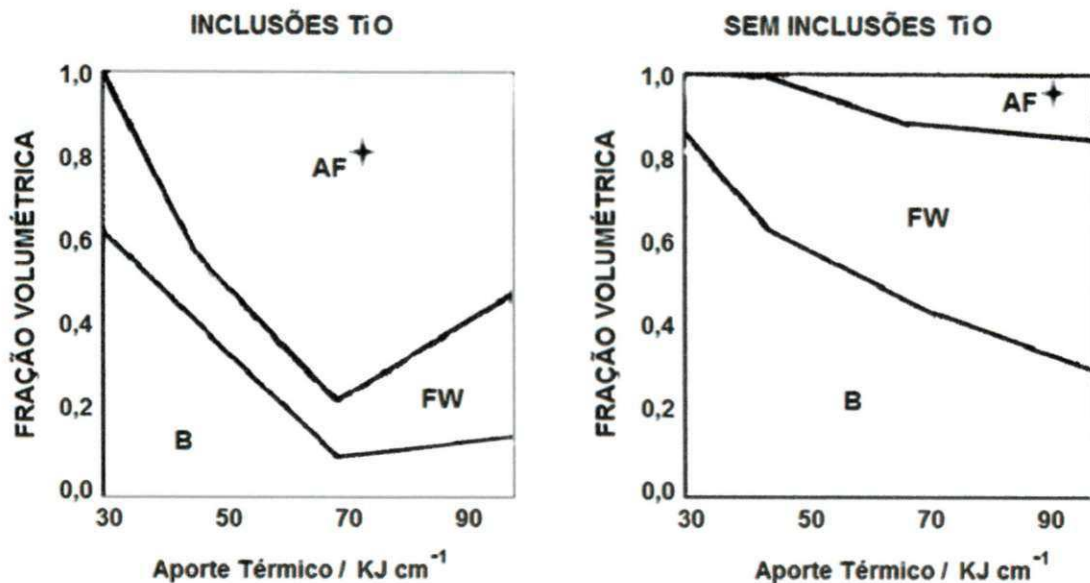


Figura 3.30 – Diagrama esquemático de mudanças na microestrutura da ZTA em função do aporte térmico na soldagem com e sem TiO (CHIJIWA et al., 1988)

Observa-se também na Figura 3.30 a influência da presença de inclusões potentes como TiO no aço e o potencial que estas possuem para nucleação de AF³ na ZTA (CHIJIWA et al., 1988).

Na Figura 3.31 têm-se a influência do aporte térmico no tamanho de grão austenítico na ZTA de uma junta soldada; observa-se que quanto maior o aporte térmico, menor é a taxa de resfriamento, ocasionando o crescimento do grão austenítico.

³ Ferrita acicular obtida em aços estruturais anterior a qualquer processamento termomecânico pela adição intencional de óxido de titânio durante a produção dos mesmos (HOMMA et al., 1987).

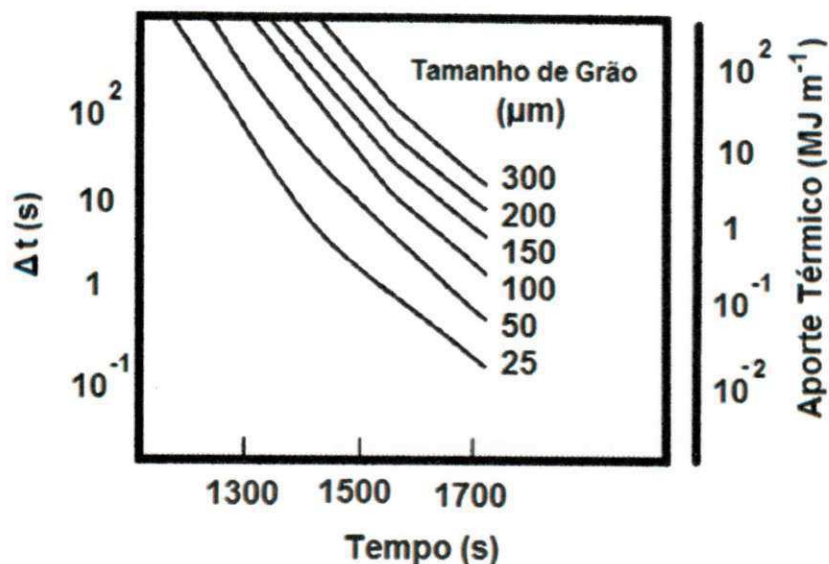


Figura 3.31 – Diagrama esquemático da influência do aporte térmico no crescimento de grão na ZTA (EASTERLING, 1992)

Em junta soldada de aço ARBL foi observado que o comportamento na microestrutura e dureza da ZTA está diretamente relacionado com as variações ocorridas na energia de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e conseqüentemente nos tempos de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$) e permanência acima de 1000 °C (Δt_{1000}) (MESQUITA et al., 2008).

A taxa de resfriamento, quando muito elevadas, proporciona microconstituintes de baixa temperatura de transformação e de alta dureza e, portanto, de baixa tenacidade. Por outro lado, quando muito lentas conduzem à formação de estruturas ferríticas grosseiras e frágeis. Portanto, devem-se aplicar taxas ou tempo de resfriamento adequados ao tipo de aço que está sendo soldado, de acordo com a sua curva de resfriamento (ASKELSEN & SIMOSEN, 1987).

3.7 Influência das Temperaturas de Preaquecimento e Interpasse na Soldagem do Aço API 5L X80

O aquecimento da junta soldada seja pelo preaquecimento ou pela utilização de temperatura de interpasse em soldas multipasses, promove segundo Jones e Luo (1990) uma alteração no ciclo térmico da ZTA e do metal

fundido, reduzindo a taxa de resfriamento, e proporcionando diferentes efeitos na junta soldada, como: relaxamento das tensões residuais; redução ou eliminação da tendência do trincamento por hidrogênio (trinca a frio); diminuição da dureza e aumento da tenacidade à fratura assim como alterações na morfologia e microestrutura do cordão de solda e da ZTA.

Vários fatores devem ser analisados para garantir uma correta utilização da temperatura de preaquecimento, como: composição química e propriedades físicas do metal base, insumo de calor, tipo de eletrodo, grau de restrição da soldagem e espessura da chapa soldada.

Segundo a norma API 5L (2000) o cálculo da temperatura de preaquecimento para aços estruturais com teor de carbono igual ou inferior a 0,12% é realizado através da determinação do parâmetro Pcm, um método que avalia o potencial do aço para formar trincas por hidrogênio.

A utilização de temperatura de preaquecimento em juntas soldadas de aços ARBL tem contribuído para a redução da taxa de resfriamento no metal de solda, influenciando positivamente na redução de tensões residuais e eliminação de trincas nesta região da junta soldada (CHAKRAVARTI & BALA, 1989; SILVA & TREVISAN, 2005; NETO, 2003).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Metal de base

O material utilizado foi produzido pela Usiminas e cedido pela Confab Industrial S/A para este estudo e consta de uma chapa de aço API 5L X80, ambos os lados com 1 metro e espessura de 19 mm, Figura 4.1.



Figura 4.1 - Chapa de aço API 5L X80,
Fonte: Usiminas S/A.

A composição química foi realizada na Fundição Altivo, obtida por espectroscopia de massa, Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química do aço API 5L X80 (% massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ni
0,041	1,654	0,192	0,016	0,005	0,032	0,063	0,023
V	Ti	Cr	Mo	Cu	B		Pcm %
0,031	0,013	0,142	0,212	0,024	0,003		0,17

Fundição Altivo S/A

De acordo com a composição química apresentada observa-se que para o aço API 5L X80 utilizado, foi obtido valor de P_{cm} igual a 0,17 através da equação 3.1, sendo inferior ao proposto pela norma API 5L (2000) que referencia 0,25 a fim de garantir boa soldabilidade e pequena propensão à trincas durante a soldagem.

Na Tabela 4.2 têm-se as propriedades mecânicas do aço API 5L X80 utilizado neste trabalho.

Tabela 4.2 - Propriedades Mecânicas do aço API 5L X80

Tração Direção Transversal Largura CP =38,1 mm				Charpy CVN-2mm Direção Transversal CPs full size		
LE _{0,5}	LR	ALO (BM=2")	LE/LR	Temperatura	Energia Absorvida	Área Fratura dúctil
561 MPa	683 MPa	34	82	253K (-20°C)	143 J	100 %

4.1.2 Consumíveis de soldagem

Foram utilizados como consumível de soldagem o eletrodo celulósico AWS E8010G para soldagem manual a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW), o arame E71T-1C para soldagem robotizada a Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW) e o arame ER70S-3 para soldagem mecanizada com eletrodo de tungstênio (GTAW) na raiz da solda.

Na Tabela 4.3 têm-se os respectivos diâmetros dos consumíveis empregados.

Tabela 4.3 - Características dos consumíveis utilizados.

Processos de soldagem das amostras	Arame	Ø diâmetro (mm)
SMAW	E8010-G	3,25 (raiz) 4,0 (Ench. Acab.)
FCAW	E71T-1C	1,2
GTAW	ER70S-3	3,0

4.2 Métodos

A seguir na Tabela 4.4 é apresentada a nomenclatura que foi utilizada para descrever cada processo.

Tabela 4.4 - Nomenclatura atribuída aos corpos de prova.

Processos de soldagem das amostras	Temperatura de Interpasse (K)	Nomenclatura
Manual com Eletrodo Revestido	473 (200 °C)	M1
Manual com Eletrodo Revestido	673 (400 °C)	M2
Robotizado com arame tubular	473 (200 °C)	R1
Robotizado com arame tubular (enchimento + acabamento) e Robotizado com TIG na Raiz	473 (200 °C)	R2

4.2.1 Corte e Soldagem das amostras

O corte por meio do processo oxiacetileno, os procedimentos de soldagem e as soldas manuais e automatizadas foram realizados no laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG.

As chapas foram soldadas por processo manual a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW); por processo a Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW) robotizado, e soldagem mecanizada com eletrodo de tungstênio (GTAW) na raiz da solda. As chapas soldadas estão apresentadas na Figura 4.2.

Os parâmetros de soldagem utilizados em cada processo de soldagem estão apresentados na Tabela 4.5.

Foi utilizado um chanfro em forma de K, a fim de obter-se uma melhor área de ZTA para usinagem do entalhe em ensaio de impacto. Por problemas operacionais, entretanto, não foi possível realizar os testes com o entalhe na ZTA, permanecendo a possibilidade para trabalhos futuros.



Figura 4.2 –Corte e soldagem do aço API 5L X80 para todos os processos, a) corte da chapa, b) soldagem M1 e M2, c) Soldagem R1, d) soldagem R2, e) Forma do chanfro.

Tabela 4.5 - Parâmetros de Soldagem.

Processos de soldagem das amostras	Corrente de Soldagem (A)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
M1	100	110	110
M2	90	100	100
R1	120	160	160
R2	190	155	-
Processos de soldagem das amostras	Velocidade de Soldagem (mm/s)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
M1	2,0	2,2	2,6
M2	1,3	1,4	1,45
R1	2,5	3,0	3,0
R2	1,3	4,2	-
Processos de soldagem das amostras	Tensão (V)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
M1	25,0	26,5	26,5
M2	27,5	27,5	27,5
R1	18,0	22,0	22,0
R2	15,5	21,0	-
Processos de soldagem das amostras	Aporte Térmico (kJ/mm)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
M1	1,25	1,35	1,14
M2	1,87	1,93	1,86
R1	0,86	1,20	1,20
R2	2,10	0,80	-

Nos processos M1 e M2 foram executados 8 passes e o tempo máximo entre o passe de raiz e os passes seguintes foi de 60 minutos. Na Figura 4.3 observa-se uma representação da junta soldada para os processos manuais M1 e M2; observa-se que foram utilizados espaçamentos diferentes em cada caso, entretanto, ambos os espaçamentos encontram-se dentro de uma faixa aceitável para soldagem manual com eletrodo revestido.

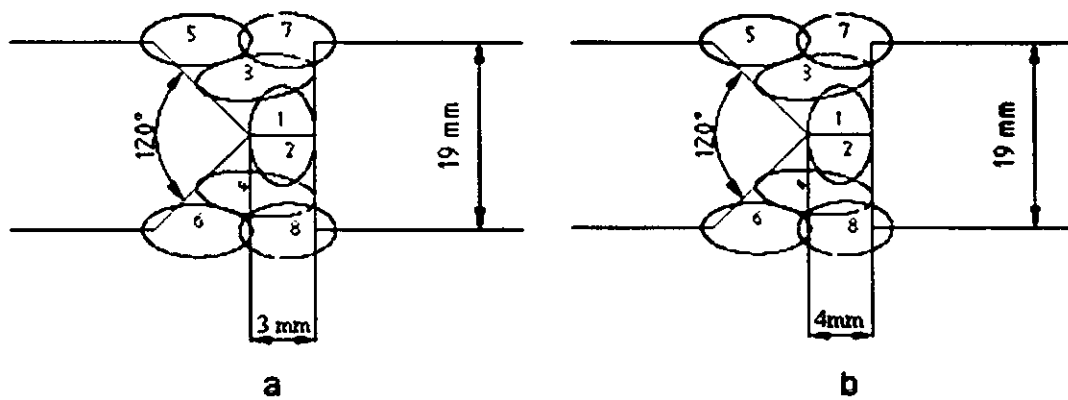


Figura 4.3 - Detalhe do número de passes, espessura da chapa e ângulo do chanfro para processos: a) M1 e b) M2

No processo R1 utilizou-se o mesmo número e sequência de passes que as amostras M1 e M2. O gás de proteção foi uma mistura de Argônio (Ar) com 25% de CO₂ com vazão de 18 l/min, veja Figura 4.4.

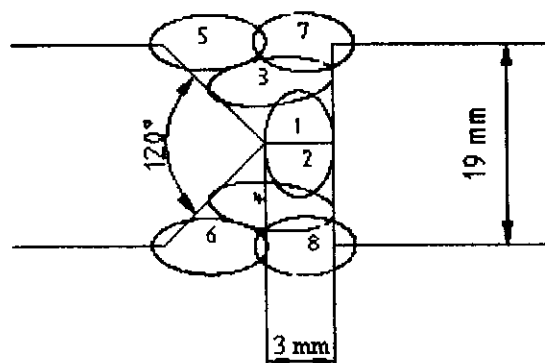


Figura 4.4 - Detalhe do número de passes, espessura da chapa e ângulo do chanfro para processo R1

Para o processo R2 o passe de raiz foi feito em uma face A do chanfro com adição de material e na outra face B de forma autógena. Foram executados 7 passes de enchimento na face A, totalizando 8 passes com o passe de raiz, conforme ilustrado na Figura 4.5. Foi utilizado o Argônio (Ar) como gás de proteção com vazão de 15 l/min.

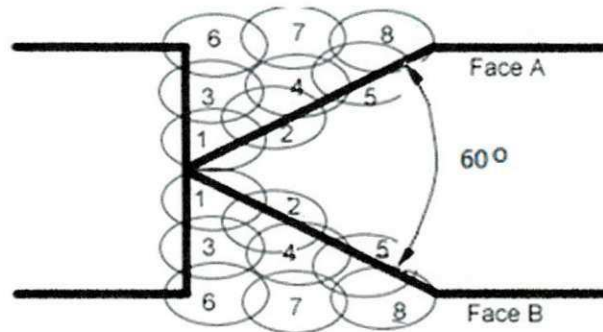


Figura 4.5 - Detalhe do número de passes para o processo R2.

Observa-se na Figura 4.6 o robô utilizado na soldagem dos processos R1 e R2.



Figura 4.6 - Robô utilizado para a execução de soldagens automatizadas, LRSS-UFMG.

4.2.2 Composição Química no Metal de Solda

As análises de composição química no metal de solda foram realizadas por espectroscopia de massa e estão apresentadas da Tabela 4.6 à Tabela 4.8.

Tabela 4.6 - Composição química do metal de solda M1 e M2.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ni
0,117	1,102	0,227	0,017	0,019	0,019	0,677
V	Cr	Mo	Cu			
0,009	0,059	0,270	0,026			

Fundição Altivo S/A

Tabela 4.7 - Composição química do metal de solda R1.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ni
0,047	1,753	0,197	0,015	0,015	0,036	0,017
V	Cr	Mo	Cu			
0,023	0,147	0,208	0,029			

Fundição Altivo S/A

Tabela 4.8 - Composição química do metal de solda R2.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ni
0,064	1,584	0,158	0,014	0,015	0,027	0,046
V	Cr	Mo	Cu			
0,015	0,146	0,197	<0,008			

Fundição Altivo S/A

4.2.3 Metalografia

As amostras de cada processo foram submetidas às seguintes etapas do processo metalográfico: corte, lixamento, polimento, ataque químico, análise e registro das microestruturas; todas as etapas foram realizadas no laboratório de metalografia do UAEM/CCT/UFCG.

4.2.3.1 Análise Macroscópica

A análise macroscópica foi feita por meio visual e também com o auxílio de câmera digital e scanner, visando observar possíveis defeitos de soldagem bem como a morfologia da seção transversal do cordão de solda, possibilitando realizar a quantificação de grãos colunares e equiaxiais.

A Figura 4.7 ilustra as regiões de grãos colunares no metal de solda para cada processo.

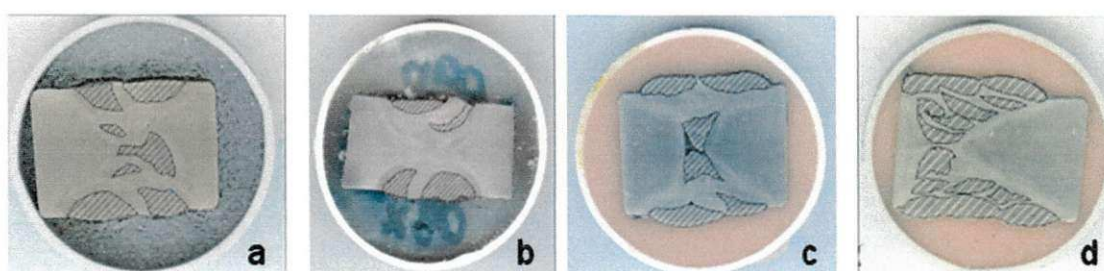


Figura 4.7 - Regiões de grãos colunares no metal de solda. a) M1, b) M2, c) R1 e d) R2.

4.2.3.2 Análise Microscópica

Foi utilizado um microscópio ótico OLYMPUS BX 51M, interligado a um computador contendo o programa MSQ® analisador de imagens microestruturais. As análises micrográficas com aumentos superiores a 1000x foram realizadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura, interligado a um computador analisador de imagens. Na Figura 4.8 temos a representação esquemática das regiões a serem analisadas utilizando MO e MEV.

O ataque químico utilizado foi Nital 1,0 % para visualização no microscópio ótico e Nital 3,0% para visualização no microscópio eletrônico de varredura. Os registros das microestruturas foram obtidos utilizando-se um microscópio acoplado a um computador, e um software analisador de imagens.

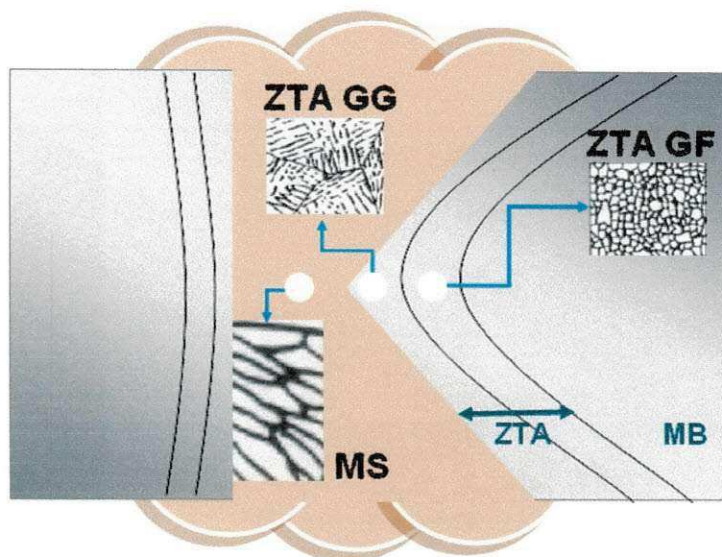


Figura 4.8 - Representação das regiões da junta soldada.

4.2.4 Quantificação de Microconstituintes no MS

Para determinar as frações volumétricas dos microconstituintes foram utilizadas 6 malhas 10x10 (cada malha com 100 quadros), em seguida realizou-se a contagem visual do microconstituente predominante em cada quadro. As contagens foram realizadas para um aumento fixo de 500X, ver Figura 4.9.

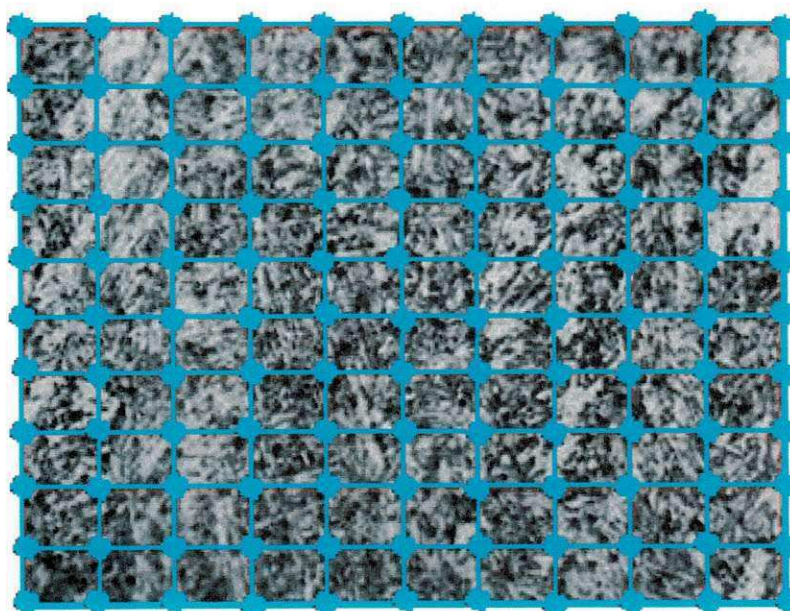


Figura 4.9 – Procedimento para contagem de microconstituintes no MS.

4.2.5 *Determinação do Tamanho de Grão na ZTA*

Para determinar o tamanho médio dos grãos da ZTA, utilizou-se um quadro com aumento de 500X, ver Figura 4.10; foi traçado 9 linhas e realizado uma média de grãos em cada linha em função do tamanho de cada linha, no final foi realizada a média das 9 linhas, obtendo um tamanho de grão médio para o quadro proposto.

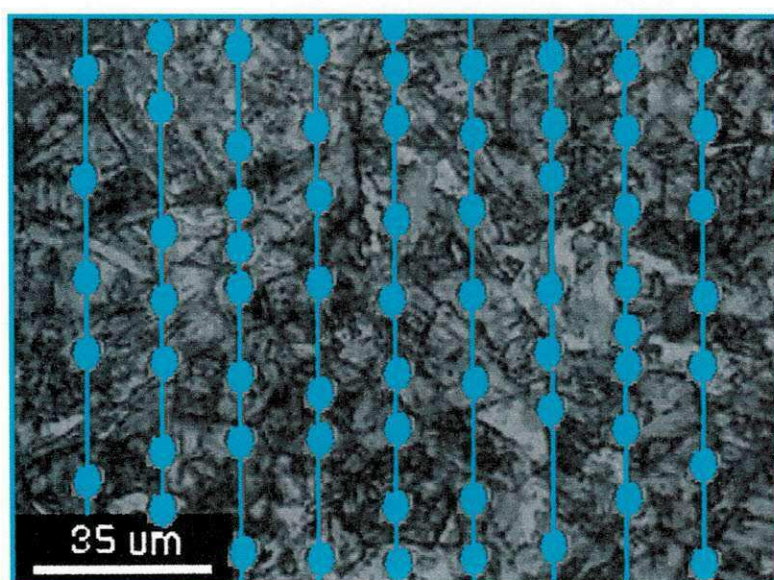


Figura 4.10 – Procedimento para determinar o tamanho médio do grão na região da ZTA.

4.2.6 *Determinação da Extensão da ZTA*

A extensão da ZTA foi obtida por um micrômetro acoplado a um microdurômetro digital FM-700 Future Tech, utilizando-se o microscópio do mesmo foi possível obter uma boa precisão para cada medição.

Foram realizadas 19 medidas em cada amostra, referente a cada processo, com um distanciamento de 1mm entre cada medição.

Na Figura 4.11 têm-se uma representação esquemática da junta soldada com a metodologia utilizada para determinar a extensão da ZTA.

