

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL Escola de
Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS
BIFÁSICOS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Saulo Machado Rodrigues

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL Escola de
Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS
BIFÁSICOS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA.

SAULO MACHADO RODRIGUES
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2012

II

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Arnaldo Ruben Gonzalez, PROMEC/UFRGS

Dr. Eng. Márcio L. K. de Macedo, DEMET/UFRGS

Dra. Eng. Cintia C. Petry Mazzaferro, DEMEC/UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação à minha esposa,
meus pais, minha irmã, meus tios, avós,
primos, colega de empresa e também aqueles
que de alguma maneira estiveram me
apoiando e que estão juntos
comigo em todas as horas.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à Deus por me permitir realizar este trabalho e também à minha esposa por estar sempre ao meu lado.

Agradeço especialmente ao Professor Afonso Reguly pela ajuda, pelo incentivo e companheirismo durante este desenvolvimento.

Também gostaria de fazer um agradecimento especial ao meu amigo e

Co-orientador Victor Hugo Velasquez Acosta; por toda ajuda,

incentivo e confiança depositada em mim.

Também agradeço aos meus colegas de trabalho da

JOST SISTEMAS AUTOMOTIVOS assim como também aos

colegas da empresa RANDON IMPLEMENTOS RODOVIÁRIOS,

que de uma forma ou de outra estiveram ao meu lado

facilitando e auxiliando a superação de cada

obstáculo existente durante esta jornada.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	V
LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XIV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 AÇO NA FABRICAÇÃO DE IMPLEMENTOS	3
2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA	7
2.2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA	15
2.3 PROCESSO DE UNIÃO	18
2.3.1 UNIÃO POR REBITES E PARAFUSOS	18
2.3.2 UNIÃO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO COM PROTEÇÃO POR GÁS E ELETRODO CONSUMÍVEL.	19
2.4 METALURGIA DA SOLDAGEM	26
2.4.1 MACROESTRUTURA DE SOLDA POR FUSÃO	30
2.4.2 CARACTERÍSTICAS DA ZONA FUNDIDA	31
2.4.3 CARACTERÍSTICAS DA ZONA AFETADAS PELO CALOR	35
2.4.4 CARACTERÍSTICAS DE SOLDAGEM PARA OS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA	39
2.5 APORTE E CICLO TÉRMICO	45

2.6	DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA	46
2.6.1	MICROESTRUTURAS FERRÍTICAS	46
2.6.2	MICROESTRUTURAS BAINÍTICAS	48
2.6.3	MICROESTRUTURAS MARTENSÍTICAS	52
2.7	ENSAIO DE TRAÇÃO	55
2.8	ENSAIO DE FADIGA	58
3.	<u>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL</u>	62
3.1	FLUXOGRAMA DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	62
3.2	ANÁLISE QUÍMICA DO MATERIAL	62
3.3	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	63
3.4	PROCESSO DE CORTE DOS CORPOS DE PROVA	65
3.5	ANÁLISE MACROESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL	66
3.6	ENSAIO DE MICRODUREZA	66
3.7	ENSAIO DE TRAÇÃO	67
3.8	ENSAIO DE FADIGA	67
4.	<u>RESULTADOS E DISCUSSÃO</u>	68
4.1	ANÁLISE QUÍMICA	68
4.2	CARACTERIZAÇÃO METALGRÁFICA	68
4.2.1	ANÁLISE MACROESTRUTURAL	68
4.2.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	71
4.2.3	PERFIL DE MICRODUREZA	76
4.2.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	81
4.2.5	ENSAIO DE FADIGA	84
5.	<u>CONCLUSÕES</u>	89
6.	<u>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</u>	91
7.	<u>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</u>	92

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Aços na forma de bobina e na forma de perfilados (USIMINAS 2010).....	5
Figura 2.2	Semi-Reboque 3 eixos do tipo Base de Container. Estrutura formada por perfis de aço manufaturados após desbobinamento (RANDON 2010).	5
Figura 2.3	Evolução dos diversos tipos de aços avançados de alta resistência ao longo das últimas três décadas (CORTE E CONFORMAÇÃO DOS METAIS - DEZ. 2008).....	7
Figura 2.4	Diferença entre a precipitação dos carbeto de Vanádio e Nióbio na austenita (ASM HANDBOOK VOL. 1; CHIAVERINI 1988).	9
Figura 2.5	Relação da porcentagem de Vanádio com a Resistência ao Escoamento e a Ruptura em um aço baixo carbono (ASM HANDBOOK VOL. 1).	10
Figura 2.6	(a) Microestrutura de uma chapa de aço carbono UNS G10150 apresentando os grãos equiaxiais com ilhas de perlita. (b) Microestrutura de um aço microligado laminado apresentando os grãos equiaxiais com bandas de perlita. Note que os grãos da figura b são mais refinados do que a figura a. Ataque com 4% picral + 2% de nital (ASM HANDBOOK VOL. 9).	11
Figura 2.7	Representação esquemática da topologia da estrutura bifásica (GORNI 1981).	12
Figura 2.8	Microestrutura de um aço bifásico (0,11% C, 1,4% Mn, 0,58% Si, 0,12% Cr e 0,08% de Mo) mostrando as ilhas de martensita (cinza escuro), perlita (preto) e austenita retida (branco, em detalhe) em uma matriz ferrítica. (a) Microestrutura na condição de recém resfriada. (b) Mesmo corpo de prova mas em uma região deformada. Na imagem (b), a austenita retida foi transformada em martensita. Ataque químico 12% Sódio Metabisulfite (ASM HANDBOOK VOL.9).	13
Figura 2.9	Microestrutura de um aço bifásico mostrando as ilhas de martensita e perlita em uma matriz ferrítica. A ilha de perlita é circutada na imagem (a) e mostrada em maior magnificação na imagem (b). Ataque Picral 4% (ASM HANDBOOK VOL.9).	13
Figura 2.10	Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao carbono, microligados e bifásicos (ASM HANDBOOK VOL. 9).	14
Figura 2.11	Níveis de resistência dos aços DOMEX fornecidos pela SSAB e curvas de fadiga para o DOMEX 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).....	17
Figura 2.12	Desenho esquemático de um processo de inserção de rebite em uma junta. (ALUCOBOND 2010).	19
Figura 2.13	Exemplo esquemático de uma junta aparafusada. (ALUCOBOND 2010).	19

Figura 2.14	Processo básico de soldagem GMAW (LINNERT 1995; ESAB/BR 2005)..	20
Figura 2.15	Modos de transferência do metal de solda (ESAB/BR 2005).....	22
Figura 2.16	Efeito da tensão de soldagem sobre o cordão de solda (MOREIRA 2008)...	23
Figura 2.17	Efeito da corrente de soldagem na taxa de fusão de diferente eletrodos (MOREIRA 2008).....	24
Figura 2.18	Conceito de energia de soldagem. P é a potência dissipada no arco (V.I), (n.V.I) é a potência cedida à peça e I é o comprimento da solda (FIGUREIREDO 2005).....	28
Figura 2.19	Ciclo térmico de soldagem (esquemático) (FIGUREIREDO 2005).....	28
Figura 2.20	Repartição térmica em uma solda (esquemática). A – ZF, B – ZAC e C – Metal base (FIGUREIREDO 2005).	29
Figura 2.21	Direções para escoamento do calor em juntas (a) de topo -extração de calor em 2D e (b) em T – extração de calor em 3D (FIGUREIREDO 2005).....	29
Figura 2.22	Macroestrutura típica da solda de um aço. (1) Metal de solda; (2) zona afetada pelo calor (ZAC); (3) metal base (BESUTTI 2009).	30
Figura 2.23	Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que ocorrem em um ponto na zona fundida da solda de um aço ao carbono (FIGUREIREDO 2005).....	31
Figura 2.24	Diluição medida na seção transversal de uma solda (FIGUREIREDO 2005).....	32
Figura 2.25	Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro (esquemático) (FIGUREIREDO 2005).....	33
Figura 2.26	Efeito da basicidade da escória no teor de oxigênio da zona fundida (FIGUREIREDO 2005).....	34
Figura 2.27	Estrutura da ZAC em aços ao carbono (esquemática) (FIGUREIREDO 2005).....	36
Figura 2.28	Microestrutura da ZAC, esquemática (FIGUREIREDO 2005).....	37
Figura 2.29	Influência do teor de nióbio no tamanho de grão austenítico da ZAC (PERINI 2008).....	38
Figura 2.30	A imagem superior apresenta um aço tradicional, mostrando as inclusões deformadas no sentido de laminação. Na imagem inferior, a pouca presença de inclusões faz com que estes aços possuam elevada resistência na direção normal à face laminada (SSAB TUNNPLAT 2005).....	41
Figura 2.31	Energia de soldagem sugerida em função da espessura de chapa, para diferentes tempos de resfriamento de 800°C a 500 °C (t8/5) (SSAB TUNNPLAT 2004).	42
Figura 2.32	Imagem esquemática do modelo de junta de todo de chanfro reto (SSAB TUNNPLAT 2004).	42
Figura 2.33	Imagem esquemática do modelo de junta de todo com chanfro em V e com nariz (SSAB TUNNPLAT 2004).	43
Figura 2.34	Variação da corrente em função da variação da distância entre o bico de contato e a peça ser soldada (SSAB TUNNPLAT 2004).....	44