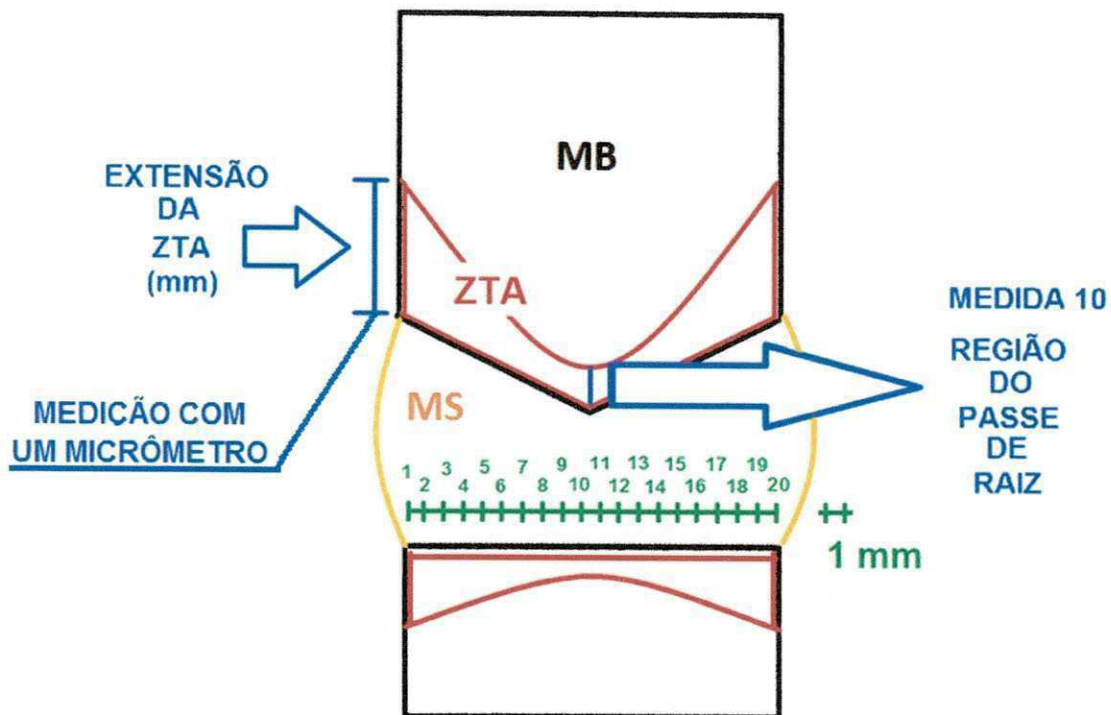


Figura 4.11 – Procedimento para determinação da extensão da ZTA.

4.2.7 Medidas de Microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas através o microdurômetro digital FM-700 Future Tech. O procedimento utilizado está apresentado na Figura 4.12, onde pode-se observar que o perfil foi realizado em 3 linhas interceptando todas as regiões da junta soldada. Na linha inferior foram realizadas 10 medidas no metal de base, 20 medidas na ZTA e 12 medidas no metal de solda; na linha intermediária foram realizadas 8 medidas no metal de base, 30 medidas na ZTA e 20 medidas no metal de solda; já na linha superior foram realizadas 8 medidas no metal de base, 28 medidas na ZTA e 34 medidas no metal de solda. A carga utilizada foi de 200g, tempo de aplicação de 15 segundos e espaçamento médio entre impressões de 200 μm .

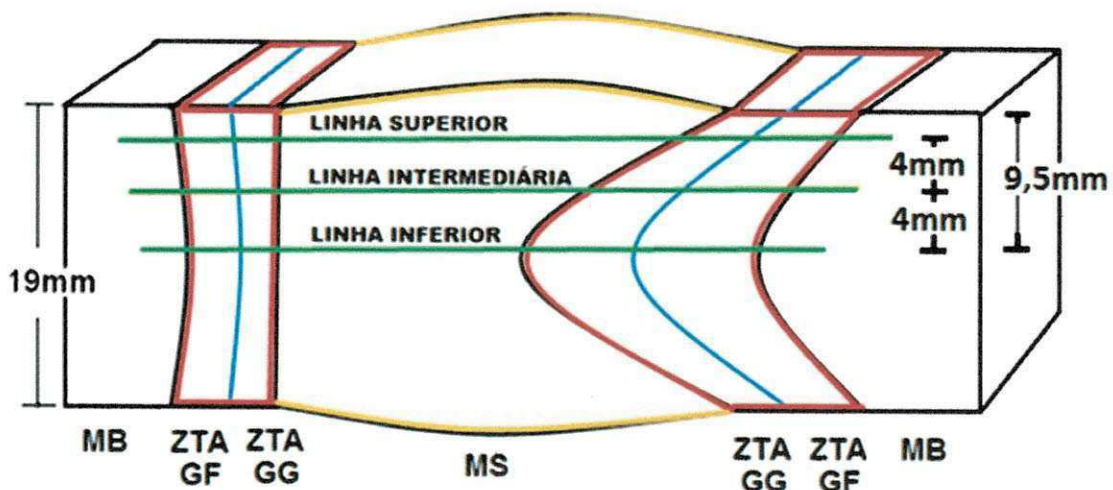


Figura 4.12 – Procedimento para levantamento do perfil microdureza.

4.2.8 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios Charpy foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica/UFCG. Para a realização desses ensaios utilizou-se a máquina de Impacto JB-W 300 apresentada na Figura 4.13, acoplado a um sistema de computador para leitura e tratamento de dados. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, utilizando um pêndulo de 300 J.

O dimensionamento dos corpos de prova foi realizado de acordo com a norma ASTM E23 (2001), conforme apresentado na Figura 4.14.



Figura 4.13 - Máquina de Impacto JB-W 300, UAEM - UFCG.

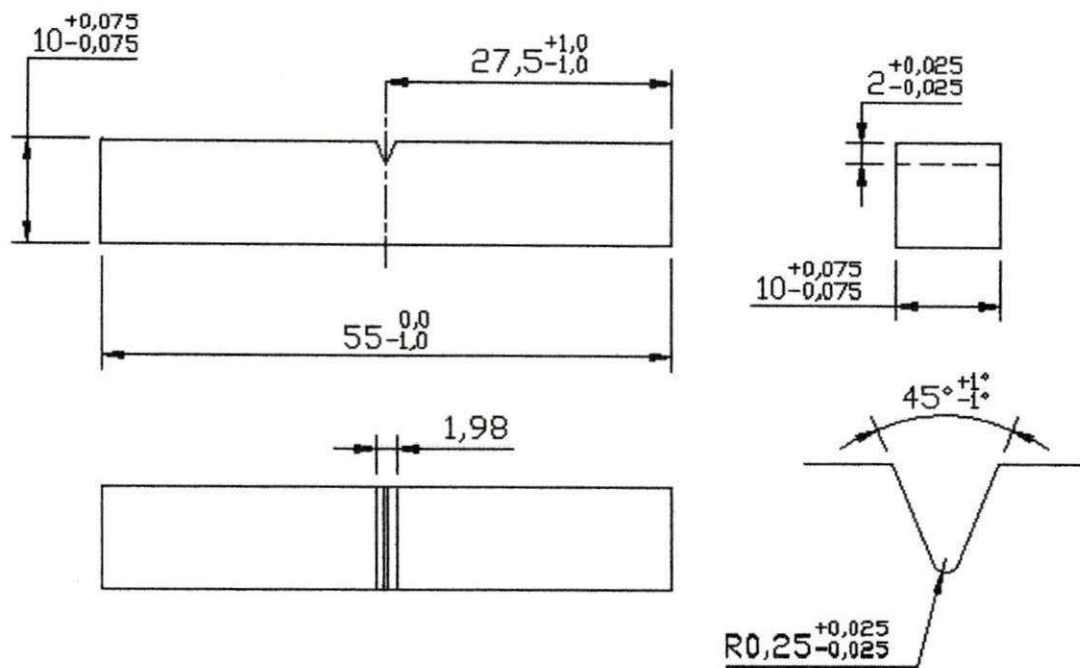


Figura 4.14 - Dimensões do corpo de prova Charpy.

Os corpos de prova foram usinados no SENAI/PB (Campina Grande) utilizando-se uma fresadora. Foram usinados 5 corpos de prova com entalhe posicionado na região do passe de raiz, bem como na região de passe de enchimento da junta soldada, conforme observa-se na Figura 4.15.

Após o ensaio de impacto, cada corpo de prova fraturado foi seccionado em duas partes, uma para quantificar o percentual de microconstituintes na ponta do entalhe utilizando-se microscopia óptica e outra para analisar o aspecto da região de fratura utilizando-se microscopia eletrônica de varredura, conforme o procedimento observado na Figura 4.16.

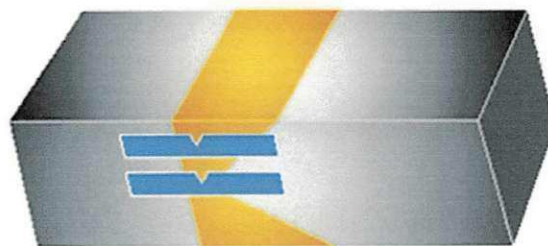


Figura 4.15 – Representação do local de retirada dos corpos de prova, com entalhe no passe de enchimento e no passe de raiz.

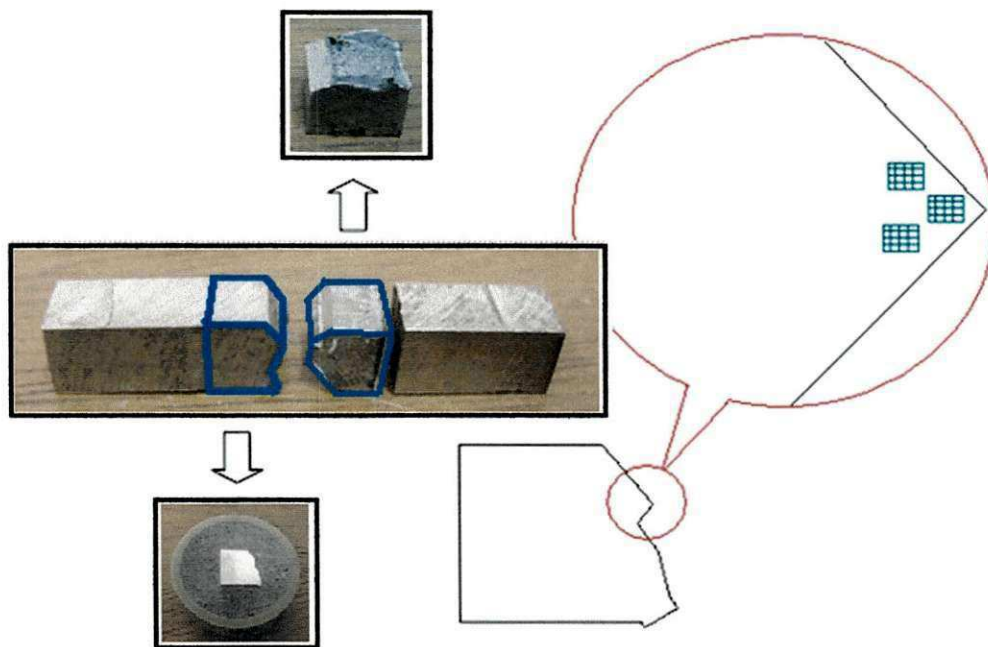


Figura 4.16 –Procedimento de análise da fratura por MO (com embutimento) e MEV (sem embutimento).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização microestrutural do material no estado inicial

As microestruturas do aço utilizado foi inicialmente analisada por diversas técnicas, tais como microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise química (espectroscopia de massa) e microdureza Vickers.

A microestrutura do aço API 5L X80 no estado como recebido é apresentada na Figura 5.1, com aumentos de 200X e 1000X no microscópio óptico observa-se que o aço API 5L X80 utilizado neste trabalho apresenta as características microestruturais típicas de um aço ferrítico-bainítico. Com aumento de 3000X no MEV pode-se observar a presença de microconstituente M-A.

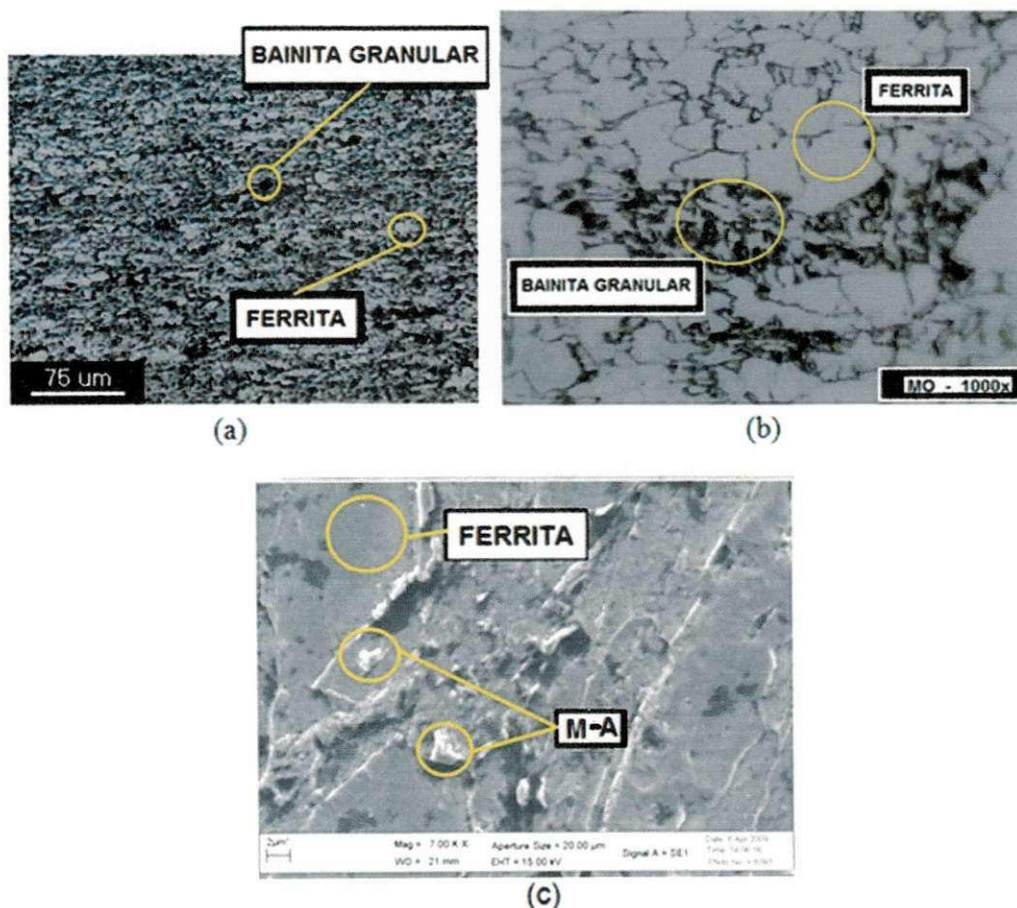


Figura 5.1 – Microestrutura presente no metal de base do aço API 5L X80. Aumentos de 200X, Nital 1% (a), 1000X, Nital 1% (b) e 3000X, Nital 3% (c).

5.2 Percentuais de Grãos Colunares e Recristalizados

A Tabela 5.1 apresenta os percentuais de grãos colunares e recristalizados dos metais de solda obtidos nos processos M1, M2, R1 e R2.

Pelos resultados obtidos verifica-se que o percentual de grãos colunares no metal de solda foram maiores para os processos R1 e R2.

Tabela 5.1 – Percentuais de grãos colunares e recristalizados no metal de solda.

Tipo De Processo		Grãos colunares (%)	Grãos recristalizados (%)
Manual	M1	56	44
	M2	40	60
Robotizado	R1	64	36
	R2	72	28

O maior percentual de grãos colunares no metal de solda para os processos R1 e R2, deve-se principalmente em virtude da menor energia de soldagem aplicada, consequência do aumento na velocidade de soldagem para estes processos.

Em contrapartida, o menor percentual de grãos colunares foi observado no processo M2; sendo resultado da maior energia de soldagem associada maior aporte térmico obtido para este processo, aumentando o percentual de grãos recristalizados.

5.3 Extensão da ZTA

Na Figura 5.2 apresentam-se as extensões da ZTA adjacente ao metal de solda apenas para um dos lados da junta soldada para todos os processos. Pode-se perceber que a extensão da ZTA variou significativamente em função da sua posição ao longo da seção transversal da chapa, sendo mais considerável para os processos M1 e M2. Uma possível causa destas variações seria decorrente da instabilidade na posição do eletrodo associado ao operador de soldagem.

As 19 medidas foram agrupadas em 5 regiões, a fim de analisar o comportamento da extensão da ZTA nas proximidades do passe de raiz, assim como nos passes de enchimento e passes de acabamento.

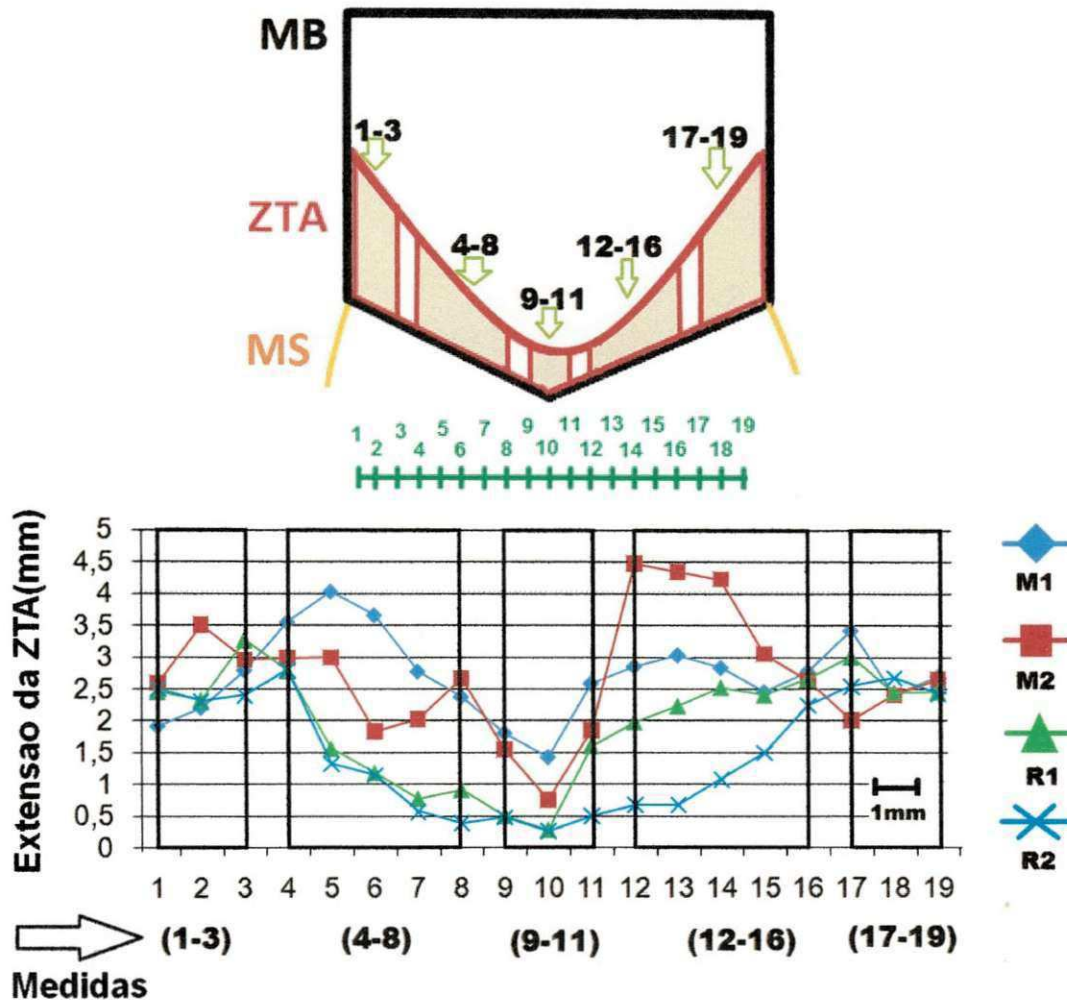


Figura 5.2 – Gráfico das medidas da extensão da ZTA.

Na Figura 5.3 e Figura 5.4 tem-se o valor médio de extensão de ZTA com seu desvio padrão, referente aos processos M1 e M2, observa-se grandes variações na extensão da ZTA, com média em torno de 2,61 e 2,76 μm para os processos M1 e M2 respectivamente; isto ocorre em função da instabilidade na posição do eletrodo associado ao operador de soldagem.

Além da influência do processo de soldagem, a utilização de uma maior energia de soldagem nos processos M1 e M2, favoreceram um aumento nos

valores de extensão de ZTA em comparação aos processos R1 e R2, onde foi utilizada uma energia de soldagem inferior.

Este resultado não é satisfatório para a qualidade da junta soldada, já que possibilita um aumento desta região, considerada crítica e mais propensa ao surgimento de trincas a frio.

Monteiro (2004) e Thaulow et al. (1987) também observaram o aumento na extensão da ZTA associado com uma maior energia de soldagem, assim como uma maior temperatura de interpasse.

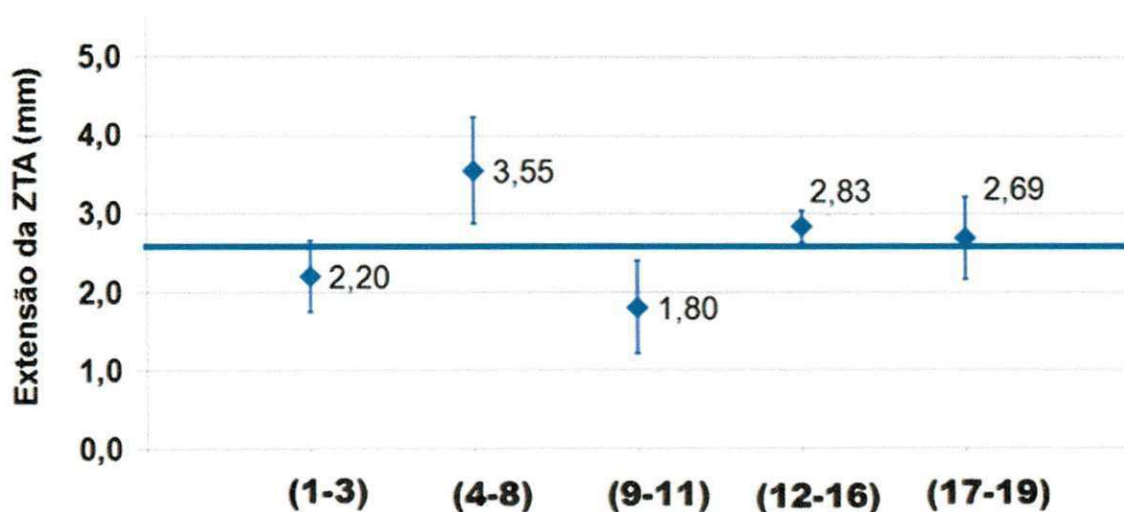


Figura 5.3 – Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo M1.

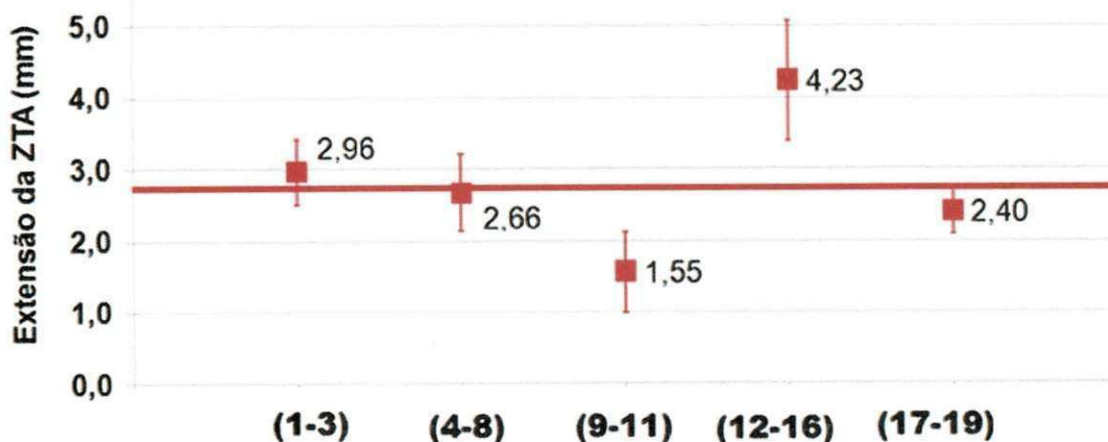


Figura 5.4 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo M2.

Na Figura 5.5 e Figura 5.6 tem-se o valor médio de extensão da ZTA com seu desvio padrão, referente aos processos R1 e R2.

Para os processos R1 e R2 observa-se que nas regiões (1-3) (17-19) os valores médios de extensão da ZTA estão mais uniformes quando comparados com as mesmas regiões para os processos M1 e M2. Os valores são aproximadamente semelhantes, em torno de 2,5 mm com desvio de 0,5 mm.

Em todos os grupos de medições referentes aos processos R1 e R2, observam-se valores médios de extensão de ZTA bastante semelhantes, entretanto para as regiões (9-11) e (12-16) referente ao processo R2, têm-se uma ligeira redução destes valores com uma diminuição nos desvios médios na região do passe de raiz.

Em comparação com os processos M1 e M2, os processos R1 e R2 apresentaram os menores valores médios de extensão de ZTA, com valores médios em torno de 1,80 e 1,53 μm , respectivamente; observa-se também que estes valores médios também apresentaram os menores desvios; este resultado foi possível em virtude do maior controle dos parâmetros de soldagem, em função da utilização de processos automatizados.

A utilização de energias de soldagem nos processos R1 e R2 inferiores aos processos M1 e M2 possibilitaram a utilização de maiores velocidades de soldagem, contribuindo assim para o aumento da produtividade, e favorecendo uma junta soldada com maior qualidade, já que uma redução da extensão da ZTA é importante para maior integridade da junta soldada.

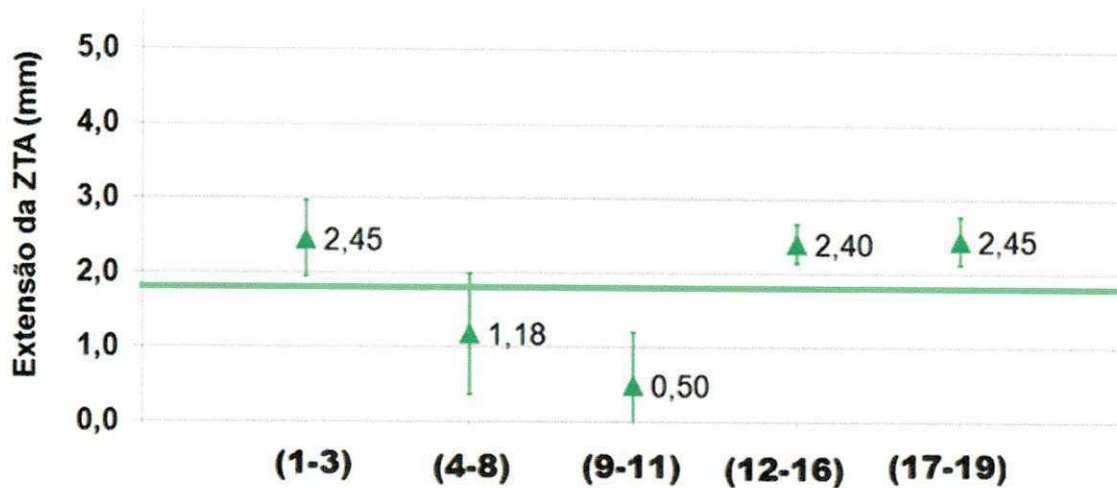


Figura 5.5 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo R1.

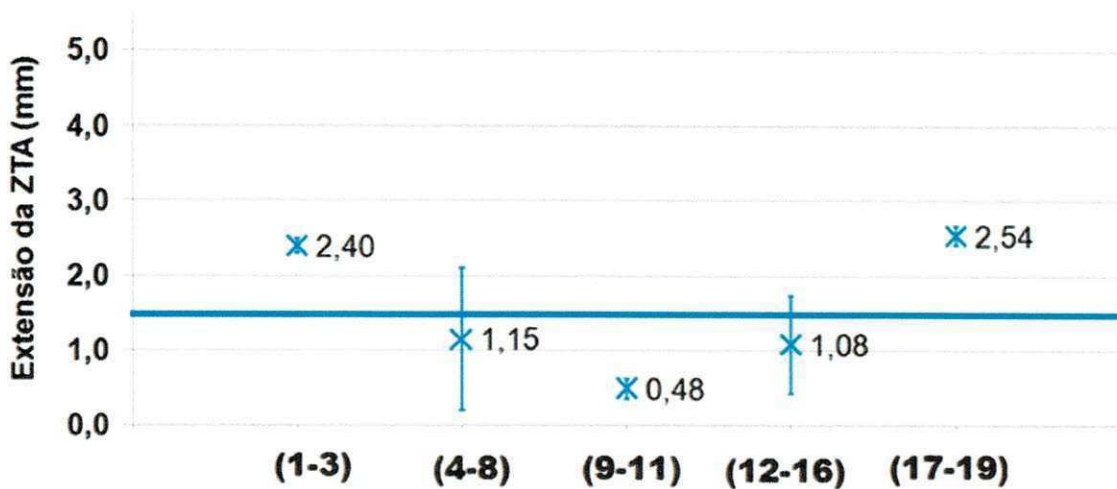


Figura 5.6 - Valores médios em cada grupo de medidas na ZTA para processo R2.

Diante dos resultados observados, a menor extensão da ZTA para os processos R1 e R2 contribuem para a maior qualidade da junta soldada, já que esta área é considerada crítica devido à grande susceptibilidade desta região à nucleação e propagação de trincas.

5.4 Tamanho de Grão na ZTA

O tamanho dos grãos na ZTA GF e ZTA GG adjacente à região dos passes de raiz para cada corpo de prova está indicado na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Tamanho de grão nas regiões da ZTA.

Processo de soldagem		ZTA- GG (μm)	ZTA-GG (ASTM)	ZTA- GF (μm)	ZTA-GF (ASTM)
Manual	M1	15,43	8,7	5,90	11,5
	M2	28,26	7,0	6,48	11,3
Robotizado	R1	16,11	8,6	5,37	11,8
	R2	20,43	7,9	4,70	12,2

Na ZTA GF observa-se uma redução mais significativa no tamanho de grão para o processo R2 ($4,70\mu\text{m}$), já para processo M2 têm-se o maior valor de tamanho de grão ($6,48\mu\text{m}$). Para os processos M1 e R1, os valores de tamanho de grão na ZTA GF apresentaram valores intermediários aos observados para os processos M2 e R2, sendo respectivamente $5,9$ e $5,37\mu\text{m}$. A utilização de maior aporte térmico para processo M2 justifica o maior valor de tamanho de grão observado.

Para o processo R2, o menor valor de tamanho de grão, embora a utilização de maior aporte térmico na região do passe de raiz, deve-se à influência do maior número de passes de enchimento para o processo R2, já que nos passes de enchimento do processo R2 foi utilizado o menor aporte térmico, justificando a redução da ZTA para este processo.

Na ZTA GG os valores de tamanho de grão sofrem variações mais significativas do que na ZTA GF; para o processo M1, têm-se o menor valor para o tamanho de grão dentre todos os demais processos ($15,43\mu\text{m}$) e para o processo M2 observa-se o maior valor ($28,26\mu\text{m}$). Para os processos M2 e R2, os maiores valores de tamanho de grão são consequência da maior energia de soldagem utilizada nas proximidades do passe de raiz. Além disso, o processo M2 utilizou uma maior temperatura de interpasse, favorecendo o maior valor de tamanho de grão encontrado.

5.5 Análise Microestrutural na ZTA

A Figura 5.7 e Figura 5.8 apresentam a ZTA GG para o processo M1 com aumentos de 500X e 3000X, respectivamente. Observa-se maior formação de ferrita no contorno de grão austenítico em função do maior aporte térmico observado para este processo.

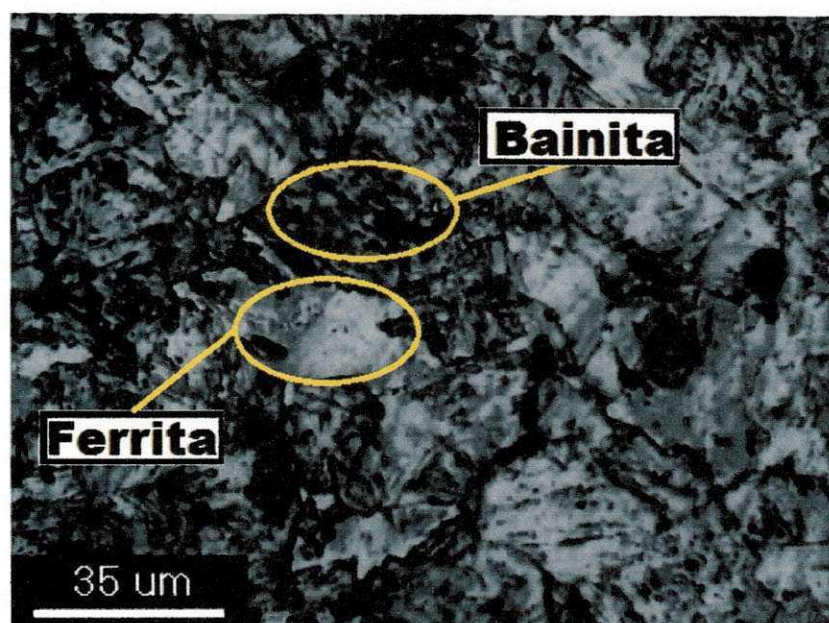


Figura 5.7 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M1, MO. 500X, Nital 1%.

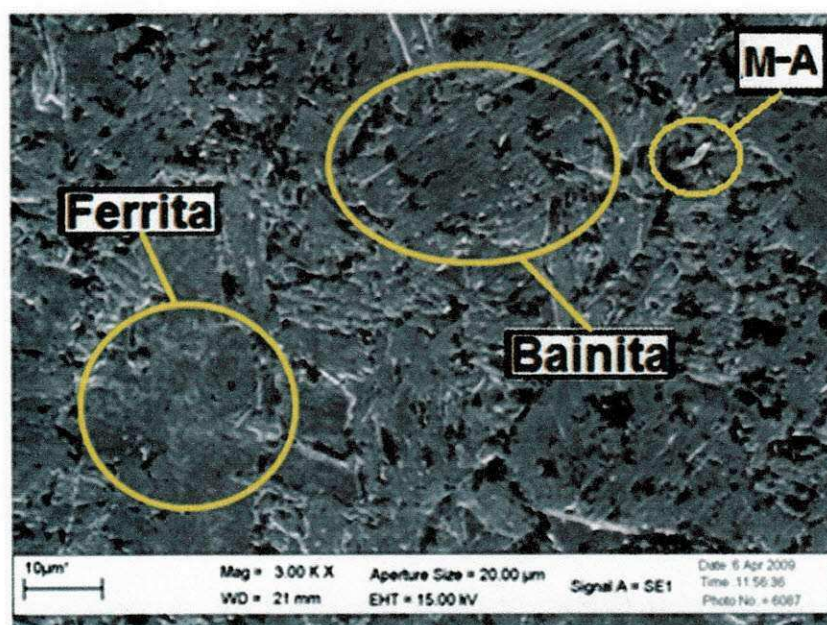


Figura 5.8 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M1, MEV. 3000X, Nital 3%.

A Figura 5.9 e Figura 5.10 apresentam a ZTA GG para o processo M2 com aumentos de 500X e 3000X, respectivamente. No processo M1, ocorreu maior formação de ferrita em virtude do alto aporte térmico, associado com o emprego de temperatura de interpasse.

O aumento do tamanho de grão pode ter ocorrido devido à dissolução de carbonetos que ancoram os contornos de grão austeníticos durante a austenitização.

Ocorre também a formação de M-A na microestrutura, gerando zonas críticas que podem favorecer a degradação da tenacidade nesta região.

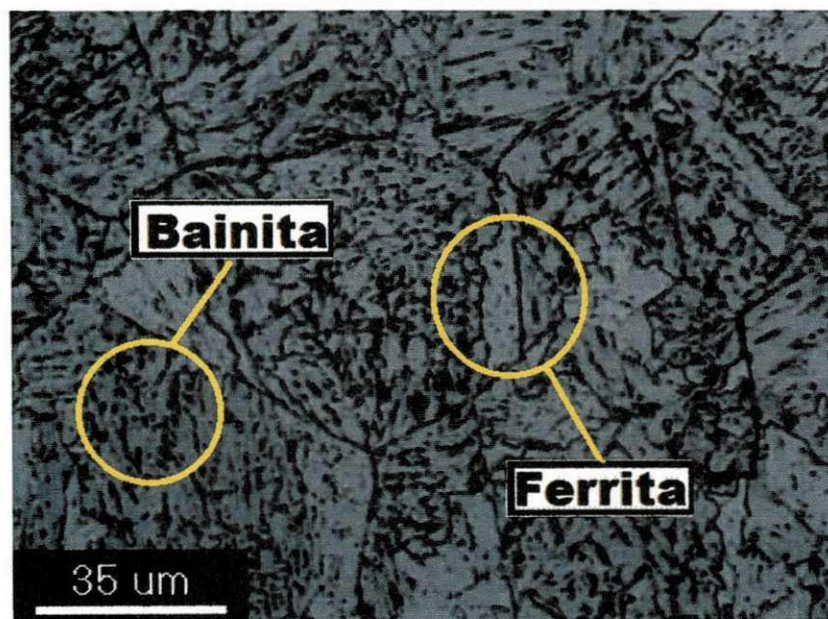


Figura 5.9 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M2, MO. 500X, Nital 1%.

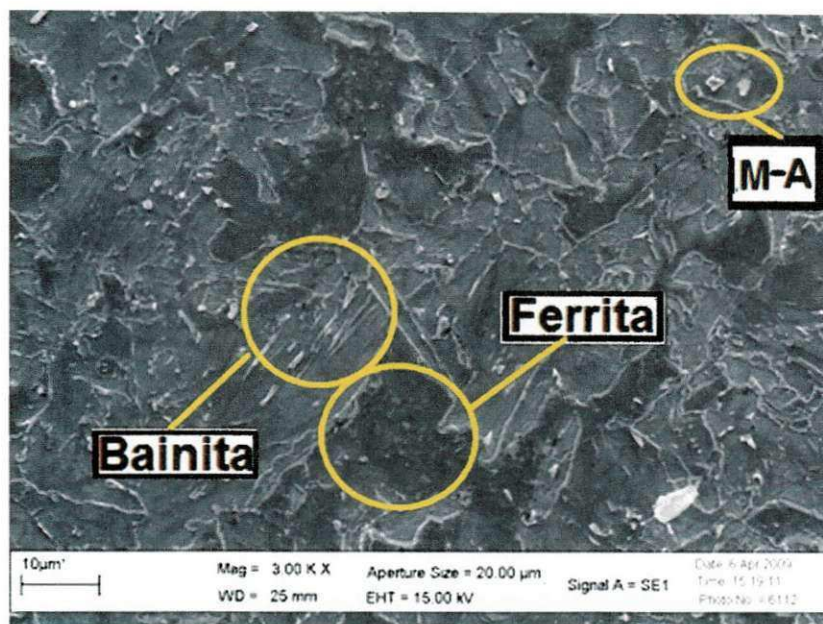


Figura 5.10 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo M2, MEV. 3000X, Nital 3%.

Da Figura 5.11 à Figura 5.13 apresenta-se a ZTA GG para o processo R1 com aumentos de 500X, 3000X e 7000X, respectivamente. Além da presença de bainita e ferrita, têm-se a formação de martensita, a ocorrência deste microconstituente juntamente com a bainita em maiores proporções pode ser atribuída à maior velocidade de soldagem utilizada neste processo, ocasionando taxas de resfriamento superiores.

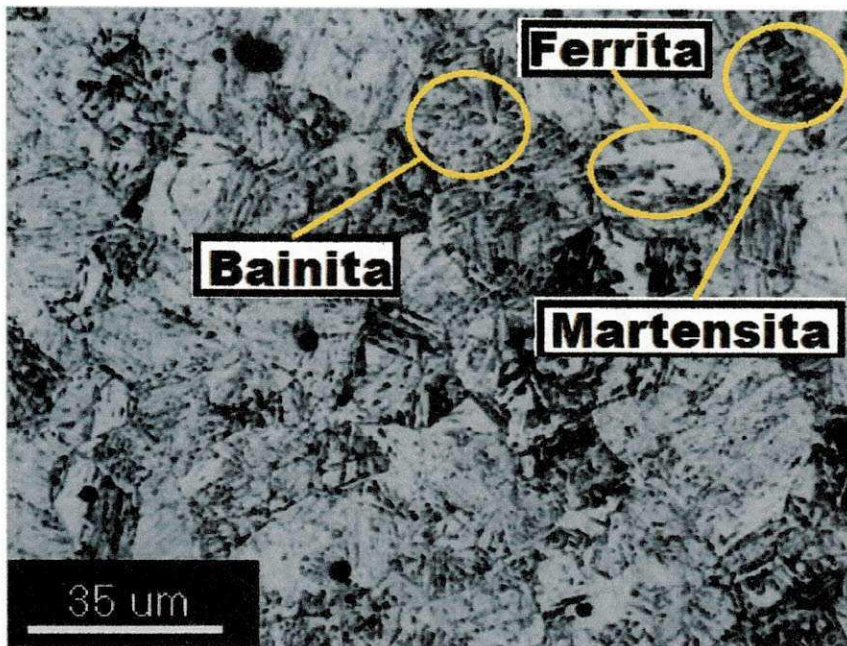


Figura 5.11 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MO. 500X, Nital 1%.

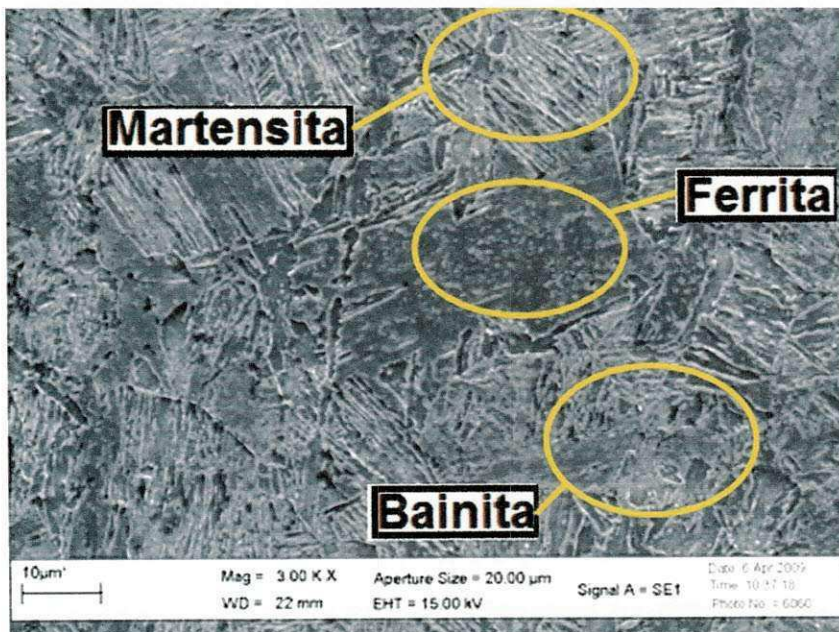


Figura 5.12 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MEV. 3000X, Nital 3%.

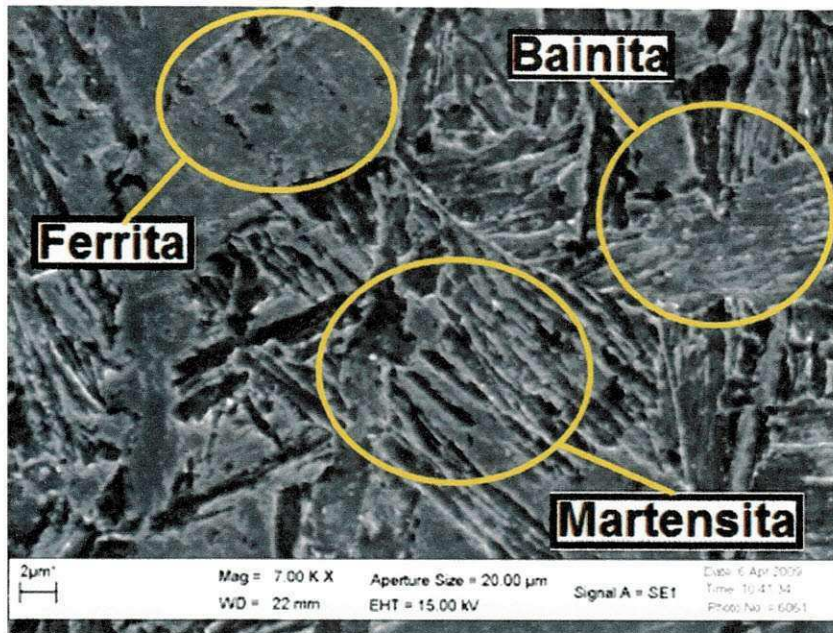


Figura 5.13 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R1, MEV. 7000X, Nital 3%.

A Figura 5.14 e Figura 5.15 apresentam a ZTA GG para o processo R2 nas proximidades do passe de raiz, com aumentos de 500X e 3000X, respectivamente. Ocorre a formação de uma microestrutura predominantemente bainítica devido ao elevado aporte térmico utilizado associado com a baixa velocidade de soldagem empregada. Esta microestrutura promove maior resistência associado com alta tenacidade para esta região da junta soldada (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006).

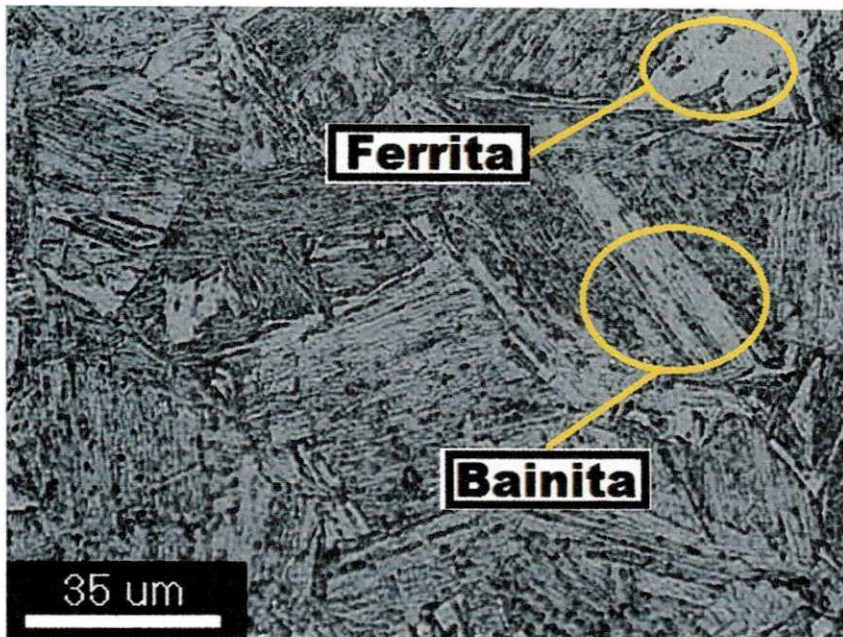


Figura 5.14 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R2, MO. 500X, Nital 1%.

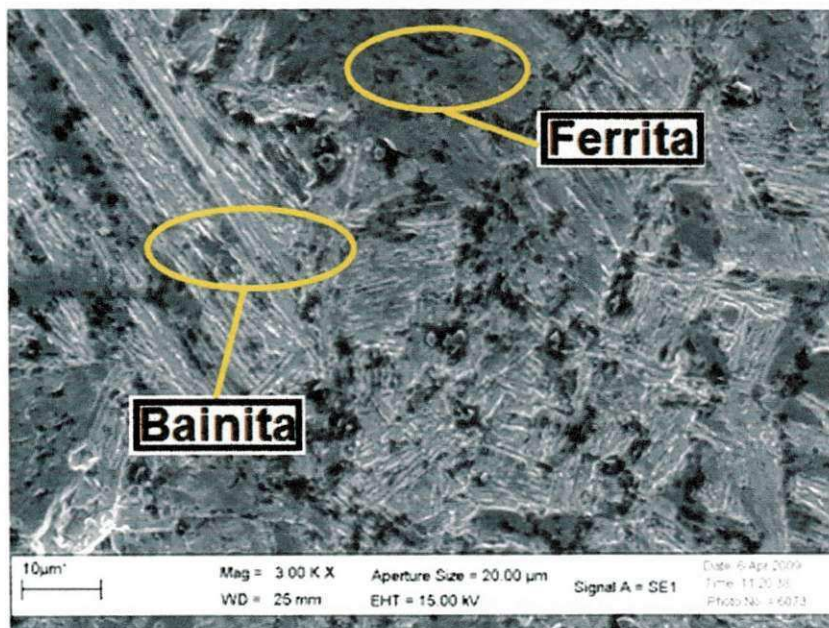


Figura 5.15 - Microestrutura na região da ZTA GG, processo R2, MEV. 3000X, Nital 3%.

Da Figura 5.16 à Figura 5.19 apresentam a ZTA GF, para os processos M1 e M2. Observa-se microestruturas com presença de bainita, ferrita e microconstituente M-A, em virtude do maior aporte térmico utilizado para estes processos.

Para o processo M2, têm-se uma microestrutura com grãos de ferrita maiores devido à maior energia de soldagem empregada, assim como da aplicação de maior temperatura de interpasse.

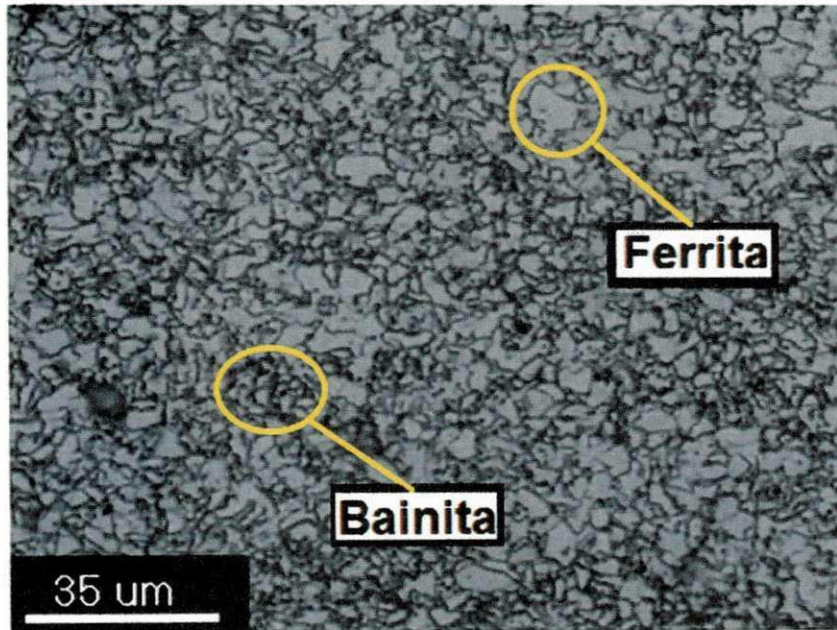


Figura 5.16 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M1, MO. 500X, Nital 1%.