Figura 2.35	Junta soldada com uma distância entre a tocha e a junta a ser soldada de 10 mm, apresentando maior penetração de solda (SSAB TUNNPLAT 2004)...	44
Figura 2.36	Junta soldada com uma distância entre a tocha e a junta a ser soldada de 20 mm, apresentando altura do cordão de solda (SSAB TUNNPLAT 2004).....	45
Figura 2.37:	Sistema de classificação de morfologias da ferrita elaborado por Dubé (AARONSON 1960).	46
Figura 2.38:	(a) Micrografia óptica mostrando placas laterais de Widmanstätten secundárias em um metal de solda de um aço Fe-C-Mn obtido através de um resfriamento contínuo. (b) Ilustração esquemática mostrando o possível mecanismo para a formação das placas em apenas um dos lados da ferrita alotriomorfa original (TOTTEN 2007)..	48
Figura 2.39:	Classificação de morfologias da bainita por Aaronson (AARONSON 1960).	49
Figura 2.40:	Ilustração esquemática com a diferença entre a bainita superior e inferior (TOTTEN 2007).	50
Figura 2.41:	Micrografias mostrando a bainita superior em um aço 4360 transformado à (a) 495°C e (b) 410°C (KRAUSS 2005).	50
Figura 2.42:	Micrografia mostrando a bainita inferior em um aço 4360 transformado à 300°C (KRAUSS 2005).	51
Figura 2.43:	Microestruturas dos três tipos de bainita (KRAUSS 2005).	52
Figura 2.44:	Diagrama Fe-C destacando as morfologias de martensita em função do percentual de C e temperatura (KRAUSS 2005).	53
Figura 2.45:	Microestruturas de martensita em ripas. (a) 0,2%C, (b) 0,4%C, (c) 0,6%C (KRAUSS 2005).	53
Figura 2.46:	Microtrincas em placas de martensita em um aço com 1,4%C(KRAUSS 2005).	54
Figura 2.47:	Micrografias de martensita em placas e austenita retida (em branco) em um aço com (a) 1,22%C e (b)1,4%C (KRAUSS 2005).	54
Figura 2.48:	Desenho esquemático das cotas principais para os corpos de prova de tração com seção retangular (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS).	56
Figura 2.49:	Exemplo de curva de tensão versus deformação convencional apresentando o comportamento do corpo de prova ao longo do ensaio (BRANCO 2007).	56
Figura 2.50:	Representação da superfície de fratura de um eixo sob fadiga.	59
Figura 2.51:	Curvas de Wöhler para trilhos ferroviários novos e usados, utilizando flexão em 4 pontos.	60
Figura 2.52:	Curva esquemática para verificação do limite de fadiga para materiais.	60
Figura 2.53:	Desenho esquemático do corpo de prova para chapas metálicas (ASTM E466-07).	61
Figura 3.1	Fluxograma do procedimento experimental.	62
Figura 3.2	Imagem do conjunto montado sobre o cobre junta para realização da soldagem.	63