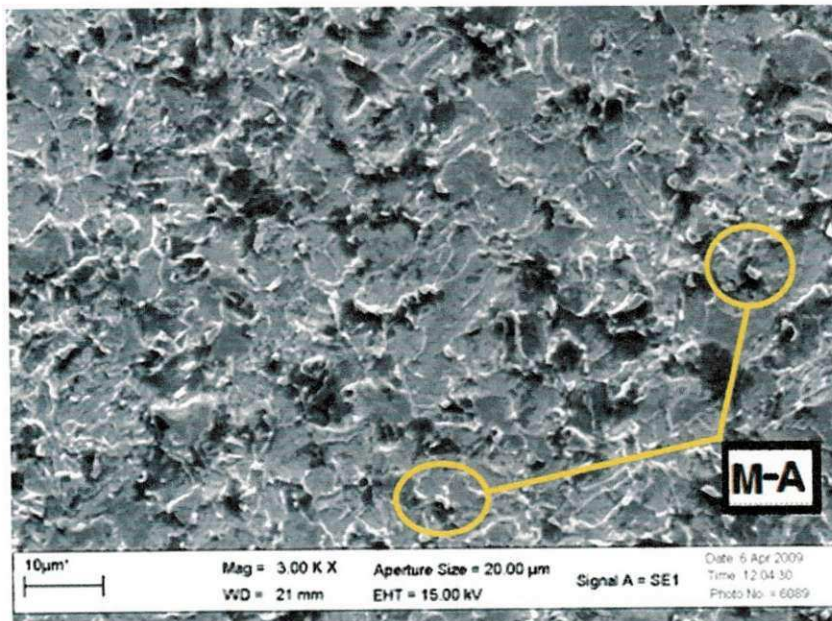


Figura 5.17 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M1, MEV. 3000X, Nital 3%.

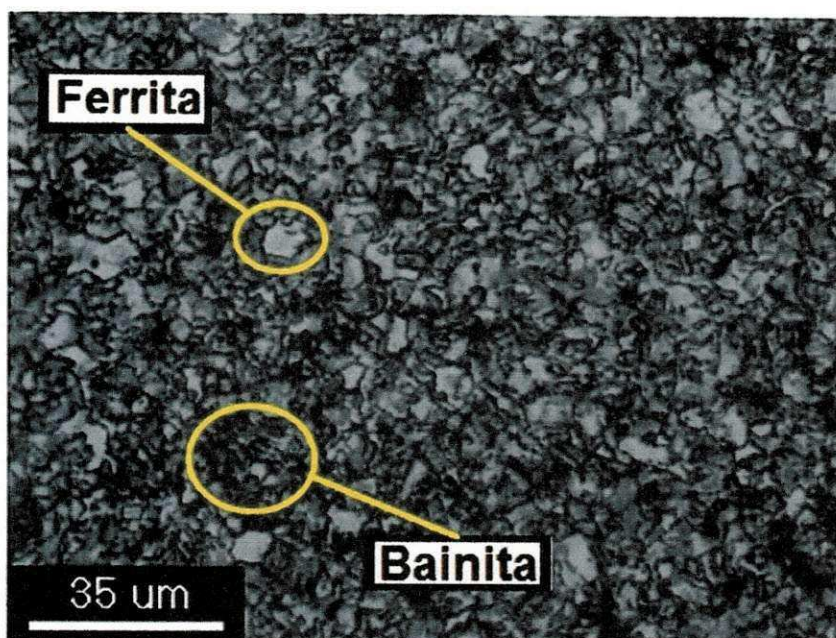


Figura 5.18 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M2, MO. 500X, Nital 1%.

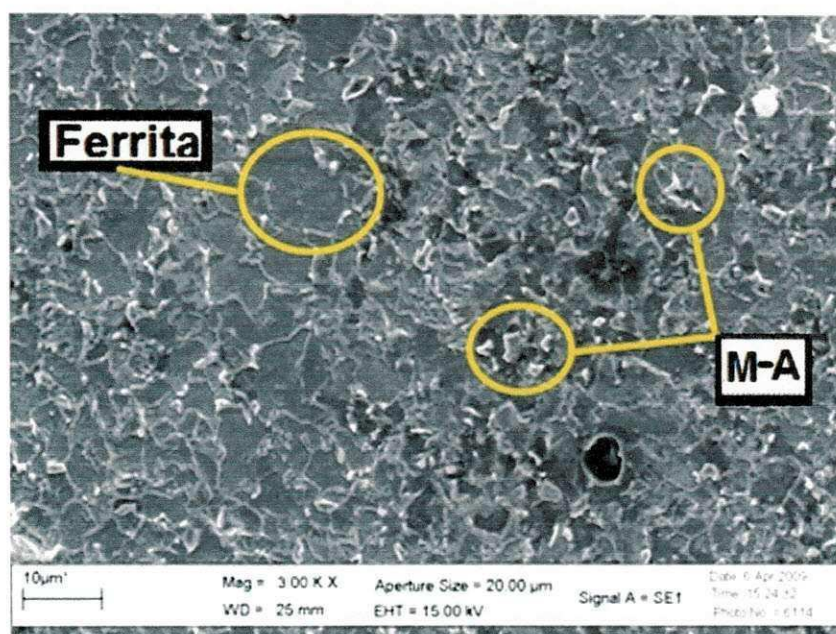


Figura 5.19 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo M2, MEV. 3000X, Nital 3%.

Na ZTA GF para o processo R1, (Figura 5.20 e Figura 5.21) devido à menor energia de soldagem utilizada, e uma maior velocidade de soldagem foi possível a obtenção de uma microestrutura mais refinada com menor formação de M-A, conseqüentemente reduzindo locais favoráveis a fragilização onde os valores de tenacidade são baixos e comprometem a integridade da junta soldada (VISHNU, 1984; BHADSHIA & HONEYCOMBE, 2006).

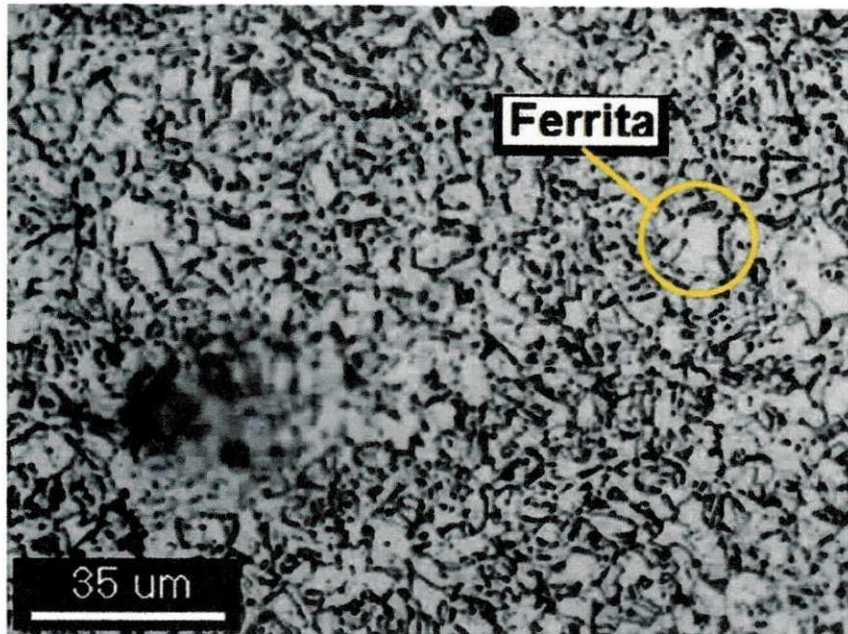


Figura 5.20 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R1, MO. 500X, Nital 1%.

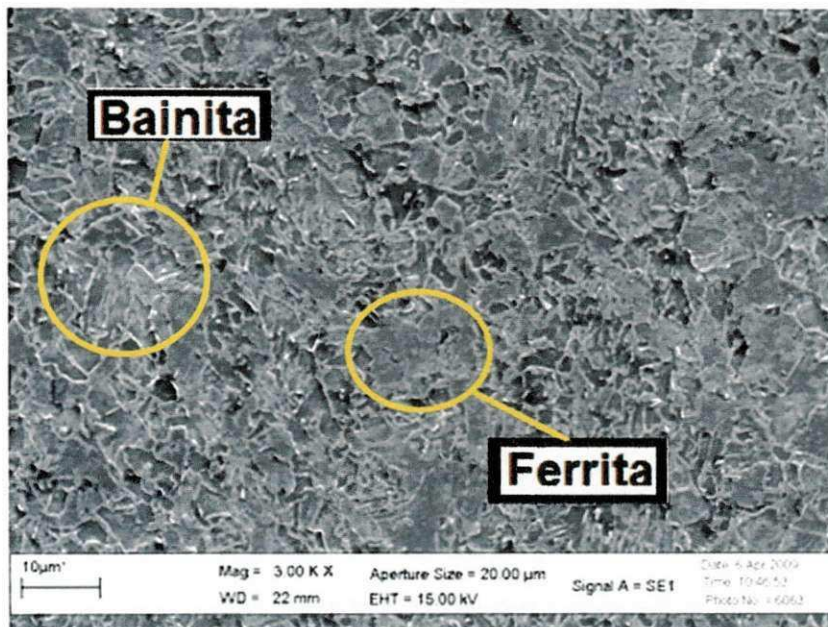


Figura 5.21 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R1, MEV. 3000X, Nital 3%.

Na ZTA GF para o processo R2 (Figura 5.22 e Figura 5.23), nas proximidades do passe de raiz, observa-se também uma microestrutura mais refinada com menor formação de M-A e maior presença de uma microestrutura bainítica.

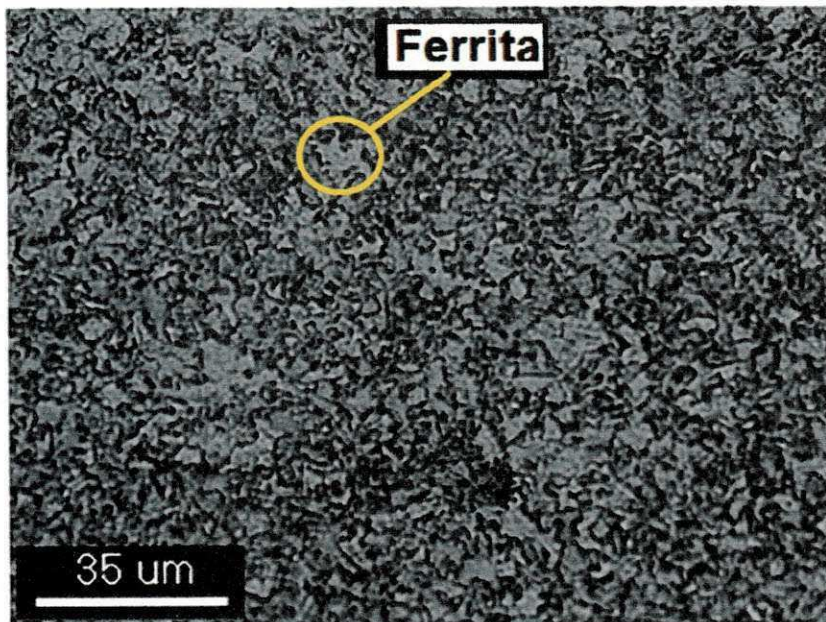


Figura 5.22 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R2, MO. 500X, Nital 1%.

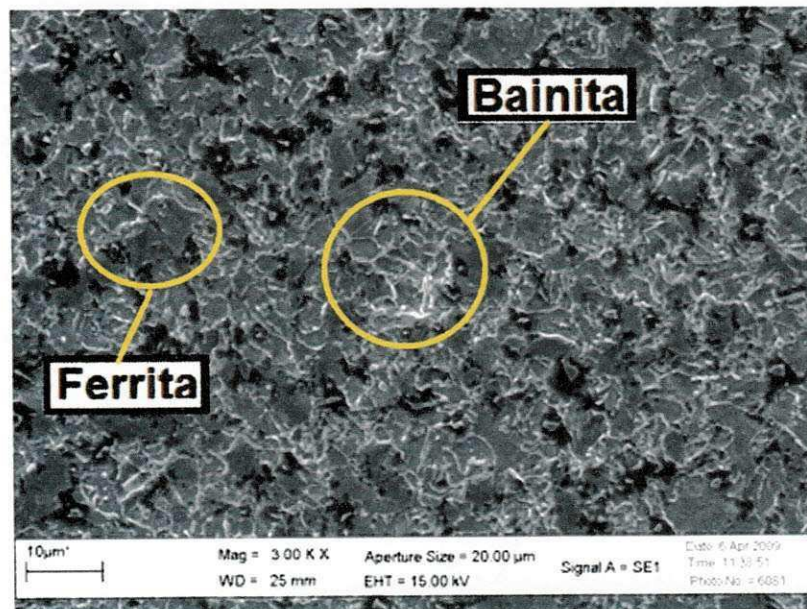


Figura 5.23 - Microestrutura na região da ZTA GF, processo R2, MEV. 3000X, Nital 3%.

5.6 Análise e Quantificação dos Microconstituintes no Metal de Solda

Foi realizado o cálculo do valor de P_{cm}^4 no metal de base como um parâmetro de análise, os valores obtidos encontram-se na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Valores de P_{cm} no metal de solda obtido em cada processo.

Metal de solda das amostras	P_{cm} (%)
M1e M2	0,21
R1	0,17
R2	0,19

Todos os P_{cm} 's dos metais de solda estão dentro do recomendado pela norma API 5L (2000), onde o valor máximo de P_{cm} não deve ultrapassar 0,25%. Entretanto, observa-se melhores resultados (valores de P_{cm} menores) para os processos R1 e R2.

Na Tabela 5.4 apresentam-se as frações volumétricas dos microconstituintes presentes nos metais de solda para cada processo. Uma característica importante que pode ser observada nesta tabela é o maior percentual de microconstituente AF encontrado nos processos R1 e R2 em comparação com os processos M1 e M2.

Apesar da presença de microconstituintes como PF(I), o percentual de AF se torna mais atuante. Percentuais de AF da ordem de 50,1% e 60,5%, respectivamente, podem ser atribuídos à maior proporção de elementos de liga como Mn (%) presente nestes metais de solda que promovem a formação de AF (EVANS, 1980), V (GRONG & MATLOCK, 1986) e Cr (EVANS, 1989; JORGE et al., 2001).

Tabela 5.4 - Frações volumétricas de microconstituintes no metal de solda.

Processo de soldagem	PF(I)%	PF(G)%	FS(A)%	FS(NA)%	AF%	FC%
M1	23,2	6,0	14,1	4,4	31,3	21,0
M2	31,3	16,7	3,0	7,6	21,0	20,4
R1	24,9	7,1	0,0	3,6	50,1	14,3
R2	18,0	2,0	1,5	2,0	60,5	16,0

⁴ $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$

No processo M1 têm-se uma microestrutura com elevados percentuais de FS(A) e PF(I) (ver Figura 5.24), isto ocorre em virtude do menor controle dos parâmetros de soldagem associado com a utilização de processos manuais; (BUBNOFF & VENTRELLA, 2002) observaram percentuais elevados de FS(A) na soldagem manual a arco elétrico com eletrodo revestido de aço API 5L X70 utilizando E8010-G como metal de adição.

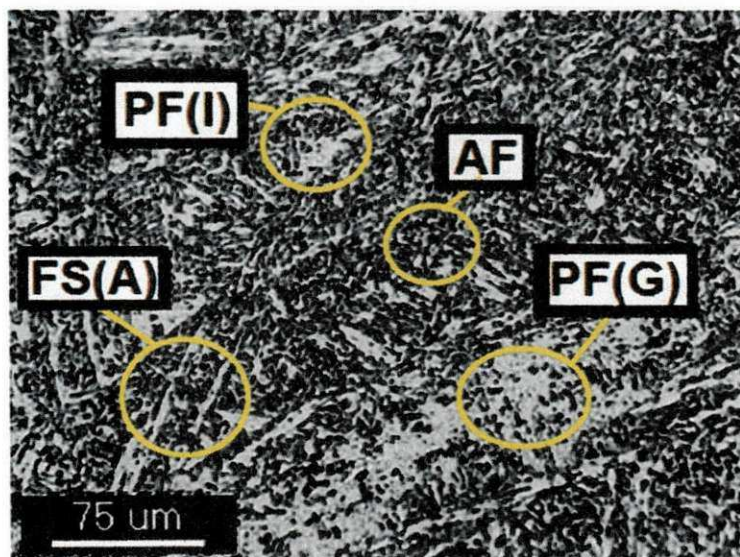


Figura 5.24 - Microestrutura no metal de solda do processo M1, MO. 200X, Nital 1%.

No processo M2 observa-se uma maior presença dos microconstituintes PF(G) e PF(I) (ver Figura 5.25), isto deve-se a maior energia de soldagem utilizada neste processo associada a uma maior temperatura de interpasse.

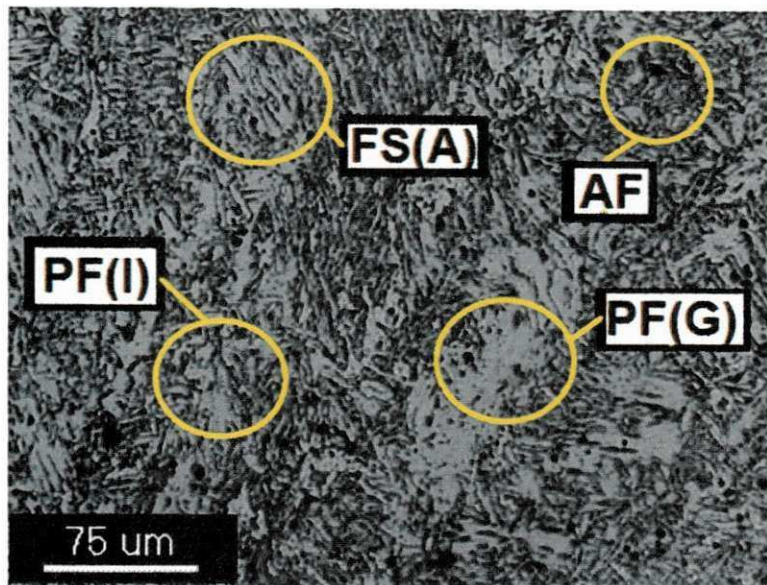


Figura 5.25 - Microestrutura no metal de solda do processo M2, MO. 200X, Nital 1%.

A Figura 5.26 apresenta a microestrutura dos metais de solda obtidos pelo processo R1, onde observa-se a maior presença de AF e PF(I).

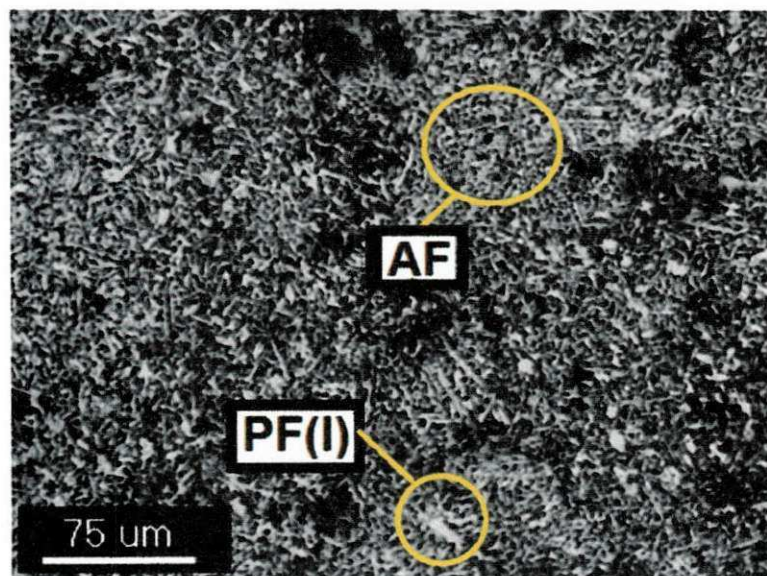


Figura 5.26 - Microestrutura no metal de solda do processo R1, MO. 200X, Nital 1%.

A Figura 5.27 apresenta as microestruturas dos metais de solda obtidos pelo processo R2, onde observa-se a maior presença de AF e PF(I).

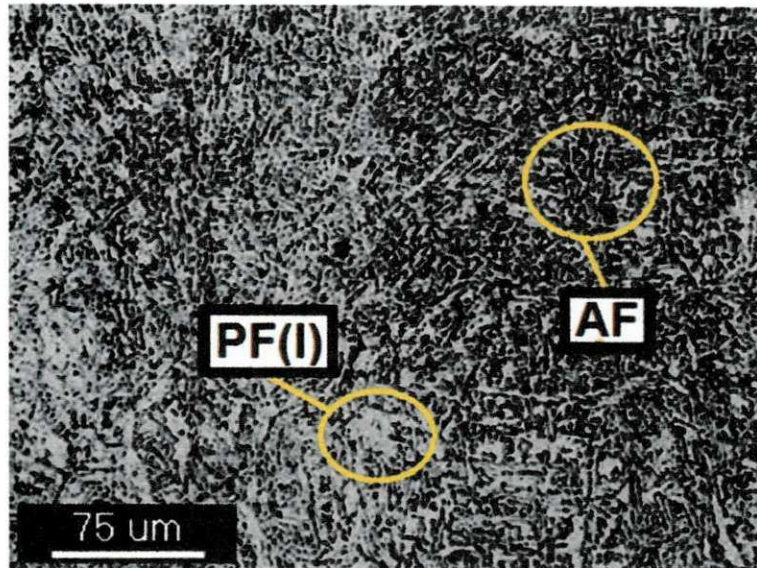


Figura 5.27 - Microestrutura no metal de solda do processo R2, MO. 200X, Nital 1%.

Na Figura 5.28 tem-se um aumento de 500x, referente ao processo R2, mostrando com detalhe o microconstituente AF.

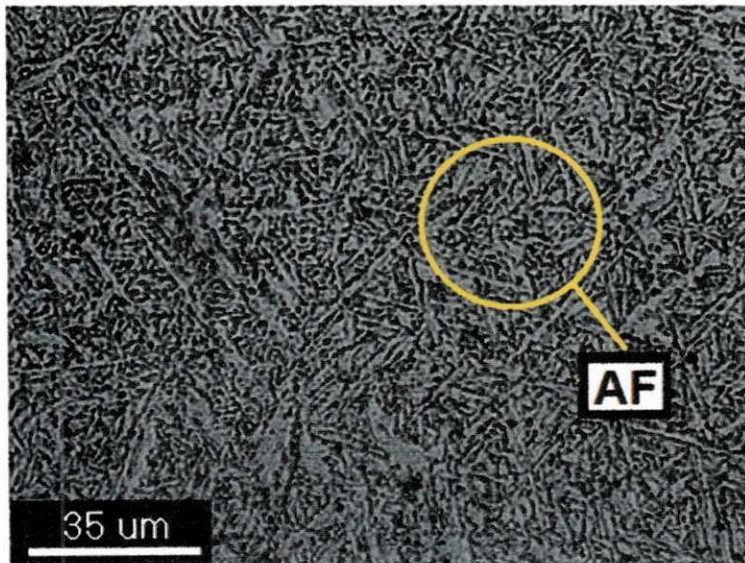


Figura 5.28 - Microestrutura no metal de solda do processo R2, MO. 500X, Nital 1%.

5.7 Análise de Microdureza

Segue-se abaixo o comportamento do perfil de microdureza em três regiões diferentes, interceptando o passe raiz (linha inferior), os passes de

enchimento intermediários (linha intermediária) e os passes de acabamento (linha superior), referente aos processos M1, M2, R1 e R2.

A quantidade de medidas em cada linha não foi constante em virtude das variações observadas na extensão da ZTA, assim como na distribuição de metal de solda diferente em cada linha.

Na Figura 5.29 têm-se o comportamento de microdureza na linha inferior para o processo M1; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $242 \text{ HV} \pm 18 \text{ HV}$, considerando um total de 60 medições.

Os resultados analisados nesta linha mostram que para o processo M1 houve uma maior dispersão de valores de microdureza na região da ZTA GG; observa-se na Figura 5.29 que o valor mínimo e máximo de dureza, da ordem de 163 HV e 310 HV ocorreu na ZTA. Esta heterogeneidade de valores pode proporcionar regiões propensas à nucleação de trincas na região de elevada dureza.

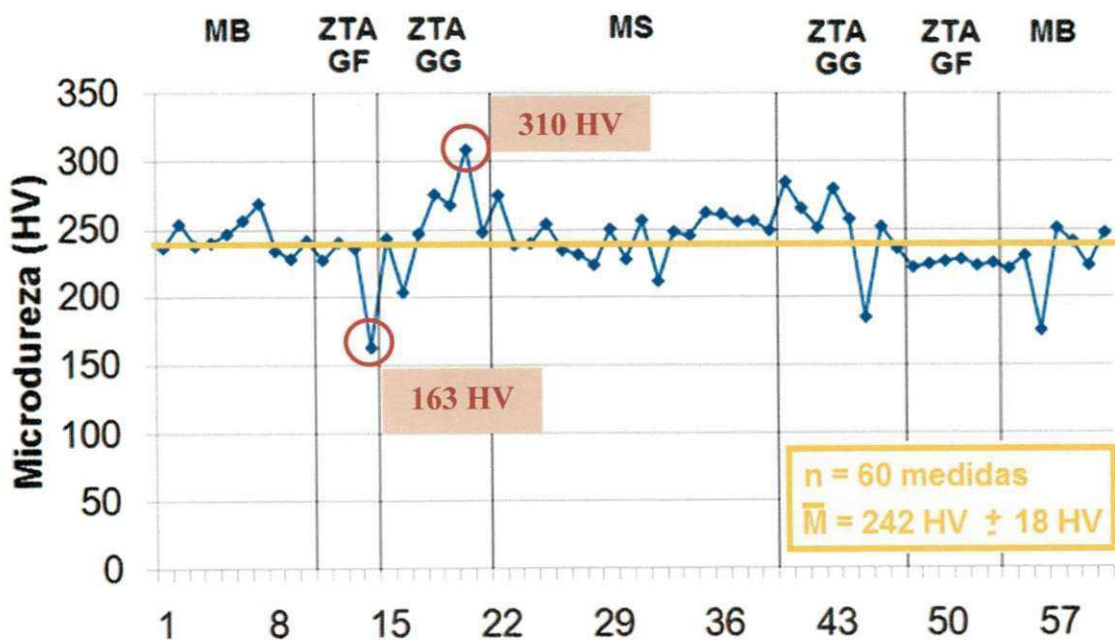


Figura 5.29 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo M1.