Figura 3.3	Robô Motoman's EA1900N utilizado para a realização da soldagem dos corpos de prova.	64
Figura 3.4	Desenho esquemático da retirada dos corpos de prova das chapas soldadas para cada espessura estudada.	65
Figura 3.5	HGA – Jetstream . Equipamento de corte a base d'água e os corpos de prova sendo cortados através do processo a jato d'água.	65
Figura 3.6	Ilustração das seções de corte para a realização das análises metalográficas.	66
Figura 3.7	Representação esquemática das linhas onde foram medidos as durezas.	67
Figura 4.1	Macrografias referentes a espessura de 6,3 mm; (a) C1; (b) C2 e (c) C3.	69
Figura 4.2	Macrografias referentes a espessura de 8,0 mm; (a) D1; (b) D2 e (c) D3.	70
Figura 4.3	Macrografias referentes a espessura de 9,5 mm; (a) E1; (b) E2 e (c) E3.	71
Figura 4.4	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF referente a amostra C2.	72
Figura 4.5	Microestrutura referente ao MB do corpo de prova C2.	74
Figura 4.6	Microestrutura do MS do corpo de prova C2; (a) ferrita alotriomorfa, (b) ferrita de Widmantätten e (c) ferrita acicular.	74
Figura 4.7	Microestrutura da RCG do corpo de prova C2. (a) Bainita Superior; (b) ferrita acicular; (c) possível ripa de martensita.	75
Figura 4.8	Microestrutura da RRG do corpo de prova C2. (a) ferrita idiomorfa e (b) Perlita.	75
Figura 4.9	Perfis de microdureza para C1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	77
Figura 4.10	Perfis de microdureza para C2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	77
Figura 4.11	Perfis de microdureza para C3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	78
Figura 4.12	Perfis de microdureza para D1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	78
Figura 4.13	Perfis de microdureza para D2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	79
Figura 4.14	Perfis de microdureza para D3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	79
Figura 4.15	Perfis de microdureza para E1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	80
Figura 4.16	Perfis de microdureza para E2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	80
Figura 4.17	Perfis de microdureza para E3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.	81
Figura 4.18	Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras C (6,3 mm).	82

Figura 4.19	Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras D (8,0 mm).	83
Figura 4.20	Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras E (9,5 mm).	84
Figura 4.21	Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função da energia de soldagem utilizada para espessura de 6,3 mm.	85
Figura 4.22	Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função da energia de soldagem utilizada para espessura de 8,0 mm.	85
Figura 4.23	Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função da energia de soldagem utilizada para espessura de 9,5 mm.	86
Figura 4.24	Gráfico esquemático apresentando a variação da microdureza em função da energia de soldagem utilizada	87
Figura 4.25	Gráfico esquemático apresentando a variação da tensão de escoamento e ruptura em função da energia de soldagem.	87
Figura 4.26	Gráfico esquemático apresentado o comportamento em fadiga em função da energia de soldagem utilizada.	88
Figura 4.27	Figura esquemática resumindo a variação das propriedades analisadas em função da energia de soldagem aplicada.	88
Figura A1:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova C1.	97
Figura A2:	Microestrutura do corpo de prova C1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	98
Figura A3:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova C3.	98
Figura A4:	Microestrutura do corpo de prova C3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	99
Figura A5:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D1.	99
Figura A6:	Microestrutura do corpo de prova D1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF... ..	100
Figura A7:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D2.	100
Figura A8:	Microestrutura do corpo de prova D2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF... ..	101
Figura A9:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D3.	101
Figura A10:	Microestrutura do corpo de prova D3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	102
Figura A11:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E1.	102
Figura A12:	Microestrutura do corpo de prova E1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	103
Figura A13:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E2.	103
Figura A14:	Microestrutura do corpo de prova E2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	104
Figura A15:	Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E3.	104
Figura A16:	Microestrutura do corpo de prova E3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	105

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Composição química percentual dos precipitados de um aço DOMEX 700MC.	16
Tabela 2.2: Composição química determinada pelo fornecedor para o aço de alta resistência 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).	16
Tabela 2.3: Propriedades mecânicas descritas pelo fornecedor para o aço de alta resistência 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).	17
Tabela 2.4: Parâmetros geométricos para uma junta de topo sem chanfro (SSAB TUNNPLAT 2004).	43
Tabela 2.5: Parâmetros geométricos para uma junta de topo com chanfro V e com nariz (SSAB TUNNPLAT 2004).	43
Tabela 3.1: Parâmetros de solda para os diferentes tipos de juntas.	64
Tabela 4.1: Composição química das amostras analisadas.	68
Tabela 4.2: Propriedades mecânicas das amostras submetidas aos ensaios de tração.	82

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

σ_0 = resistência básica;

$\Delta\sigma_{tg}$ = endurecimento dos contornos de grão;

σ_e = Tensão de Escoamento;

σ_R = Tensão de Ruptura;

σ_y = Yield Strenght - Tensão de Escoamento;

d = diâmetro médio dos grãos;

S = Tensão;

P = Força;