Estes picos nos valores de microdureza podem ser atribuídos à presença do micrconstituinte M-A, identificados por MEV; por outro lado, os

picos inferiores de microdureza podem ser atribuídos a presença de microconstituintes de baixa resistência como PF.

Na Figura 5.30 tem-se o comportamento da microdureza referente à linha intermediária para o processo M1; a média dos valores de microdureza está em torno de 228 HV \pm 14 HV, considerando um total de 75 medições.

As medidas de microdureza na região da ZTA, referente à linha intermediária para o processo M1, apresentaram variações menores de microdureza em comparação com a linha inferior, não sendo observados picos elevados de microdureza na ZTA; conforme Figura 5.30, o valor mínimo e máximo de dureza, da ordem de 178 HV e 267 HV, encontram-se no metal de solda, não sendo tão crítico quando comparado com os valores de microdureza observados na região da ZTA para o processo M1.

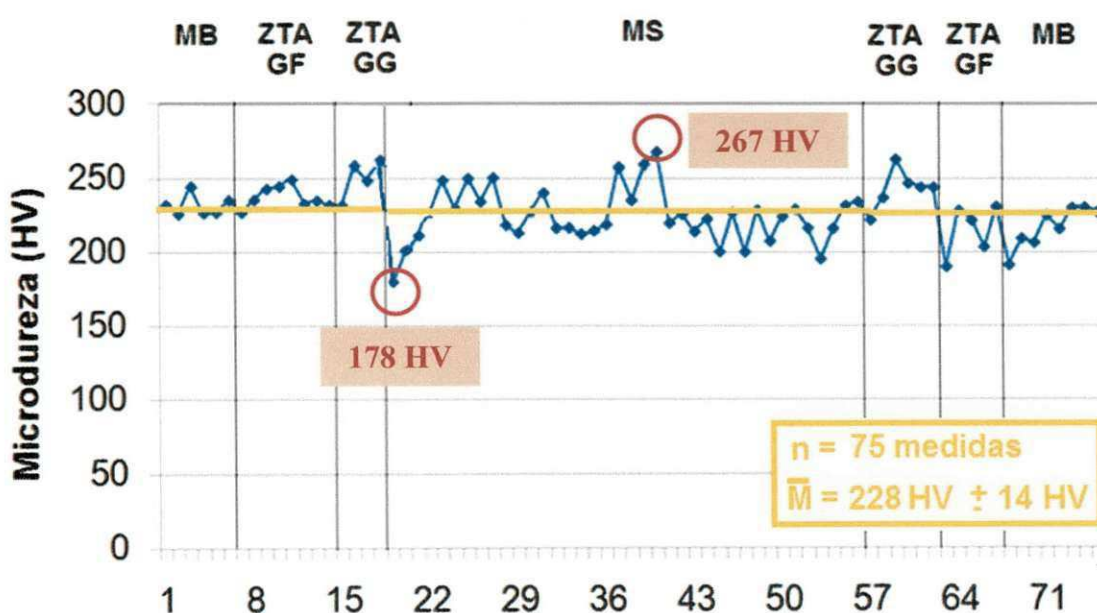


Figura 5.30 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo M1.

Na Figura 5.31 tem-se o comportamento da microdureza referente à linha superior para o processo M1; a média dos valores de microdureza está em torno de 238 HV \pm 16 HV, considerando um total de 94 medições.

Observa-se também pela Figura 5.31, picos de microdureza mínimo e máximo, da ordem de 136 HV e 293 HV, entretanto, estes valores foram obtidos no metal de solda.

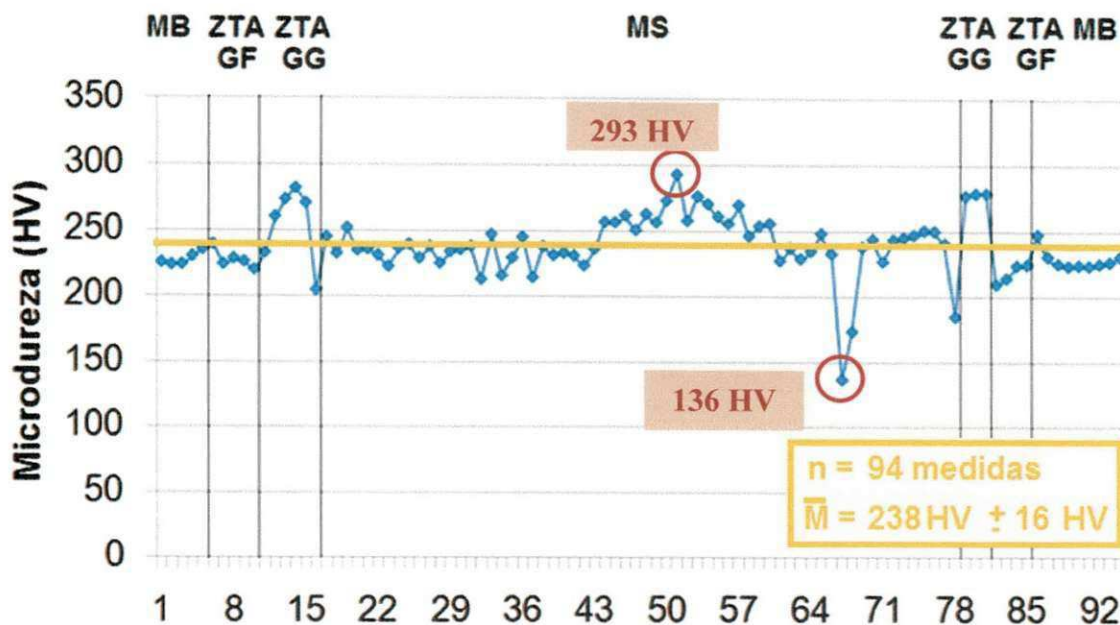


Figura 5.31 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo M1.

Na Figura 5.32 têm-se uma representação geral da junta soldada com todos os valores médios e respectivos desvios, referente ao processo M1, onde cada região da junta soldada é representada por uma letra, foram determinados os valores médios para cada região, n representa o número de medidas em cada região.

Observa-se na Figura 5.32 que os maiores valores médios de microdureza ocorreram na ZTA GG (linha superior, região S), cujo valor é da ordem de $278 \pm 1 \text{ HV}$, mostrando o quanto esta região é crítica para junta soldada.

A	245 ± 10 HV	(n = 10)	H	232 ± 5 HV	(n = 6)	O	238 ± 16 HV	(n = 5)
B	217 ± 27 HV	(n = 4)	I	237 ± 6 HV	(n = 8)	P	228 ± 5 HV	(n = 8)
C	257 ± 23 HV	(n = 7)	J	250 ± 10 HV	(n = 4)	Q	254 ± 24 HV	(n = 3)
D	246 ± 13 HV	(n = 18)	K	224 ± 14 HV	(n = 38)	R	239 ± 15 HV	(n = 62)
E	252 ± 21 HV	(n = 8)	L	243 ± 9 HV	(n = 6)	S	278 ± 1 HV	(n = 3)
F	225 ± 2 HV	(n = 6)	M	215 ± 14 HV	(n = 5)	T	218 ± 6 HV	(n = 4)
G	227 ± 18 HV	(n = 7)	N	217 ± 11 HV	(n = 8)	U	229 ± 5 HV	(n = 9)

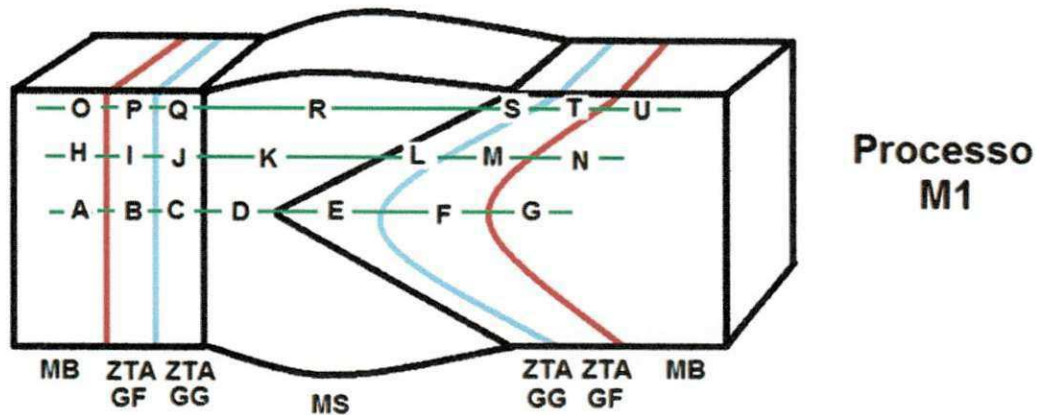


Figura 5.32 – Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo M1.

Na Figura 5.33 têm-se o comportamento de microdureza na linha inferior para o processo M2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $190 \text{ HV} \pm 13 \text{ HV}$, considerando um total de 96 medições.

Observa-se também pela Figura 5.33, picos de microdureza mínimo e máximo, da ordem de 143 HV e 230 HV, entretanto, estes valores foram obtidos no metal de solda e metal de base, respectivamente.

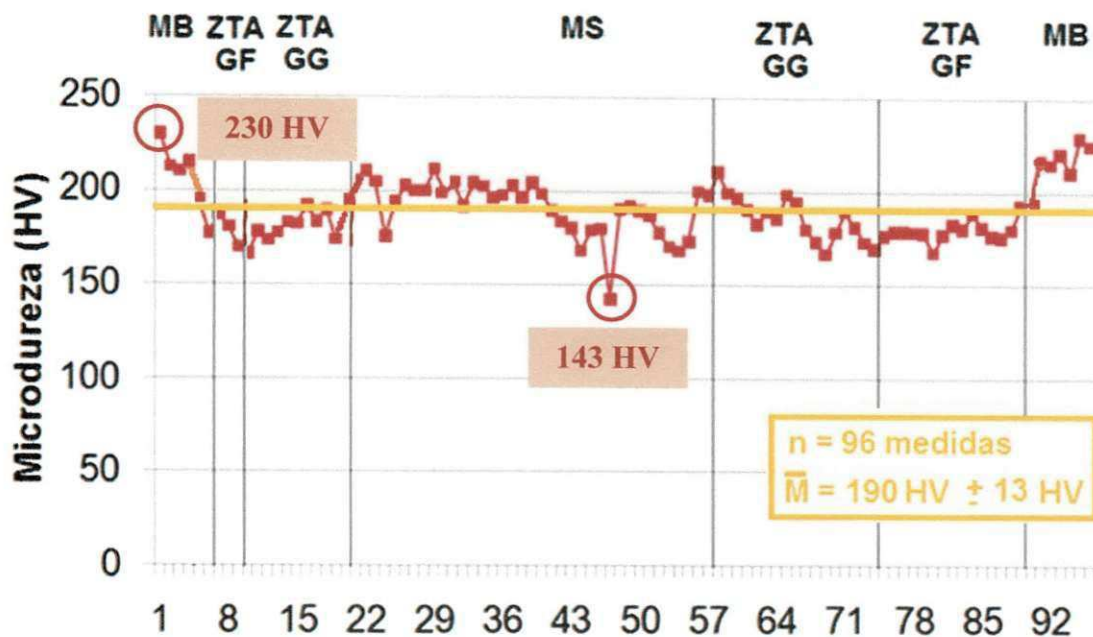


Figura 5.33 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo M2.

O número de medições para o processo M2 foi superior ao processo M1 em virtude da utilização de um distanciamento maior entre chanfros, assim como a utilização de maior temperatura de interpasse, favorecendo o aumento na extensão da ZTA.

Além destes fatores, o processo M2 apresentou valores de microdureza bem inferiores ao processo M1, podem ser atribuídos à redução da taxa de resfriamento, proporcionada pelas condições de maior energia de soldagem, associado com a utilização de maior temperatura de interpasse, aumentando a possibilidade de formação de microconstituintes de baixa dureza como PF (G) no metal de solda e possibilitando também, o crescimento de grão na ZTA e a queda de dureza nesta região. Uma queda nos valores de microdureza em juntas soldadas do aço API 5L X80 também foi observado por Trevisan et al. (2002) ao utilizar uma maior temperatura de interpasse.

Este resultado pode proporcionar uma queda significativa na resistência mecânica da junta, o que é preocupante já que os aços ARBL têm como principal objetivo possuir alta resistência mecânica associada à boa tenacidade, (EROGLU & AKSOY, 2000).

Esse comportamento também foi observado por Linnert (1994) e Ordóñez (2004) em soldas de múltiplos passes de juntas de aço API 5L X65 e X80, respectivamente.

Na Figura 5.34 têm-se o comportamento de microdureza na linha intermediária para o processo M2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de 212 HV \pm 11 HV, considerando um total de 96 medições.

Analisando a linha intermediária para o processo M2, percebe-se o mesmo comportamento obtido para linha inferior, onde a média dos valores de microdureza é inferior ao observado na linha intermediária para o processo M1.

Observa-se também pela Figura 5.34, picos de microdureza mínimo e máximo, da ordem de 164 HV e 242 HV, estes valores foram obtidos no metal de solda e ZTA GG, respectivamente.

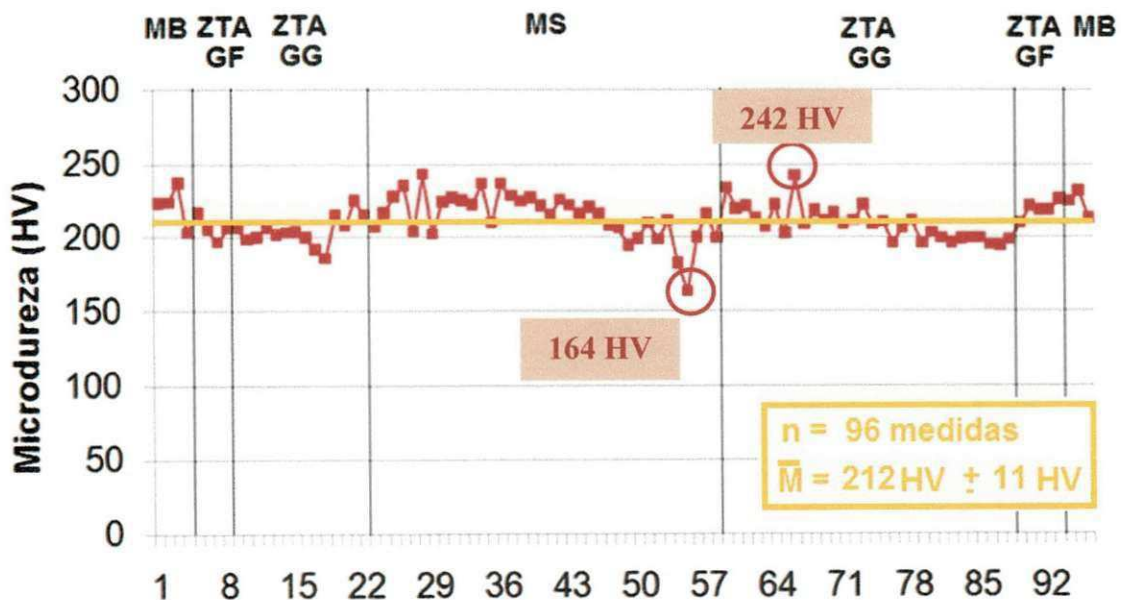


Figura 5.34 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo M2.

Observa-se Figura 5.34 que o valor médio de microdureza encontrado é superior ao observado na linha inferior; isto é explicado devido às diferentes taxas de resfriamento em função das diferentes energias de soldagem utilizadas nos passes de raiz e de enchimento. Esse comportamento também foi observado por Azevedo (2007) em juntas soldadas do aço API 5L X46, por

Tsay et al. (2001) em soldas realizadas em tubos de aço API 5L X65 e também constatado por Ordóñez (2004) em juntas soldadas do aço API 5L X80.

Na Figura 5.35 têm-se o comportamento de microdureza na linha superior para o processo M2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $213 \text{ HV} \pm 14 \text{ HV}$, considerando um total de 121 medições.

Os valores de microdureza observados para esta linha superior do processo M2 apresentou valor médio de microdureza menor em comparação com a linha superior do processo M1.

Observa-se pela Figura 5.35 a ocorrência de um valor de microdureza da ordem de 114 HV, um valor relativamente baixo em relação à média, entretanto, este valor foi observado no metal solda, região menos crítica em comparação a ZTA; já o maior valor de microdureza foi encontrado no metal de base, com valor da ordem de 268 HV.

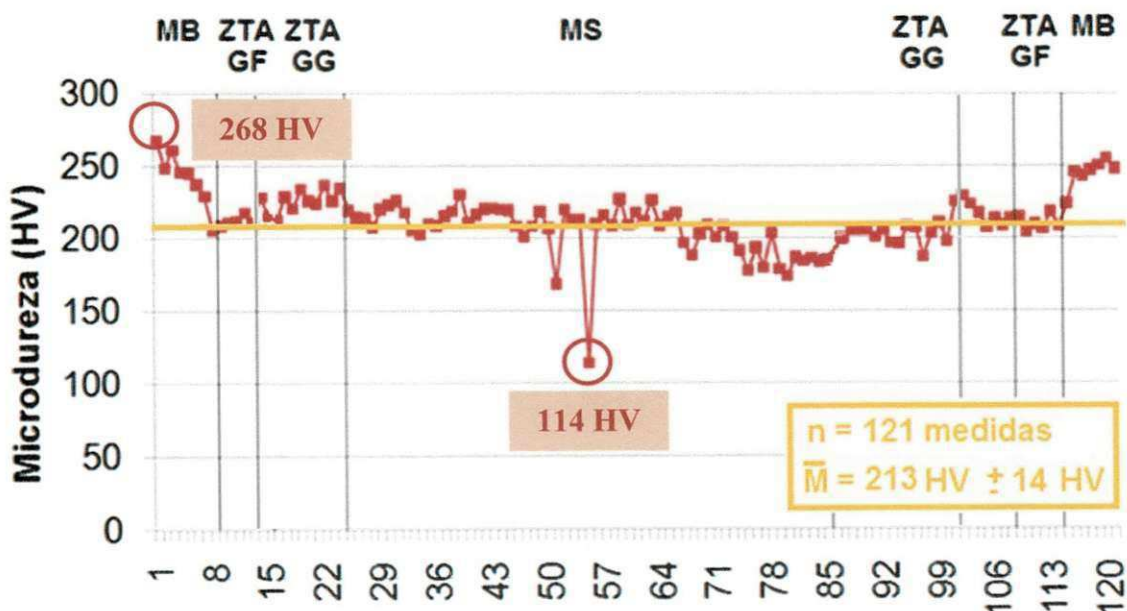


Figura 5.35 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo M2.

Na Figura 5.36 têm-se uma representação da junta soldada com todos os valores médios e seus respectivos desvios, referente ao processo M2.

Observa-se na Figura 5.36 que os maiores valores médios de microdureza ocorrem no metal de base (linha superior, região U), cujo valor é da ordem de $245 \pm 6 \text{ HV}$.

A	206 ± 14 HV	(n = 6)	H	222 ± 9 HV	(n = 4)	O	243 ± 14 HV	(n = 8)
B	179 ± 6 HV	(n = 3)	I	206 ± 6 HV	(n = 4)	P	212 ± 3 HV	(n = 8)
C	181 ± 6 HV	(n = 11)	J	204 ± 7 HV	(n = 14)	Q	226 ± 6 HV	(n = 8)
D	191 ± 11 HV	(n = 37)	K	215 ± 12 HV	(n = 36)	R	205 ± 12 HV	(n = 77)
E	186 ± 10 HV	(n = 17)	L	209 ± 9 HV	(n = 30)	S	217 ± 6 HV	(n = 7)
F	180 ± 4 HV	(n = 15)	M	219 ± 4 HV	(n = 5)	T	211 ± 4 HV	(n = 6)
G	216 ± 8 HV	(n = 7)	N	223 ± 7 HV	(n = 3)	U	245 ± 6 HV	(n = 7)

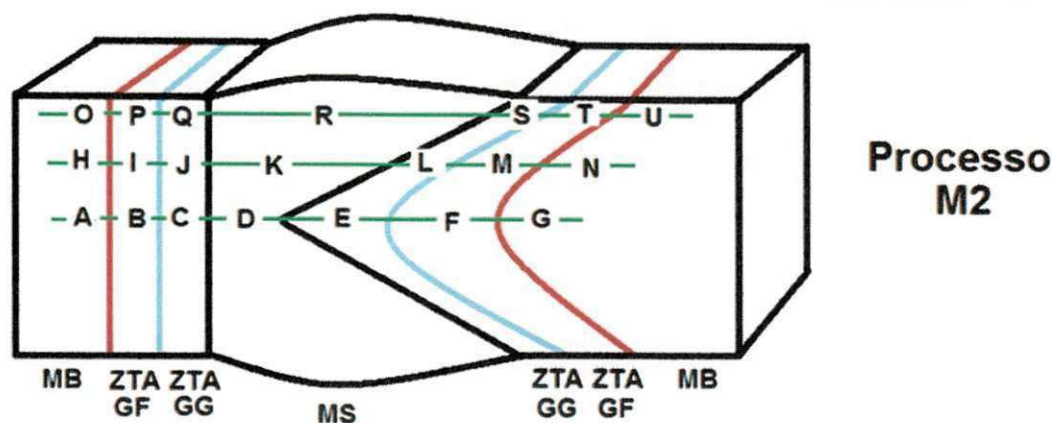


Figura 5.36 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo M2.

Na Figura 5.37 têm-se o comportamento de microdureza na linha inferior para o processo R1; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $227 \text{ HV} \pm 24 \text{ HV}$, considerando um total de 43 medições.

Pode-se observar pela Figura 5.37 que o maior valor de microdureza foi encontrado próximo a linha de fusão, na separação entre o metal de solda e a região da ZTA GG, cujo valor é da ordem de 286 HV; o menor valor de microdureza ocorreu no metal de solda, cujo valor é da ordem de 165 HV.

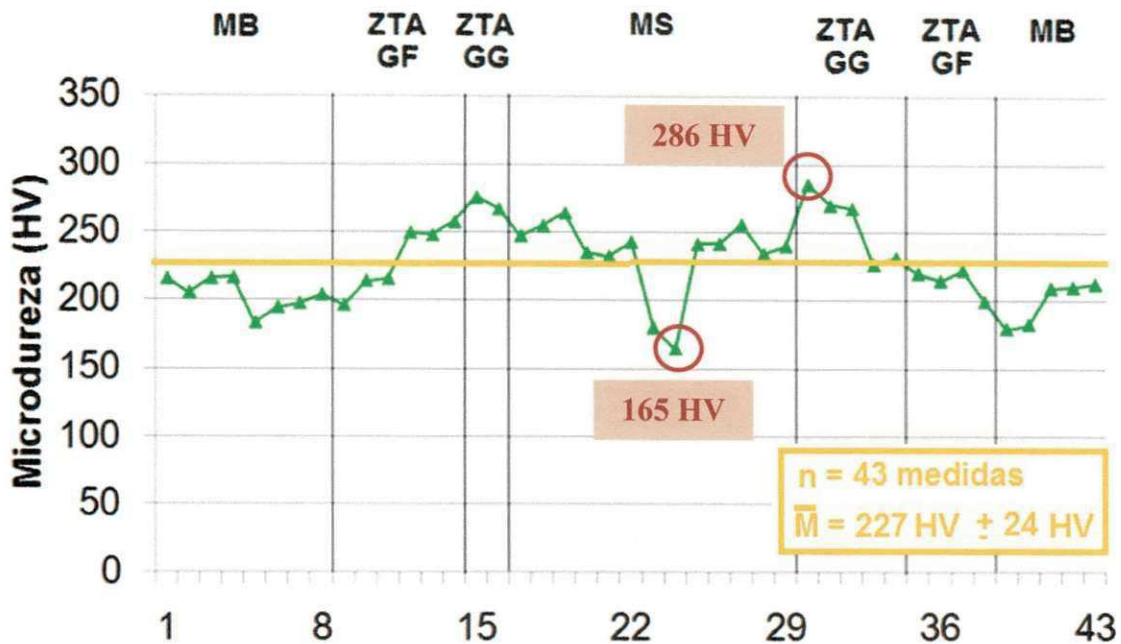


Figura 5.37 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada, processo R1.

Na Figura 5.38 têm-se o comportamento de microdureza na linha intermediária para o processo R1; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $237 \text{ HV} \pm 15 \text{ HV}$, considerando um total de 86 medições.

Analisando a Figura 5.38, observa-se que semelhantemente a linha inferior para este processo, o maior valor de microdureza foi encontrado próximo a linha de fusão, na separação entre o metal de solda e a região da ZTA GG, cujo valor é da ordem de 294 HV; o menor valor de microdureza ocorreu no metal de solda, cujo valor é da ordem de 188 HV.