A_0 = área da seção inicial;

δ = comprimento útil do corpo de prova;

e = deformação;

L_0 = comprimento inicial;

S_R = Tensão Máxima;

$P_{m\acute{a}x.}$ = Força Máxima;

S_{LE} = Tensão de Escoamento;

N = número de ciclos;

S_e = Limite de Resistência à Fadiga;

E = Energia de Soldagem, em J/mm;

η = eficiência térmica do processo;

V = tensão no arco, em V;

I = corrente de soldagem, em A;

v = velocidade de soldagem, em mm/s;

D = Diluição;

$t_{8/5}$ = Tempo de resfriamento de 800°C a 500 °C;

H = Aporte térmico;

v = velocidade de deslocamento da fonte de calor;

f = eficiência própria do processo de soldagem;

V_r = Velocidade de Resfriamento;

RESUMO

Atualmente o uso de aços de alta resistência está fortemente difundido na indústria mecânica, principalmente em aplicações onde a redução de peso é importante, como por exemplo, a indústria de implementos rodoviários. Implementos mais leves permitem transportar maior carga líquida por viagem e conseqüentemente um menor consumo de combustível e menor liberação de gases poluentes na atmosfera. Este estudo visa analisar o comportamento microestrutural e mecânico de juntas soldadas através do processo GMAW com variação na energia de soldagem, simulando assim as variações na distância de arco durante o processo de soldagem manual, o qual é amplamente utilizado na produção de implementos rodoviários. Para este estudo foram utilizadas chapas metálicas de diferentes espessuras do aço de alta resistência e baixa liga S700MC tendo como parâmetro nominal de energia de soldagem os valores descritos pelo fornecedor. O processo de soldagem foi realizado com o auxílio de um sistema robotizado para manter a homogeneidade ao longo da junta e os ensaios para verificação do comportamento microestrutural foram realizados com auxílio de microscopia ótica, perfil de microdureza, ensaio de tração e ensaios de fadiga. Os resultados não mostraram significantes variações microestruturas e de microdureza, porém pode-se verificar que tanto a tensão de escoamento, tensão de ruptura e vida em fadiga possuem um comportamento diretamente proporcional a energia de soldagem.

ABSTRACT

Nowadays; high strength low alloys steels are largely applied in the mechanical industry, primarily in application that the most important issue is the weight reduction, for example, trailers industry. Light trailers can transport more liquid cargo per trip, using less fuel and releasing less emission in the atmosphere. In this investigation we analyzed the mechanical and microstructural behavior of joint welded by Gas Metal Arc Welding-GMAW with variations in the welding energy to simulating the variable distance between the arc welding during manual process, because this kind of process it is the most used at trailers production. For this investigation sheets with different thickness of S700MC high strength low alloy steel were used. The welding energy was varied around the nominal value informed by the steel supplier. The welding was made using a robot to ensure the right distance and position during the total weld joint length. The microstructural and mechanical investigation were realized with optic microscope, microhardness profile and tensile and fatigue test machines. The results did not show significant microstructural and microhardness variation, however, when the welding energy is increased, the yield strength, ultimate strength and fatigue life was increased as well.

1. INTRODUÇÃO

A realização deste estudo foi motivada em função do não conhecimento das propriedades mecânicas geradas em aços de alta resistência e baixa liga quando submetidos ao processo de soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (*gás metal arc welding* – GMAW). Neste estudo buscou-se identificar as variações nas propriedades da junta em função da variação na energia de soldagem. Esta variação na energia de soldagem é comumente encontrada em processo de soldagem manual, pois neste processo a distância entre o bico de contato e a peça a ser soldada varia constantemente.

Na indústria metal/mecânica, mais especificamente na indústria de fabricação de implementos rodoviários, a utilização do processo de soldagem por arco elétrico dos componentes estruturais praticamente na sua totalidade é realizada manualmente. Para indústria em especial, a utilização de aços de alta resistência e baixa liga na construção dos componentes estruturais vêm sofrendo um acelerado crescimento com o passar dos anos. Esse crescimento se deve ao fato de que quanto mais leve for o implemento rodoviário, maior carga líquida o mesmo poderá transportar por trecho, significando ganho econômico ao proprietário do implemento.