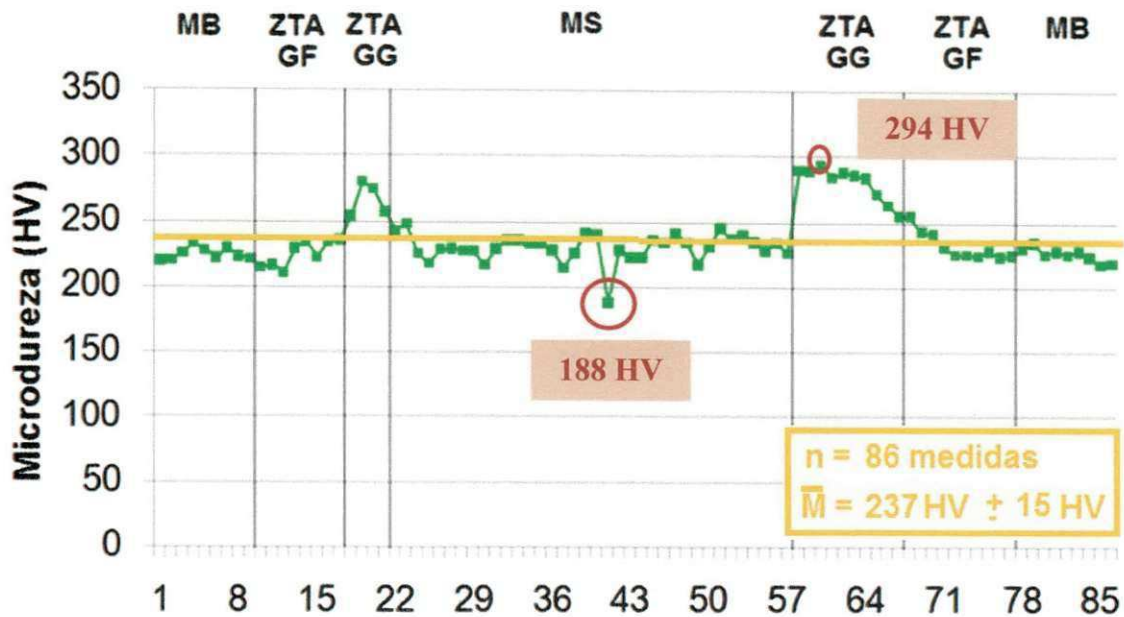


Figura 5.38 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada, processo R1.

Na Figura 5.39 têm-se o comportamento de microdureza na linha superior para o processo R1; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de 232 HV \pm 17 HV, considerando um total de 120 medições.

Para esta linha superior, observa-se pela Figura 5.39, um comportamento semelhante ao observado para linha inferior e intermediária para este processo, ou seja, o maior valor de microdureza foi encontrado próximo a linha de fusão, na separação entre o metal de solda e a região da ZTA GG, cujo valor é da ordem de 279 HV; já o menor valor de microdureza ocorreu na ZTA GG, cujo valor é da ordem de 176 HV.

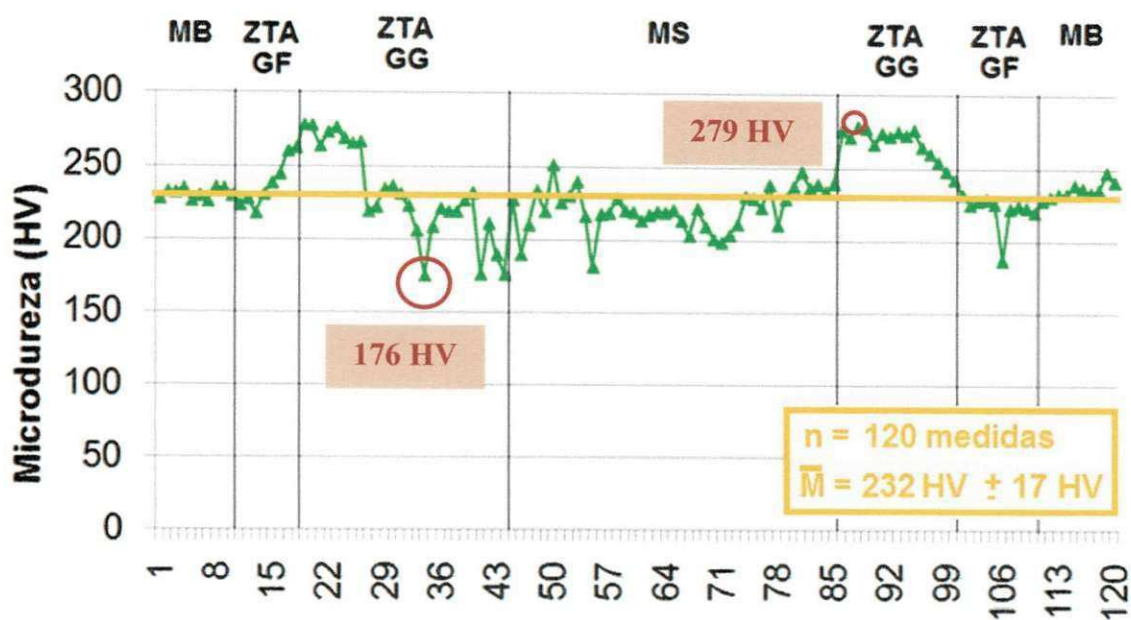


Figura 5.39 - Medidas de microdureza na linha superior da junta soldada, processo R1.

Na Figura 5.40 tem-se uma representação da junta soldada com todos os valores médios e seus respectivos desvios, referente ao processo R1.

A	205 ± 24 HV	(n = 8)	H	225 ± 4 HV	(n = 9)	O	231 ± 3 HV	(n = 10)
B	231 ± 22 HV	(n = 6)	I	225 ± 9 HV	(n = 8)	P	238 ± 13 HV	(n = 8)
C	272 ± 4 HV	(n = 2)	J	267 ± 11 HV	(n = 4)	Q	233 ± 25 HV	(n = 26)
D	234 ± 19 HV	(n = 13)	K	230 ± 8 HV	(n = 36)	R	220 ± 12 HV	(n = 40)
E	257 ± 22 HV	(n = 5)	L	280 ± 10 HV	(n = 10)	S	265 ± 11 HV	(n = 16)
F	215 ± 7 HV	(n = 4)	M	233 ± 9 HV	(n = 10)	T	221 ± 7 HV	(n = 10)
G	200 ± 14 HV	(n = 5)	N	226 ± 4 HV	(n = 9)	U	236 ± 4 HV	(n = 10)

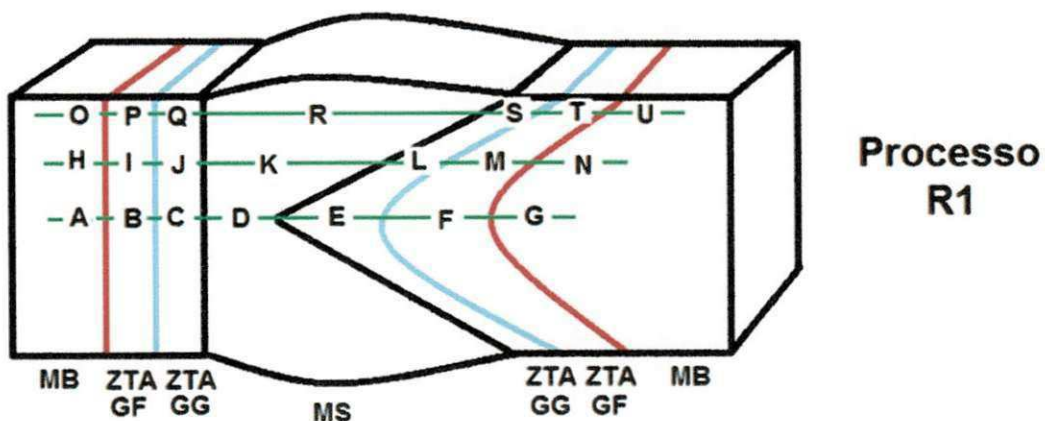


Figura 5.40 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo R1.

Observa-se na Figura 5.40 que os maiores valores médios de microdureza ocorrerem na ZTA GG (linha intermediária, região L), cujo valor é da ordem de 280 ± 10 HV, o que torna esta região uma zona crítica para junta soldada.

Na Figura 5.41 têm-se o comportamento de microdureza na linha inferior para o processo R2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $233 \text{ HV} \pm 13 \text{ HV}$, considerando um total de 45 medições.

Nesta linha inferior, observa-se na Figura 5.41 um perfil mais homogêneo, em todas as regiões da junta soldada; os valores de microdureza mínimo e máximo foram de 199 HV e 266 HV, respectivamente; em termos de qualidade da junta soldada, esta uniformidade é benéfica, possibilitando maior continuidade nas propriedades mecânicas da junta soldada.

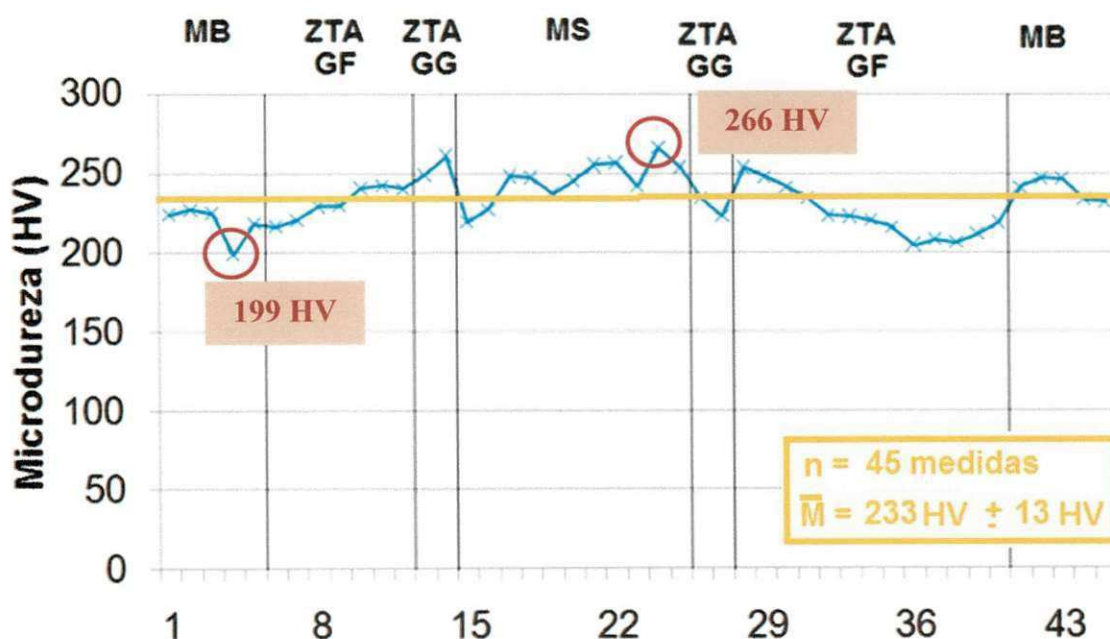


Figura 5.41 - Medidas de microdureza na linha inferior da junta soldada. Processo R2.

Na Figura 5.42 têm-se o comportamento de microdureza na linha intermediária para o processo M2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de $239 \text{ HV} \pm 14 \text{ HV}$, considerando um total de 70 medições.

Observa-se na Figura 5.42 que os valores de microdureza mínimo e máximo foram de 182 HV e 299 HV, respectivamente, sendo encontrados na região da ZTA GG.

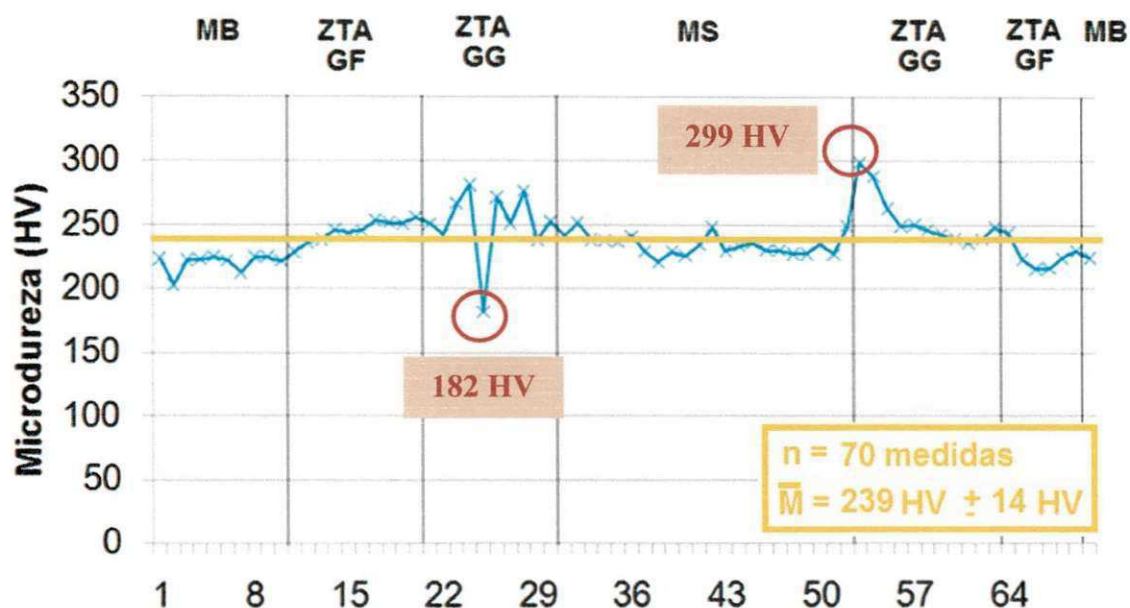


Figura 5.42 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada. Processo R2.

Na Figura 5.43 têm-se o comportamento de microdureza na linha superior para o processo M2; observa-se que a média dos valores de microdureza está em torno de 246 HV \pm 19 HV, considerando um total de 80 medições.

Observa-se na Figura 5.43 que os valores de microdureza mínimo e máximo foram de 186HV e 308 HV, respectivamente, sendo encontrados no metal de solda.

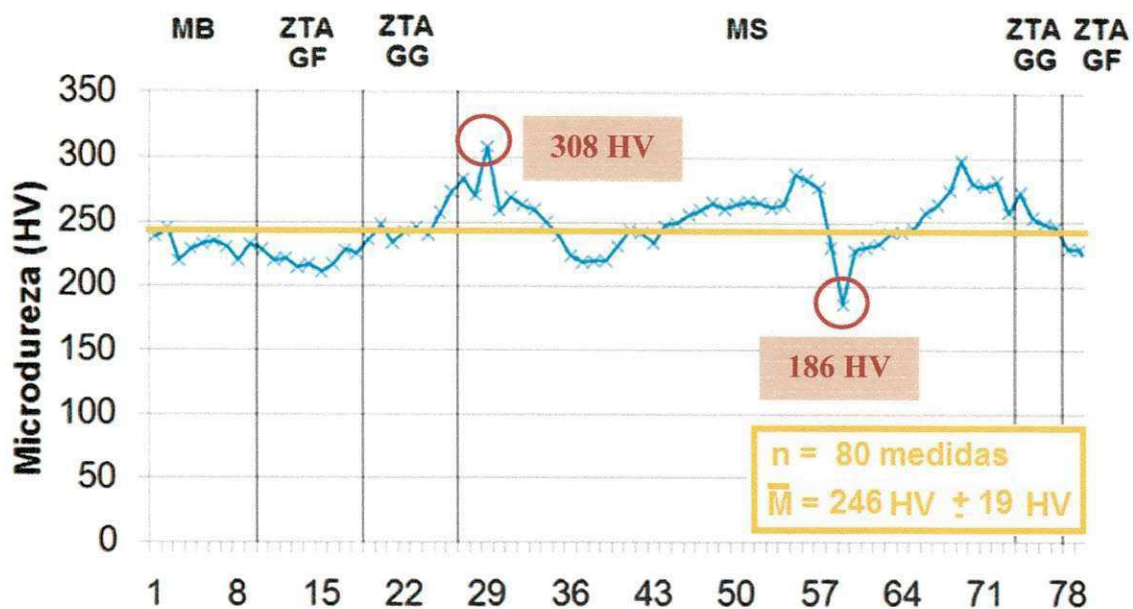


Figura 5.43 - Medidas de microdureza na linha intermediária da junta soldada. Processo R2.

Na Figura 5.44 têm-se uma representação da junta soldada com todos os valores médios e seus respectivos desvios, referente ao processo R2.

A	219 ± 8 HV	(n = 5)	H	220 ± 5 HV	(n = 10)	O	231 ± 6 HV	(n = 9)
B	232 ± 8 HV	(n = 7)	I	245 ± 7 HV	(n = 10)	P	220 ± 5 HV	(n = 9)
C	255 ± 6 HV	(n = 2)	J	252 ± 18 HV	(n = 10)	Q	247 ± 10 HV	(n = 8)
D	245 ± 10 HV	(n = 11)	K	235 ± 6 HV	(n = 22)	R	255 ± 19 HV	(n = 47)
E	229 ± 6 HV	(n = 2)	L	255 ± 16 HV	(n = 11)	S	256 ± 9 HV	(n = 6)
F	224 ± 13 HV	(n = 13)	M	226 ± 8 HV	(n = 6)	T	229 ± 0 HV	(n = 1)
G	240 ± 6 HV	(n = 5)	N	224 ± 0 HV	(n = 1)	U	-	-

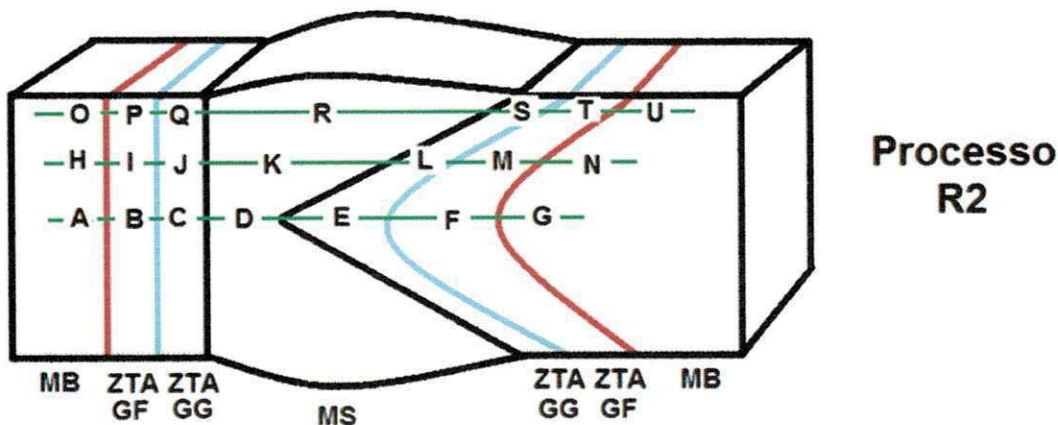


Figura 5.44 - Representação geral das médias de microdureza em todas as regiões da junta soldada, processo R2.

Observa-se na Figura 5.44 que os maiores valores médios de microdureza ocorrerem na ZTA GG (linha superior, região S), cujo valor é da ordem de 256 ± 9 HV, inferior ao encontrado para os processos M1, M2 e R1.

Os resultados analisados mostram que o processo R2 em comparação com todos os demais processos, apresentou maior homogeneidade nos valores de microdureza em toda a junta soldada, principalmente na região da ZTA.

5.8 Ensaio de Impacto Charpy

Para as análises dos resultados dos ensaios de impacto, considerou-se a energia específica Charpy; esta foi definida como sendo a energia Charpy, registrada na máquina de ensaio, dividida apenas pela área que fraturou. Isto foi realizado a fim de comparar os resultados obtidos para todos os processos empregados, já que os CPs Charpy para o processo R2 não romperam totalmente.

Na Figura 5.45 têm-se os resultados de ensaio de impacto Charpy para corpos de prova com entalhe posicionado no passe de raiz e na Figura 5.46 para entalhe posicionado nos passe de enchimento do metal solda.

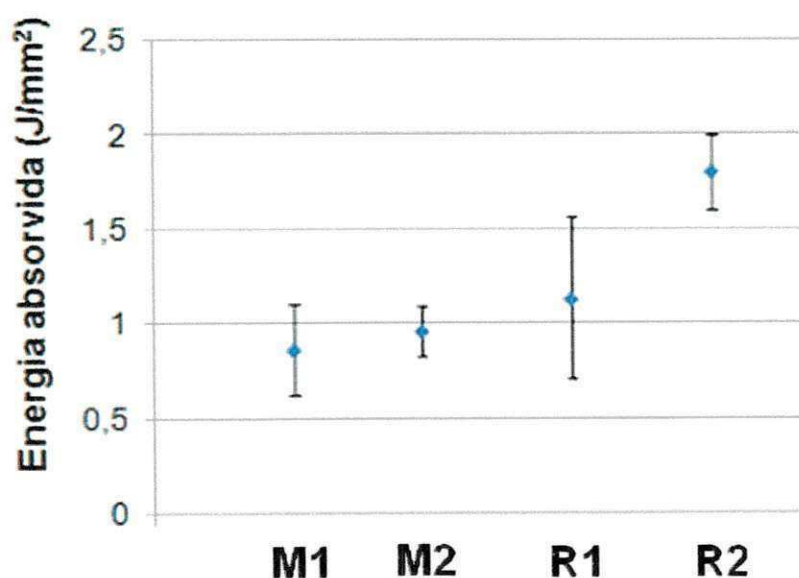


Figura 5.45 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Corpos de prova com entalhe posicionado no passe de raiz.

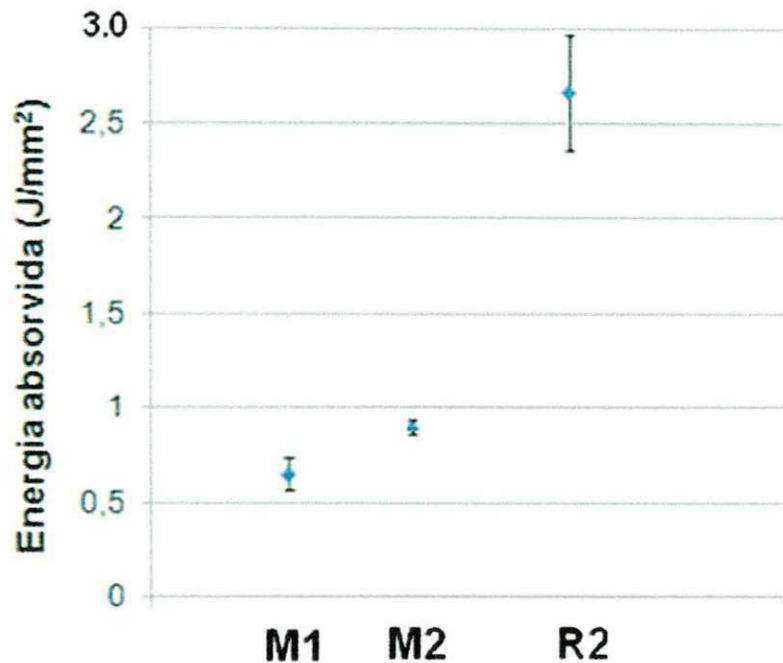


Figura 5.46 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Corpos de prova com entalhe posicionado no passe de enchimento.

As amostras com entalhe posicionado em passe de enchimento referente ao processo R1 apresentaram falhas no rompimento e não foram analisadas, entretanto, em virtude da utilização do mesmo processo de soldagem (robotizado com arame tubular) nos passes de enchimento para o processo R2, optou-se por analisar o resultado referente a este processo.

Verifica-se que as amostras com entalhe posicionado no passe de raiz, referente ao processo R2, apresentaram os maiores valores de energia absorvida; semelhantemente, as amostras com entalhe posicionado em passe de enchimento, referente ao processo R2, também atingiram os maiores valores de energia absorvida.

Apesar do baixo percentual de grãos recristalizados observada para os processos R1 e R2, a formação de uma microestrutura com maior presença de AF proporcionou os melhores resultados de energia absorvida nos ensaio de impacto, o que também foi observado por (BHADESHIA & HONEYCOMBE, 2006; EASTERLING, 1992).

5.8.1 *Análise da Superfície de Fratura*

Após o ensaio de impacto Charpy, foram analisadas as superfícies de fratura dos corpos de prova, para todos os processos de soldagem. Em todos os casos examinados observaram-se fraturas do tipo dúctil.

Da Figura 5.47 à Figura 5.50 observam-se as superfícies de fratura com entalhe localizado no passe de raiz.

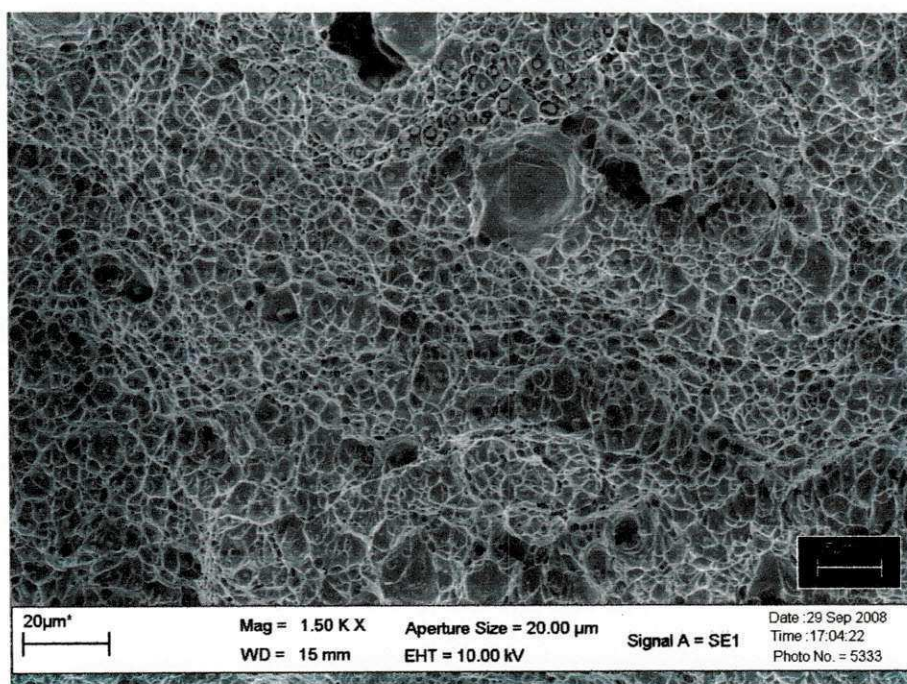


Figura 5.47 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) M1, 1500X.

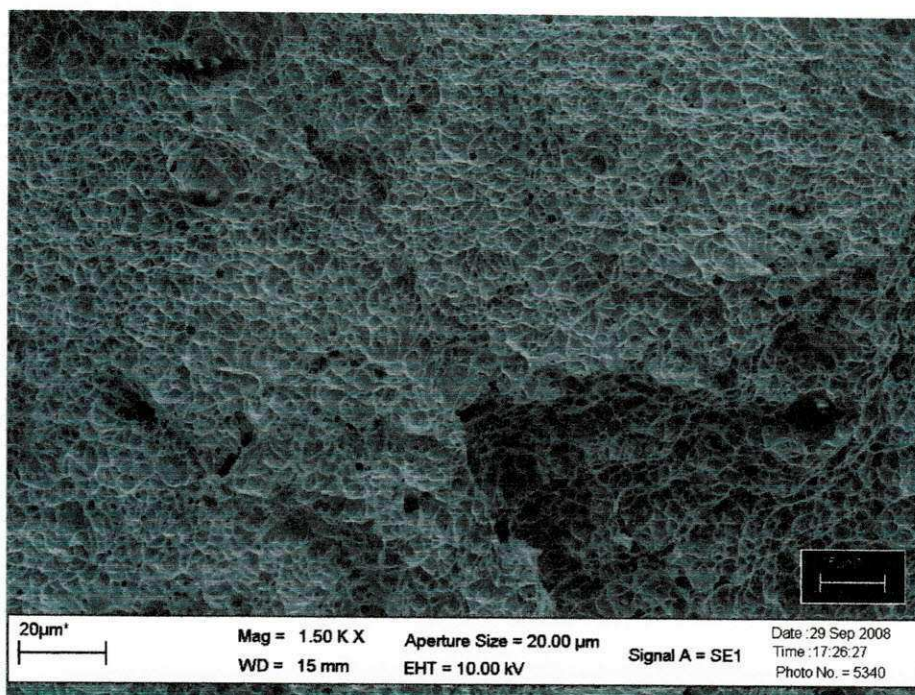


Figura 5.48 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) M2, 1500X.

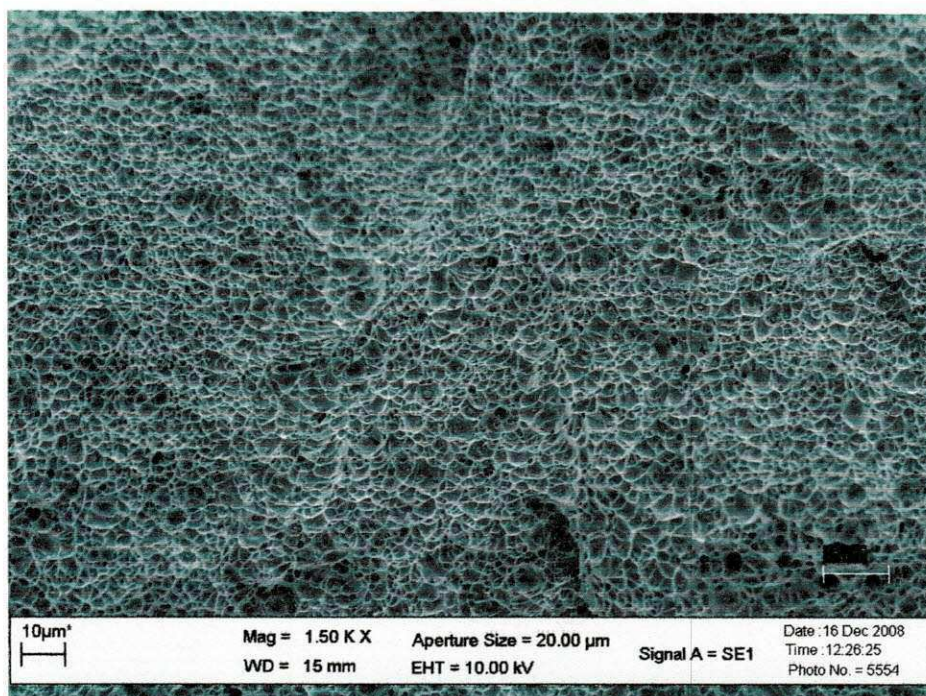


Figura 5.49 – MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) R1, 1500X.

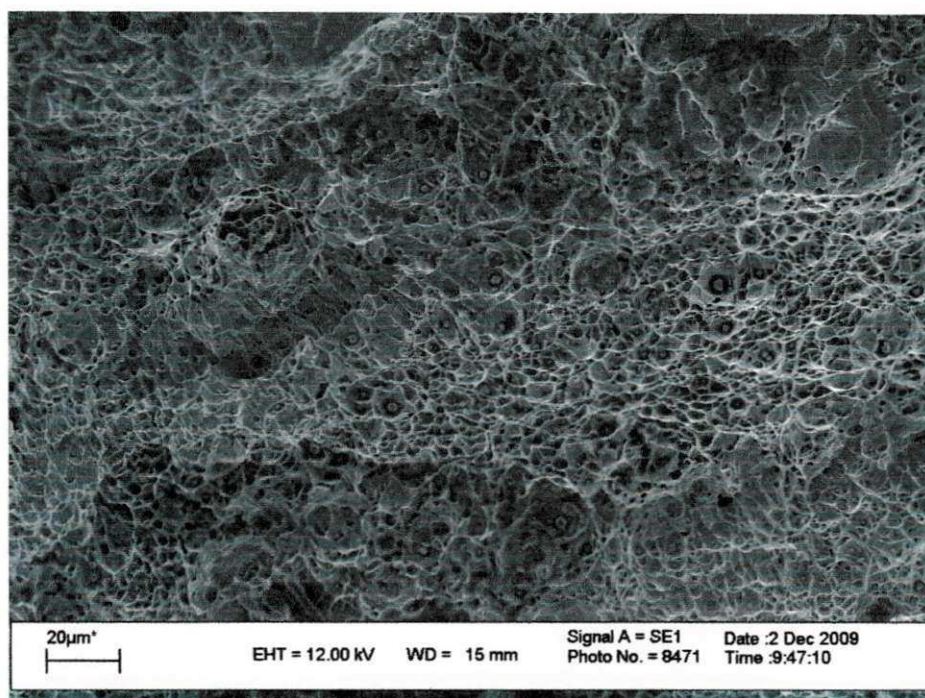


Figura 5.50 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de raiz) R2, 1500X.

Da Figura 5.51 à Figura 5.53 têm-se as superfícies de fratura dos corpos de prova fraturados com entalhe posicionado no passe de enchimento.

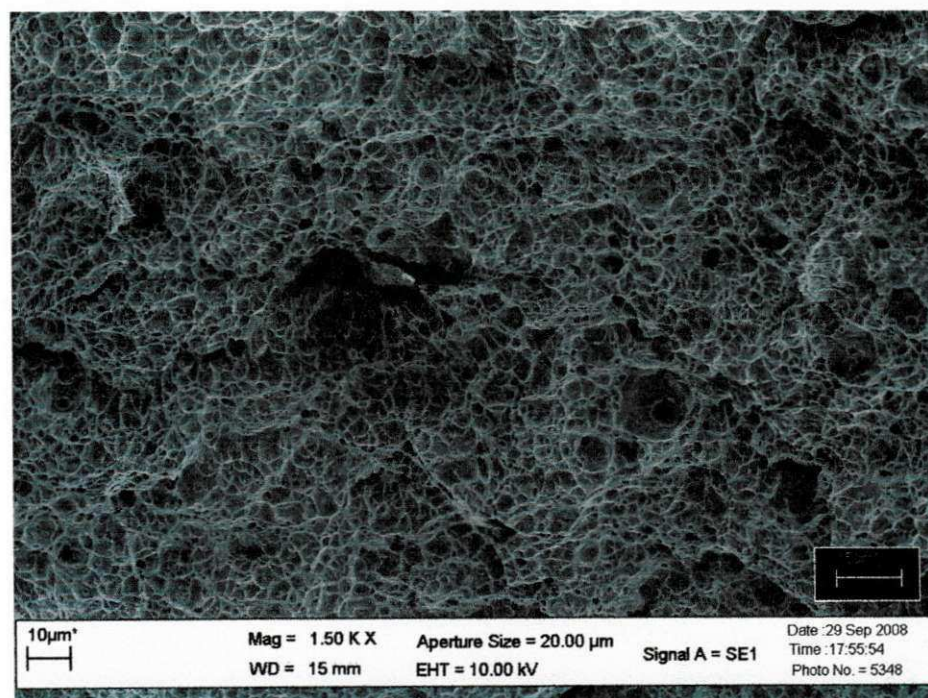


Figura 5.51 – MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento), M1, 1500X.

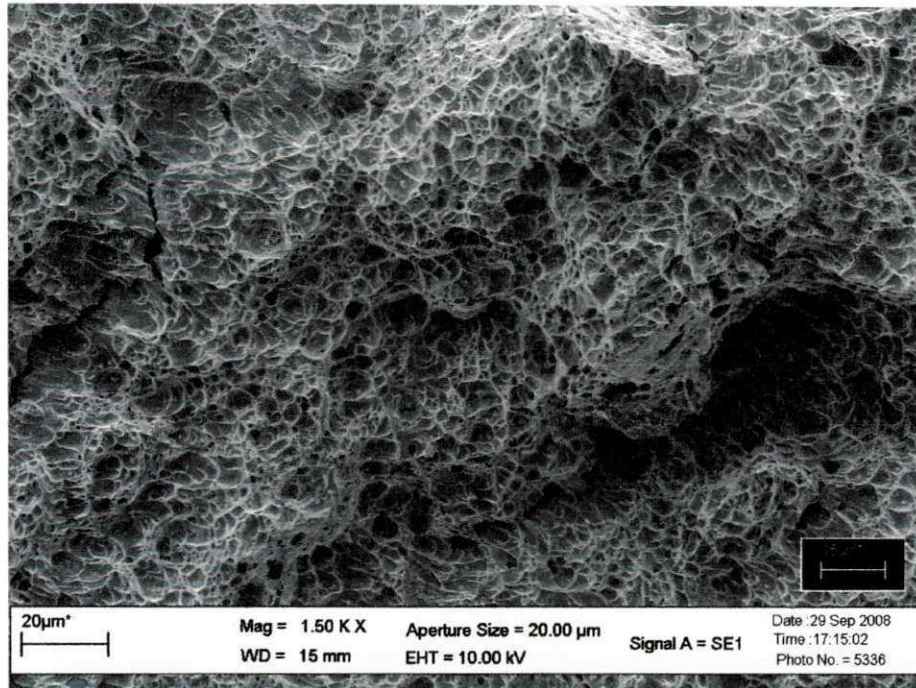


Figura 5.52 – MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento) M2, 1500X.

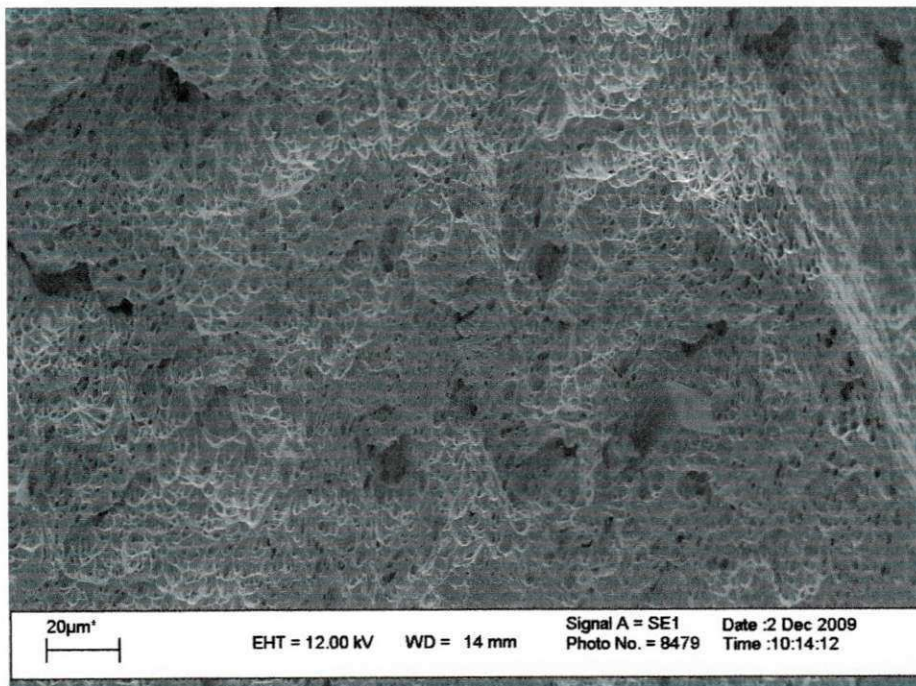


Figura 5.53 - MEV na região de fratura (entalhe posicionado no passe de enchimento) R2, 1500X.

5.8.2 Quantificação Microestrutural na Região do Entalhe

Após o ensaio de impacto, foi realizada a quantificação dos microconstituintes para cada processo com entalhe posicionado tanto no passe de raiz como para entalhe o posicionado no passe de enchimento, veja Tabela 5.5 e Tabela 5.6.

Tabela 5.5 – Quantificação de microconstituintes na região do entalhe no passe de raiz

Processo de soldagem	PF(I) %	PF(G)%	FS(A)%	FS(NA)%	AF%	FC%
M1	32,0	15,0	7,0	5,0	20,0	21,0
M2	54,0	7,0	1,3	4,0	19,7	14,0
R1	18,7	9,0	4,0	2,3	54,0	12,0
R2	13,0	6,0	2,0	3,0	66,0	10,0

Tabela 5.6 - Quantificação de microconstituintes na região do entalhe no passe de enchimento

Processo de soldagem	PF(I) %	PF(G)%	FS(A)%	FS(NA)%	AF%	FC%
M1	20,5	34,0	5,0	3,3	20,0	17,2
M2	41,0	5,0	3,0	3,0	31,5	16,5
R2	14,0	3,0	1,0	1,0	72,0	9,0

Com o entalhe localizado tanto no passe de raiz como no passe de enchimento, os processos R1 e R2 apresentaram maiores percentuais de AF e menores proporções de microconstituintes como PF(G) e FS(A), como também menores quantidades de agregados FC. Este aumento de AF refletiu nos maiores valores de energia absorvida obtidos, o que também foi observado por (FARRAR & HARRISON, 1987).

Costa et al. (2006) observaram resultado semelhante ao analisar as propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas de um aço ARBL onde, apesar de existir grãos grosseiros de PF(I), verificaram a formação de AF, justificando os altos valores de tenacidade encontrados no metal de solda.

Esta melhoria de tenacidade associada a uma microestrutura com maior quantidade de AF é consequência dos elementos de liga na composição química dos metais de solda, como por exemplo, Mn, Cr e V que facilitam sua formação (DOLBY, 1979) e também ao maior controle dos parâmetros de soldagem utilizados para os processos R1 e R2.

Já para os processos M1 e M2 têm-se a predominância de PF(I) e PF(G) tanto com entalhe posicionado no passe de raiz como no passe de enchimento, sendo que no processo M1 o percentual de PF(G) é maior que no processo M2, ao passo que no processo M2 o percentual de PF(I) é superior ao processo M1. Em ambos os processos, o percentual de AF é inferior aos processos R1 e R2, o que justifica os baixos valores de energia absorvida encontrado (DOLBY, 1979; LINNERT, 1994).

Da Figura 5.54 à Figura 5.57 têm-se as microestruturas na região do entalhe com posicionamento no passe de raiz para os processos M1, M2, R2 e R2, onde pode-se observar que os maiores percentuais de AF foram encontrados para os processos R1 e R2.

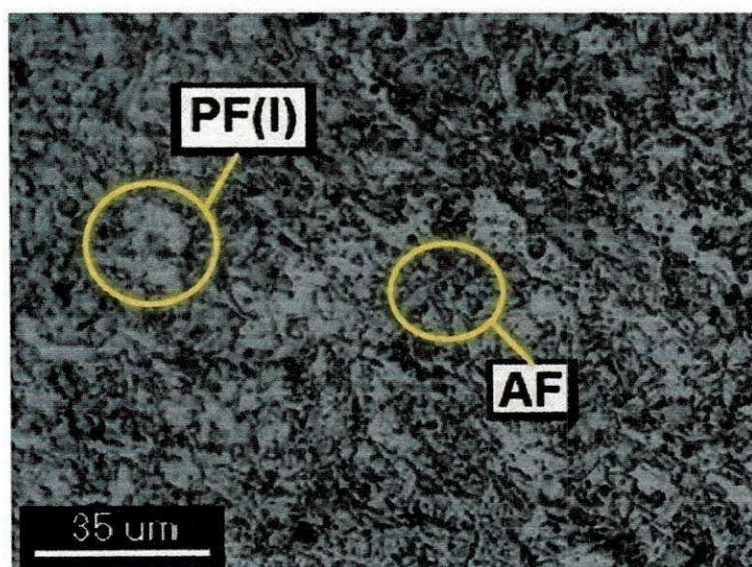


Figura 5.54 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, M1. MO, 500X, Nital 1%.

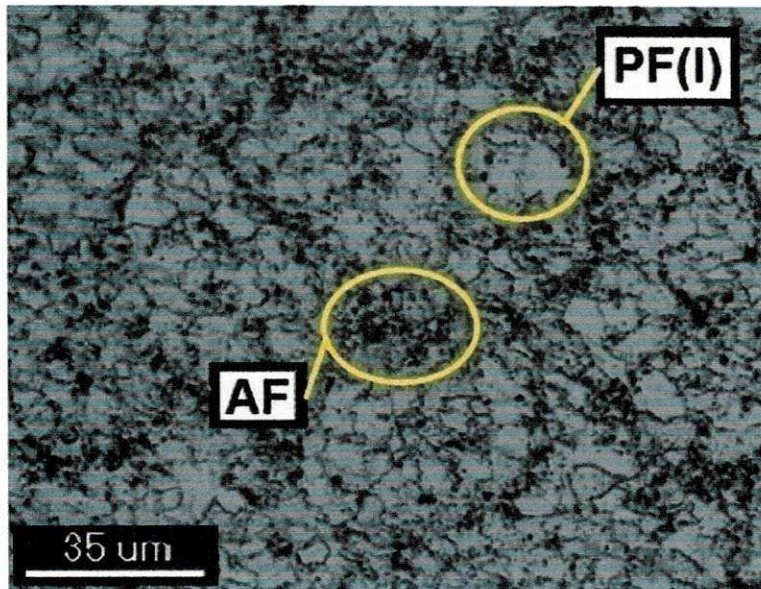


Figura 5.55 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, M2. MO, 500X, Nital 1%.

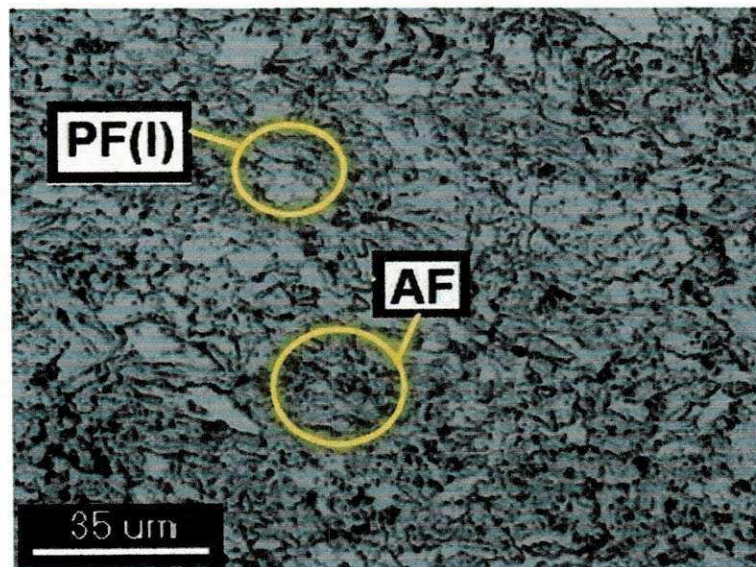


Figura 5.56 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, R1. MO, 500X, Nital 1%.

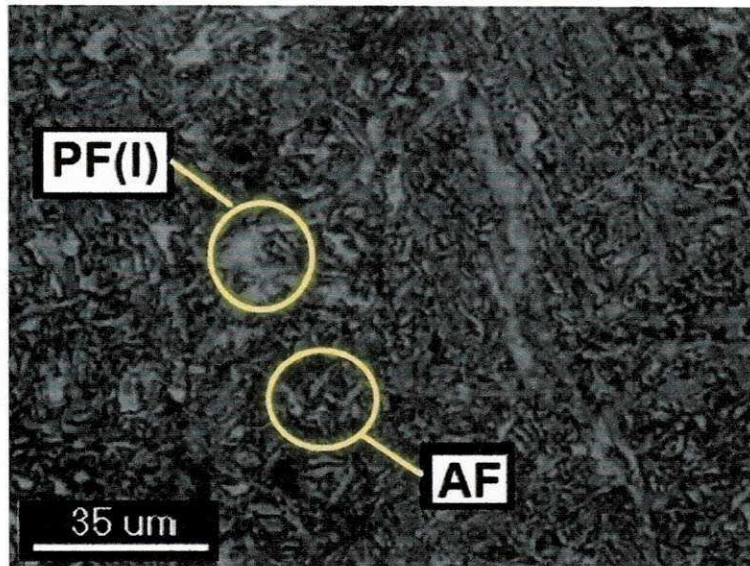


Figura 5.57 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de raiz, R2. MO, 500X, Nital 1%.

Da Figura 5.58 à Figura 5.60 têm-se as microestruturas na região do entalhe, com posicionamento no passe de enchimento para os processos M1, M2, R2 e R2, onde observa-se que o maior percentual de AF foi encontrado para o processo R2.

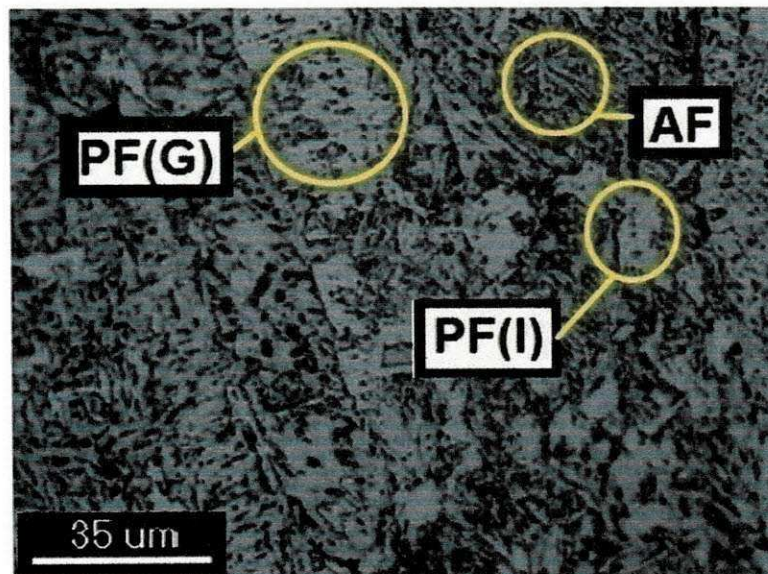


Figura 5.58 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, M1. MO, 500X, Nital 1%.

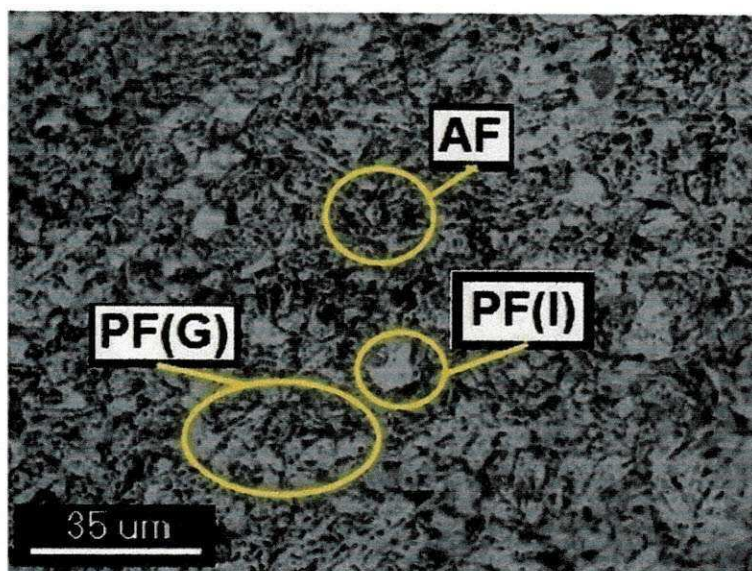


Figura 5.59 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, M2.
MO, 500X, Nital 1%.