Para este estudo foram realizadas as análises no aço DIN S700MC, fornecido pela SSAB sob nome comercial de DOMEX 700MC. As soldagens dos corpos de prova foram realizadas com auxílio de um robô. A variação da energia de soldagem em função da variação de distância entre o bico de contato e a peça a ser soldada foi realizada em três etapas:

- Realização da soldagem utilizando o parâmetro nominal determinado pelo fornecedor do aço;
- Realização da soldagem utilizando o parâmetro 15% inferior ao parâmetro nominal;

- Realização da soldagem utilizando o parâmetro 15% superior ao parâmetro nominal.

Busca-se neste trabalho identificar (caso existam) as diferenças nas propriedades mecânicas e microestruturais na junta soldada provenientes da variação de energia de soldagem. A investigação das propriedades mecânicas e microestruturais na junta soldada foram realizadas através de análises macrográficas, ensaios metalográficos no perfil de solda, ensaios de microdureza, ensaios de tração e ensaios de fadiga. Através dos resultados obtidos, foi realizada a análise de todas as propriedades investigadas em função da variação da energia de soldagem.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço na Fabricação de Implementos

A indústria de fabricação de implementos, assim como a indústria automobilística vem buscando novas fontes de matérias-primas que possibilitem principalmente a diminuição de peso dos seus produtos. Além da pressão ambiental, pressão econômica em relação aos fortes incrementos de preço nos combustíveis e interesses políticos, existe também a “Lei da Balança”, na qual restringe um limite máximo de peso e dimensão para cada modelo de implemento rodoviário poder transitar pelas rodovias do país (ALFREDO 2009). Esta lei faz com que os proprietários de implementos rodoviários prefiram adquirir produtos cada vez mais leves, pois isso lhe dará o direito de carregar mais carga, gerando assim um maior lucro por quilômetro rodado.

A produção de implementos rodoviários iniciou-se com a utilização de chapas metálicas de fácil acesso no mercado do aço. A única exigência ao material era a resistência ao escoamento, no qual gerava em torno de 230 MPa. Os aços ferríticos-perlíticos constituem a classe mais comum de chapas metálicas e são caracterizadas pelo baixo teor de C e Mn, e sob condições de processo descomplicadas, ainda que devidamente controladas (CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS - DEZ. 2008). Como ocorre em todos os tipos de microestrutura, as suas características específicas como tamanho de grão, fração de segunda fase e etc. influenciam as propriedades mecânicas do produto pelos chamados mecanismos de endurecimento. Com o desenvolvimento da indústria do aço, as fabricas de implementos rodoviários passaram a dispor de uma gama maior de chapas de aço, com resistência ao escoamento de até 380 MPa, porém com um teor um pouco maior de carbono e com adição de elementos de liga que agiam no carbono equivalente do material (USIMINAS 2010). Antes do desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, utilizava-se a adição de carbono para incremento das tensões de escoamento e ruptura. Porém a partir de determinados níveis de carbono, o material passa a ter um

comportamento desfavorável a determinados processo de fabricação, dentre eles o processo de soldagem.

Os implementos rodoviários utilizam chapas de aço de diversas formas, tanto na forma de chapas, como na forma de tiras e também na forma de geometrias estruturais, tais como os perfis. A composição microestrutural e as propriedades mecânicas dos materiais utilizados até então permitiam facilmente os processos de fabricação como corte, estampagem, conformação e soldagem. Porém em virtude da baixa tensão de escoamento, os projetistas precisavam utilizar grandes seções destes materiais a fim de obterem seções resistentes capazes de suportar as solicitações mecânicas impostas em operação.

Com a evolução dos meios de transporte, veículos tratores e implementos rodoviários sofreram um grande salto nos conceitos até então existentes. As combinações rodoviárias estenderam ao máximo suas capacidades dimensionais e capacidades de carga, o que agiu de maneira preocupante para os projetistas, que tiveram que se preocupar mais com os problemas estruturais e principalmente com o peso que estas estruturas teriam que possuir e conseqüentemente suportar. Dentro desta necessidade, os aços de alta resistência e baixa liga vierem com o objetivo de facilitar o trabalho dos projetistas, pois estes materiais permitem através da sua elevada resistência a utilização de seções mais leves e também são facilmente submetidos ao processo de soldagem sem apresentarem problemas de fragilização microestrutural em comparação aos aços até então desenvolvidos com maior teor de carbono.

Nas estruturas de sustentação dos implementos rodoviários (chassis), é necessária a utilização de ferramentais estruturais para conseguir-se diminuir o peso bruto estrutural. Para isso, as chapas metálicas são dispostas na forma de seções resistente de vários formatos, tais como estruturas em forma de U, I, H e etc. A união destas chapas é realizada através de soldagem na grande maioria dos casos. Em virtude disso, antes de se escolher um material para estruturas metálicas, precisa-se conhecer qual é o comportamento deste frente a um processo de soldagem. A Figura 2.1 apresenta algumas etapas de produção do aço até chegar a forma de seções estruturais resistentes e a Figura 2.2 mostra a aplicação destas seções na fabricação de um chassi de implemento rodoviário do tipo (CORTE DE CONFORMAÇÃO DE METAIS - FEV. 2008).

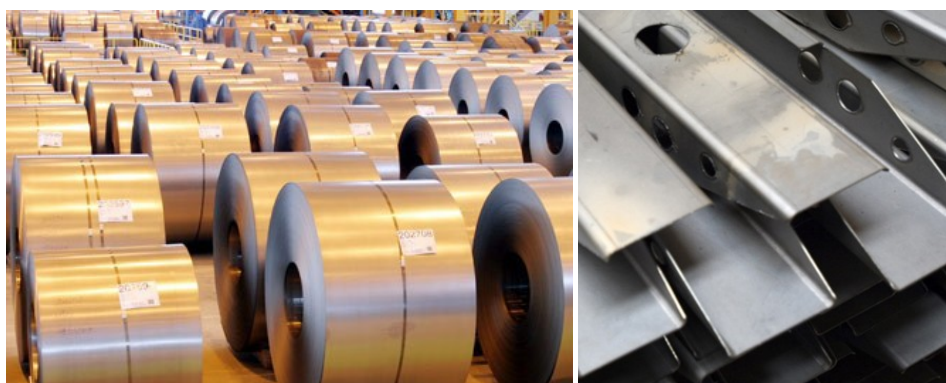


Figura 2.1 Aços na forma de bobina e na forma de perfilados (USIMINAS 2010).



Figura 2.2 Semi-Reboque 3 eixos do tipo Base de Container. Estrutura formada por perfis de aço manufaturados após desbobinamento (RANDON 2010).

Impulsionado por essa tendência, as fábricas de aços iniciaram o desenvolvimento de ligas mais leves que pudessem ser aplicadas na fabricação rodoviária. Inicialmente os projetos com aços ARBL (alta resistência e baixa liga) baseavam-se no limite de resistência mecânica (LR), sendo dada pouca importância ao limite de escoamento (LE), tenacidade ou soldabilidade do aço. Por volta dos anos 30, os aços apresentavam altas percentagens de carbono (C) na ordem de 0,3%. O C era o elemento preferido para aumentar o limite de resistência do material, por ser a adição mais barata. Os aços eram utilizados na condição de pós-laminados com pouco ou nenhum controle das temperaturas de laminação (KRUMENAUER 2007). No entanto à medida que foram sendo obtidas resistências mais altas nos aços, foi necessário também considerar as propriedades destes quando submetidos à soldagem. Isto levou a uma redução da percentagem de carbono de

modo a diminuir a probabilidade de fraturas frágeis, ou seja, a formação de trincas por hidrogênio a partir da transformação de fase ocorrida em ciclos térmicos de soldagem. As falhas por fratura frágil em estruturas soldadas resultaram que o reconhecimento da tenacidade à fratura era essencial e a necessidade de abaixar a temperatura de transição no ensaio Charpy foi aparente (VIEIRA 2007).