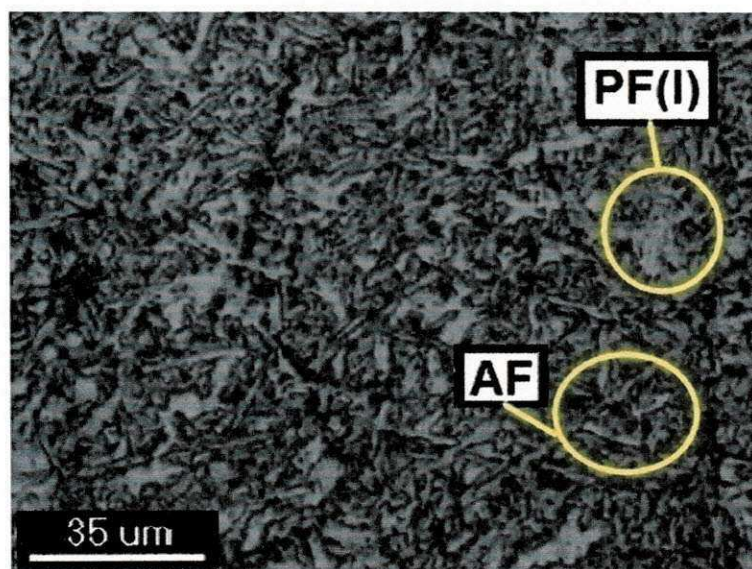


Figura 5.60 - Microestruturas obtidas com o entalhe posicionado no passe de enchimento, R2.
MO, Nital 1%.

De acordo com os resultados de energias absorvida e percentual de AF na região do entalhe, construiu-se um gráfico a fim de observar a relação entre estes parâmetros, Figura 5.61 e Figura 5.62

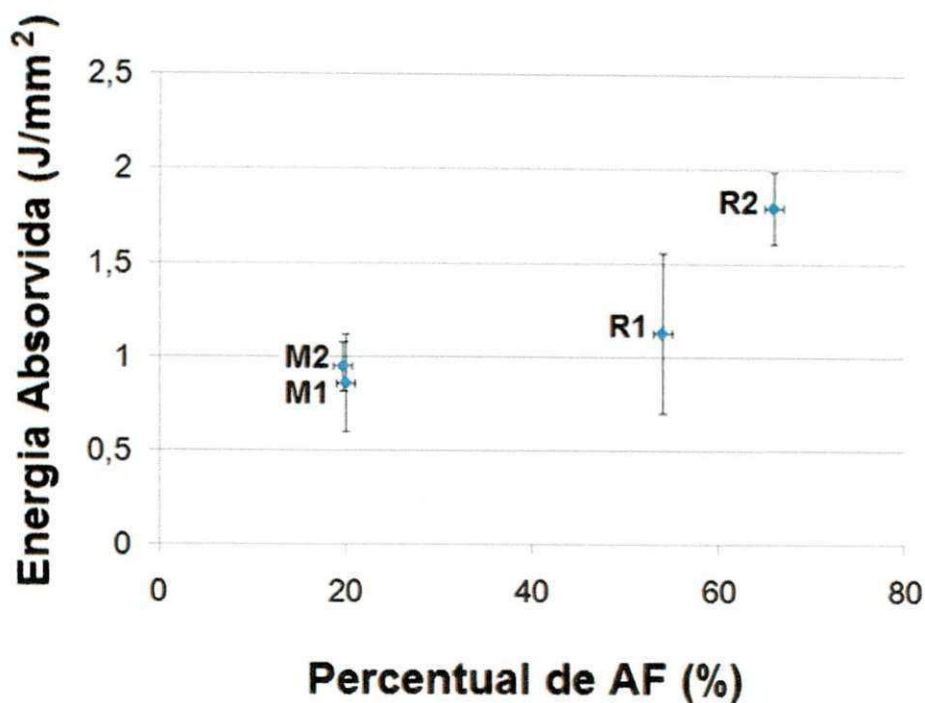


Figura 5.61 – Relação entre o percentual de AF e a energia absorvida em ensaio charpy, entalhe no passe de raiz.

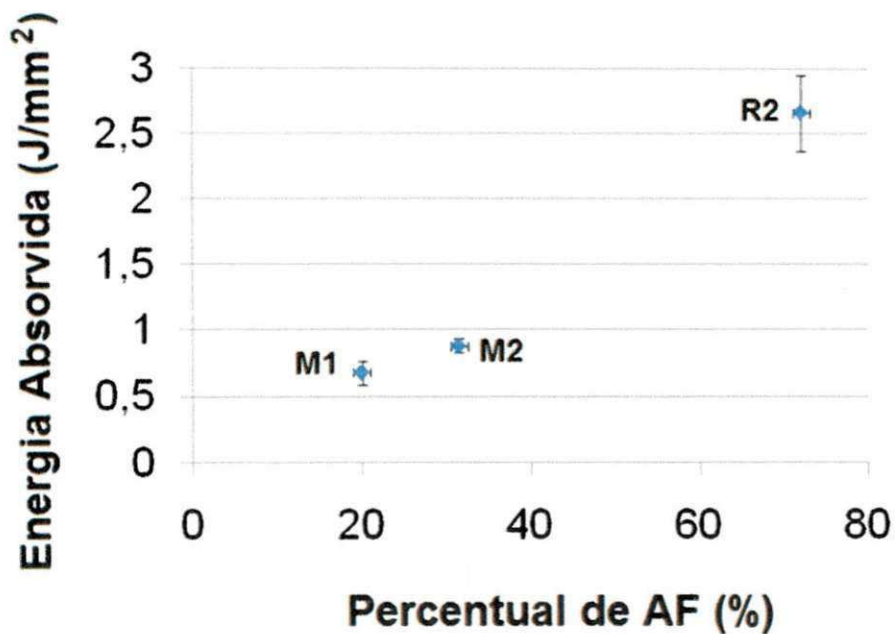


Figura 5.62 - Relação entre o percentual de AF e a energia absorvida em ensaio charpy, entalhe no passe de enchimento.

Observa-se que quanto maior foi o teor de AF na região do entalhe, maior foi o valor de energia absorvida em ensaio de impacto Charpy. Para os

processos R1 e R2 os melhores valores de tenacidade foram observados para percentual de AF superior a 50%.

Alguns autores também obtiveram maiores valores de tenacidade em juntas soldadas de aços ARBL com 50% de AF (ZHANG & FARRAR, 1997; SVENSSON & GRETOFT, 1990)

Grong (1994) também relata aumento no valor de energia absorvida em teste de impacto Charpy quando o percentual de AF varia de 25% para 70%.

Concluimos que um balanço adequado entre resistência mecânica, tipo e percentual de microconstituintes, bem como a distribuição destes, é fundamental para analisar a influência sobre as propriedades de tenacidade à fratura na junta soldada do aço API 5L X80.

6 CONCLUSÕES

❖ Os metais de solda obtidos através dos processos de soldagem automatizados apresentaram os maiores percentuais de grãos colunares, entretanto, foram os que apresentaram as melhores relações entre microestrutura e propriedades mecânicas;

❖ A extensão e a granulometria da ZTA das juntas soldadas por processos automatizados foram significativamente menores do que aquelas obtidas utilizando processos manuais;

❖ A microestrutura na ZTA GG utilizando processo manual apresentou maior formação de ferrita, promovendo redução de dureza nesta região, assim como a presença de microconstituintes M-A dispersos na microestrutura, promovendo zonas com valores elevados de dureza;

❖ A microestrutura na ZTA GG utilizando processo automatizado apresentou uma maior distribuição de microconstituintes como martensita, bainita e ferrita, sendo, portanto, mais interessante numa análise futura das propriedades mecânicas nesta região da junta soldada;

❖ A análise do perfil de microdureza mostrou uma grande dispersão de valores; entretanto, os valores médios para cada processo estiveram próximos a 250 HV; com exceção para as amostras que foram soldadas com o processo M2, em virtude da elevada energia de soldagem, apresentaram maior formação de microconstituintes de baixa dureza e, portanto, apresentaram valores médios próximos a 200 HV;

❖ Observou-se uma maior formação de picos nos valores de microdureza na ZTA das amostras soldadas pelo processo manual M1; em contrapartida, para as amostras soldadas pelo processo automatizado R2, estes valores apresentaram uma maior tendência de homogeneidade;

❖ Os metais de solda obtidos por processos automatizados apresentaram os maiores percentuais de Ferrita Acicular, possibilitando também os maiores valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy;

- ❖ Os metais de solda com maiores percentuais de Mn, V e Cr, assim como menor valor de Pcm, foram os que apresentaram os maiores percentuais de ferrita acicular;
- ❖ As superfícies de fratura apresentam o aspecto característico de fratura dúctil, ou seja, micro dimples;
- ❖ As amostras soldadas utilizando processos automatizados apresentaram uma melhor relação entre propriedades mecânicas e microestrutura do que as amostras que foram soldadas por processos manuais.

7 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

Analisar o processo de soldagem automatizado em soldagem orbital, avaliando a influência da microestrutura sobre as propriedades mecânicas em todas as regiões da junta soldada.

Avaliar a tenacidade através da metodologia do CTOD ou Integral-J com posicionamento do entalhe em todas as regiões da junta soldada.

8 REFERÊNCIAS

ALBUQUERQUE, M. C. S. **Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing**. Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande - PB. 2004. (Tese de Doutorado).

API 5L. Specification for Line Pipe. **American Petroleum Institute**, Washington, n. 42, p. 153, January 2000.

API-1104. Welding of pipelines and related facilities. **American Petroleum Institute**, Washington, 1999. 70p.

ASKELSEN, O. M.; SIMOSEN, T. Techniques to Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ, a State of Art Review. **Welding in the World** 25 (1/2), p. 26-34, 1987.

ASTM E23. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. **American Society for Testing and Materials - ASTM E23-02a**, 2001.

AZEVEDO, C. R. F. Failure Analysis of a Crude Oil Pipeline. **Engineering Failure Analysis**, Vol. 14, 2007. 978-994.

BABU, S. S. **Acicular ferrite and bainite in Fe-Cr-C weld deposits**. University of Cambridge. UK. 1992. (Tese de Doutorado).

BABU, S. S. The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, p. 267-278, 2004.

BABU, S. S.; BHADSHIA, H. K. D. H. Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite. **Materials Transactions**, Japan Institute of Metals, v. 32, n. 8, p. 679-688, 1991.

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. **Effect of MA Constituent on Mechanical Properties of a Nb-Cr/Nb-Cr-Mo API X80 Steel**. International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control. Sheffield-Inglaterra: The University of Sheffield. 2002. p. 240-244.

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. Estudo da Correlação Microestrutura – Propriedades Mecânicas de Aços Classe API X80. **Anais do 58º Congresso Anual da ABM**, Rio de Janeiro - RJ, Julho 2003. 2957-2966.

BHADSHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. On Bainite Formation. **Metall. Trans. A**, v. 21A, p. 767, 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels – Microstructure and Properties**. 3. ed. [S.l.]: Published by Elsevier Ltd., 2006.

BHADESHIA, H. K. D. H.; SVENSSON, L. E.; GRETOFT, B. **Acta Metallurgica**, v. 33, p. 1271–1283, 1985.

BUBNOFF, D. V.; VENTRELLA, V. A. **Relação entre microestrutura / tenacidade ao impacto do metal de solda do aço API X-70 soldado por eletrodo revestido AWS E8010 – G**. Congresso Brasileiro de Ciência dos Materiais - CBECIMat. Ilha Solteira – SP: [s.n.]. 2002.

CHAKRAVARTI, A. P.; BALA, S. R. Evaluation of weld metal cold cracking using G-BOP test. **Welding Journal**, v. 68, n. 1, p. 1s-8s, January 1989.

CHIJIWA, R.; TAMEHIRO, H.; HIRAI, M.; MATSUDA, H.; MIMURA, H. **Extra High Toughness Titanium Oxide Steel Pillates for Offshore Structures and Line Pipe**. Proc. 7th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering Conference. Houston - Texas - U.S.A: The American Society of Mechanical Engineers (ASME). 1988. p. 165–172.

CIZEK, P.; WYNNE, B; HODGSON, P.; MUDDLE, B. **Effect of Simulated Thermomechanical Processing on the Transformation Characteristics and Microstructure of an X80 Pipeline Steel**. he 1st International Conference on Super- High Strength Steels. Italy: Associazione Italiana di Metallurgia. 2005.

COSTA, W. S.; FONSECA, M. P. C.; PARDAL, J. M.; LIMA, L. D.; TAVARES, S. S. M. **Estudo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas de um Aço ARBL Bifásico**. 61º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro - RJ: [s.n.]. 2006. p. 10p.

DALLAM, C. B.; LIU, S.; OLSON, D. Flux Composition Dependence of Microstructure and Toughness of Submerged Arc HSLA Weldmentes. **Welding Journal**, p. 140s-151s, May 1985.

DAVIS, C. L.; KING, J. E. Cleavage linitiation in Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone: Part I. Fractographic evidence. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 563–573, March 1994.

DEARDO, A. J. Multi-phase Microstructures and Their Properties in High Strength Low Alloy Carbon Steels. **ISIJ International**, v. 35, p. 946-954, 1995.

DÍAZ-FUENTES, M.; MADARIAGA, I.; GUTIÉRRES, I. Acicular Ferrite Microstructure and Mechanical Properties in a Low Carbon Wrought Steel. **Materials Science Forum (284-286)**, p. 245–252, 1998.

DOLBY, R. E. Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. **Proceedings of fracture 79 - Engineering Applications of Fracture Analysis**, South Africa, Nov 1979. 117-134.

EASTERLING, K. **Introduction to Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. Butterworth-Heinemann: [s.n.], 1992.

EDMONDS, D. V.; COCHRANE, R. C. Structure-Property Relationships in Bainitic Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 1527-1540, 1990.

EROGLU, M.; AKSOY, M. Effect of Initial Grain Size on Microstructure and Toughness of Intercritical Heat Affected Zone of a Low Carbon Steel. **Materials Science & Engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing**, v. 286, n. 2, p. 289-297, 2000.

ESAB. ESAB Brasil: uma história de sucesso. **Revista Solução**, p. 32, 2006.

ES-SOUNI, M.; BEAVENM, P. A.; EVANS, G. M. Microescture and Mechanical Properties of Cu-Bearing Shielded Metal Arc C-Mn Weld Metal. **Welding Journal**, March 1991. 80s-90s.

EVANS, G. M. . Effect of Aluminum and Nitrogen on Ti-B Containing Steel Welds. **Welding Journal**, 76, n. 10, October 1997. 249s-441s.

EVANS, G. M. The Effect of Maganese on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Journal**, March 1980. 67s-75s.

EVANS, G. M. The Effect of Carbono on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Journal**, p. 313s-320s, March 1983.

EVANS, G. M. The Effect of silicon on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Metal Construction**, July 1986a. 438r-444r.

EVANS, G. M. The Effect of shulphur and phosphorus on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Metal Construction**, October 1986b. 631r-636r.

EVANS, G. M. The Effect of Molybdenum on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Joining & Materials**, November 1988. 239-246.

EVANS, G. M. Effect of Chromium on the Microestructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding & Metal Fabrication**, August/September 1989. 346-358.

EVANS, G. M. The Effect of Micro-alloying Elements in C-Mn Steel Weld Meta. **Latin American Regional Congress**, April 1992.

EVANS, G. M. Microstructure and Properties of Ferritic Welds Containing Al and Ti. **Welding Journal**, August 1995. 249s-261s.

FARRAR, R. A.; HARRISON, P. L. Review – Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. **Journal of Materials Science**, Vol. 22, 1987. 3812-3820.

FEDELE, R. Soldagem de tubulações: Metalurgia, procedimentos e desafios. **Metalurgia & Materiais**, v. 58, n. 521, 2002.

FELDMANN, U.; FREIER, K.; KÜGLER, J.; VLAD, C. M. **Mechanical and Toughness Properties of Separation-Free HSLA Line Pipe Steels for Artic Conditions**. Conference Proceedings HSLA Steels. [S.I.]: Technology and Application ASM. 1983. p. 733-741.

GARCIA, G. Mechanised Pipeline Welding in the Saudi Desert. **Svetsaren - the ESAB Welding and cutting Journal**, v. 63, n. 1, p. 37-40, 2008.

GRÄF, M. K.; LORENTZ, F. K.; PETERS, P. A.; SCHWAAB, P. **Relationship between Microstructure and Mechanical Properties of Thermo-Mechanically Treated Large Diameter Pipe Steels**. HSLA Steels Technology and Applications – Conference Proceedings. [S.I.]: [s.n.]. 1983. p. 801- 807.

GRAY, J. M.; PONTREMOLI, M. **Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe**. Internacional Conference Pipe Technology. Rome-Italy: [s.n.]. 1987.

GRIMPE, F.; MEIMETH, S.; HECKMANN, C. J.; LIESSEM, A.; GEHRKE, A. **Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120**. 1st International Conference Super-High Strength Steels. Rome-Italy: [s.n.]. 2005.

GRONG, O. **Metallurgical modelling of welding**. The Institute of Materials - Materials modelling Series. Cambridge, p. 581. 1994.

GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. **International Metals Reviews**, 31, n. 1, 1986. 27-48.

HILLENBRAND, H. G.; LIESSEM, A.; BIERMANN, K.; HECKMANN, C. J.; SCHWINN, V. **Development and Production of Linepipe Steels in Grade X100 and X120**. Seminar of X120 Grade High Performance Pipe Steels. China: Technical Conference. 2005a. p. 2.

HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M.; KALWA, C. Development and production of high. **Niobium 2001**, Proceedings Orlando: Florida, Dec. 02-05 2001.

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C.; LIESSEM, A. **Technological solutions for ultra-high strength gas pipelines**. 1st International Conference on Super-High Strength Steels. Rom, Italy: [s.n.]. 2005b.

HOMMA, H.; OHKITA, S.; MATSUDA, S.; YAMAMOTO, K. Improvement of HAZ Toughness in HSAL Steel by Introducing Finely Dispersed Ti-Oxide. **Weld J**, v. 66, p. 301s–9s, 1987.

IIW. Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals. **International Institute of Welding**, 1988.

ITO, Y.; BESSYO, K. Weldability of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking. **Document IX-567-68, IIW**, 1968.

JONES, J. E.; LUO, Y. Welding: Theory and Practice. [S.I.]: Elsevier Science Publishers, 1990. Cap. Cap. 10: Pre-and Post-Weld Heat Treatment, p. 293-323.

JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; REBELLO, J. M. A. The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C-Mn Weld Metal deposits. **Materials Characterization**, Vol. 47, 2001. 195-205.

KALWA, C.; HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M. **High Strength Steel Pipes: New Developments and Applications**. Onshore Pipeline Conference. Houston, Texas, USA: [s.n.]. 2002.

KENNY, B.G.; KERR, H.W.; LAZOR, R.B; GRAVILLE, B. Ferrite Transformation Characteristics and CCT Diagrams in Welds Metals. **Metal Construction**, June 1985. 374r – 281r.

KIM, J. H.; OH, Y. J.; HWANG, I. S.; KIM, D. J.; KIM, J. T. Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels. *Journal of Nuclear materials*. **Journal of Nuclear materials**, v. 299, n. 2, p. 132-139, 2001.

LAITINEN, R. **Improvement of Weld HAZ Toughness at Low Heat Input by Controlling the Distribution of M-A Constituents**. University of Oulu-Academic Dissertation. Oulu, Finland, p. 204. 2006. (ISBN:951-42-8001-6/ISSN: 0355-3213).

LEE, T. K.; KIM, H. J.; KANG, B. Y.; HWANG, S. K. Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds. **ISIJ International**, 40, n. 12, 2000. 1260–1268.

LI, Y.; CROWTHER, D. N.; GREEN, M. J. W.; MITCHELL, P. S.; BAKER, T. N. The effect of Vanadium and Niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheded coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels. **ISIJ International**, v. 41, n. 1, p. 46-55, 2001. ISSN 0915-1559.

LIAO, J.; IKEUCHI, K.; MATSUDA, F. Toughness Investigation on Simulated Weld HAZs of SQV-2^a Pressure Vessel Steel. **Nuclear Engineering and Design**, v. 183, p. 9-20, 1998.

LINNERT, G. E. welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels. **AWS - American Welding Society**, Miami, n. 4, p. 940, 1994.

MACIEL, T. M. **Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência**. Universidade Federal de São Carlos. São Paulo- 194f. 1994. (Tese de Doutorado).

MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T. Continuous Cooling Transformation Behavior of High Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications. **ISI International**, v. 38, p. 766-774, 1998.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. 1. ed. Belo Horizonte: Editora da UFMG, v. 1, 2005. 363 p.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; VALENTE, O. B. **Características do arco de soldagem TIG em diferentes atmosferas**. Anais do XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Fortaleza - CE: Associação Brasileira de Soldagem - ABS. 1998.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. Cap. 2: Decomposição da Austenita e Curvas TTT. **Aços e Ligas Especiais**, Eletrometal S.A. Metais Especiais, Sumaré - SP, n. 2, p. 47-92, 1988.

MESQUITA, P. J. P.; FERREIRA, J. C.; ALCÂNTARA, N. G.; REIS SOBRINHO, J. F. **Caracterização Mecânica e Microestrutural da Junta Soldada de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga-ARBL Soldada pelo Processo MIG/MAG**. III Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica. Fortaleza - CE: [s.n.]. 2008.

MONTEIRO, L. S. **Estudo de Ciclos Térmicos em Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga Através do Método "in Situ"**. Unicamp. São Paulo - SP, p. 89p. 2004. (Dissertação de Mestrado).

NETO, N. F. S. **Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Preaquecimento**. UNICAMP. São Paulo - SP, p. 105p. 2003. (Dissertação de mestrado).

ORDÓNEZ, R. E. C. **Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L X80 com Diferentes Arames Tubulares**. Unicamp. São Paulo - SP, p. 130p. 2004. (Dissertação de Mestrado).

RAITER, V.; GONZALEZ, J. C. Influence of Molybdenum on the Microstructure and Properties of Weld Metal with Different Manganese Contents. **Canadian Metallurgical Quarterly**, 28, n. 2, 1989. 179-185.

SANT'ANNA, P. C. **Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X65**. Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas - SP. 148f. 2006. (Tese de Doutorado).

SILVA, J. H. F.; TREVISAN, R. E. **A Study on Hydrogen Induced Cracking in API Steel Weld Using the Modified G=BOP Test**. 18th International Congress of Mechanical Engineering. Ouro Preto - RJ: ABCM. 2005.

SILVA, M. C. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo-SP, p. 114. 2009. (Tese de doutorado).

SILVA, M. C.; DONATO, G. H. B.; MAGNABOSCO, R.; RUGGIERI, C. **Efeito de Zonas Frágeis Localizadas sobre a Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços API 5L X80**. 64º Congresso Anual da ABM. Belo Horizonte - MG: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. 2009.

SUGDEN, A. A. B.; BHADESHIA, H. K. D. H. Lower Acicular Ferrite. **Metallurgical Transactions**, v. 20A, p. 1811-1818, 1989.

SVENSSON, L. E.; GRETOFT, B. Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals. **Welding Journal**, v. 69, p. 454s-461s, December 1990.

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, September 1987.

THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **The Procedure Handbook of Arc Welding**. Cleveland-Ohio, p. 742. 1973.

TREVISAN, R. E.; SANTOS NETO, N. F.; FALS, H. C.; SANTOS, A. A. **Effect of Interpass Temperature on Morphology, Microstructure and Microhardness of Welded API 5L X65 Steel**. IPC - International Pipeline Conference. Calgary - New York: ASME International. 2002. p. 5.

TSAY, L. W.; CHEN, Y. C.; CHAN, S. L. I. Sulfide Stress Corrosion Cracking and Fatigue Crack Growth of Welded TMCP API 5L X65 Pipeline Steel. **International Journal of Fatigue**, v. 23, p. 103-113, 2001.

VENTRELLA, V. A. . **Identificação Microestrutural de Juntas Soldadas de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga**. Universidade Federal de São Carlos (Tese de Doutorado). [S.I.], p. 5-70. 1999.

VISHNU, P. R. Solid-State Transformation in Weldments. **ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering**, Metals Park, Ohio, v. 6, p. 70-87, 1984.

WELDING HANDBOOK. American Welding Society. 8. ed. Miami: [s.n.], v. 2, 1991. Cap. Cap.5 – Flux cored arc welding, p. 158-190.

WIDGERY, D. J. Linepipe welding beyond 2000. **Svetsaren - the ESAB Welding and cutting Journal**, Waltham Cross - U.K, n. 3, 1999.

YAMAMOTO, K.; HASEGAWA, T.; TAKAMURA, J. Effect of Boron on Intragranular Ferrite Formation in Ti-Oxide Bearing. **ISIJ International**, v. 36, n. 1, p. 80–86, 1996.

YANG, J. R. **Development of Microstructure in High-Strength weld Deposits**. Universidade de Cambridge - Dissertação de Doutorado. [S.I.]. 1987.

YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 566-570, 2001.

ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals. **Materials Science and Technology**, v. 12, n. 3, p. 237-260, 1996.

ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni Weld Metals. **Welding Journal**, May 1997. 183s-196s.

ZHAO, M. C.; YANG, K.; SHAN, Y. The Effects of Thermo-Mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 335, p. 14-20, 2002.