Para que a resistência mecânica dos aços permanecesse a mesma aumentou-se a quantidade de manganês (Mn). No entanto apenas a troca do C pelo Mn não apresentava vantagens quanto à tenacidade do material. Então foram feitos estudos para se encontrar taxas Mn:C mais vantajosas (KRUMENAUER 2007). O limite de escoamento (LE) passou a ser considerado uma variável mais importante que o limite de resistência (LR) (BARR 1978). A significância do tamanho de grão, relação de Hall-Petch, que associa o tamanho de grão com o limite de escoamento do material foi estabelecida e apresentou-se de grande importância sendo verificadas vantagens para melhora da tenacidade do aço nas altas taxas Mn:C (HALL 1978). Antes de se conhecer a relação de Hall-Petch, é necessário conhecer o primeiro mecanismo que define as propriedades mecânicas de um aço ferrítico-perlítico chamado de resistência básica σ_0 entre os átomos de ferro, à qual se acrescentam as contribuições dos mecanismos de endurecimento. A resistência básica σ_0 corresponde à tensão de fricção da rede cristalina, definida pela força de Peierls-Nabarro, e que, no caso da ferrita CCC, assume o valor de 70MPa. O primeiro mecanismo de endurecimento ocorre pelo efeito de solução sólida, o qual decorre da presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do ferro. Com exceção do P, todos os demais provocam dilatação nesse reticulado. A intensidade de seu efeito no endurecimento é função da diferença de tamanho entre os átomos do soluto e os de solvente, e da concentração de soluto. Do ponto de vista prático, o efeito do endurecimento por solução sólida é diretamente proporcional ao teor em peso do soluto. É curioso notar que a contribuição do Cr ao endurecimento por solução sólida do aço é nula, enquanto a do Ni é negativa. Com isso, o endurecimento pelos contornos de grão $\Delta\sigma_{tg}$ pode ser quantificado pela equação de Hall Petch (veja equação 2.1):

— **Equação (2.1)**

onde d é o diâmetro médio dos grãos e K_{tg} é uma constante.

Este é o único mecanismo de endurecimento que aumenta tanto a resistência mecânica quanto a tenacidade dos materiais. É por isso que o refino de grão é, geralmente, o primeiro mecanismo de endurecimento e aumento de resistência cogitada quando se definem processos metalúrgicos de conformação e tratamento térmico de aços estruturais (VIEIRA 2007).

2.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

A partir da década de 90, todos os aços de alta resistência e baixa liga foram denominados como aços avançados de alta resistência. A Figura 2.3 apresenta o desenvolvimento de novos tipos de aços de alta resistência a partir da década de 70 (CORTE E CONFORMAÇÃO DOS METAIS - DEZ. 2008).

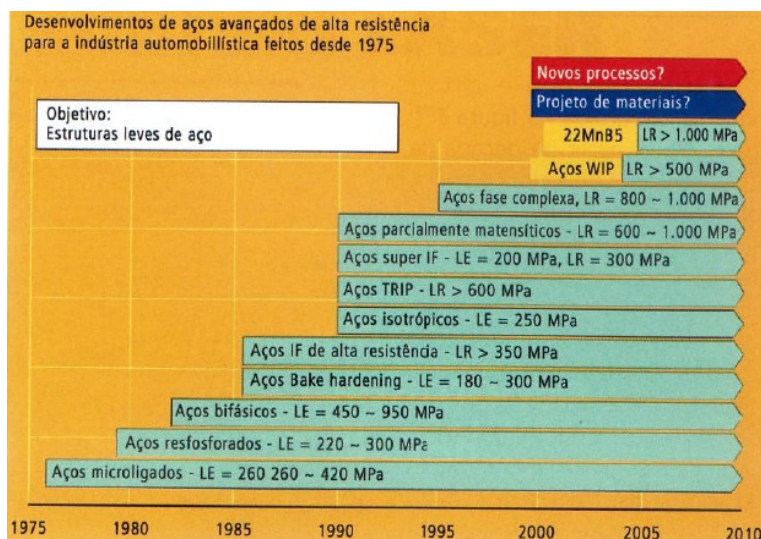


Figura 2.3 Evolução dos diversos tipos de aços avançados de alta resistência ao longo das últimas três décadas (CORTE E CONFORMAÇÃO DOS METAIS - DEZ. 2008).

O início deste desenvolvimento ocorreu com a adição de elementos de liga com a função de refinar os tamanhos de grãos no aço. Inicialmente utilizaram-se adições de Alumínio (Al) e nitrogênio (N), mas estas só eram realizadas em materiais na condição de normalizados. O resultado obtido foi um aumento no limite de escoamento de 225 MPa para 300 MPa e a diminuição da temperatura de transição na curva de Chapy para valores menores que 0°C (LESLIE 1978). Após isso, descobriu-se outros elementos químicos que viriam a formar os aços microligados, que são que aços ferríticos e perlíticos enriquecidos

com micro-adições de Nb, V e Ti (YI 2008). O principal objetivo dos pesquisadores na época do desenvolvimento dos aços microligados era de conseguir alcançar elevadas propriedades mecânicas sem ter que submeter os materiais a qualquer tipo de tratamento térmico posterior e temperaturas de transição menores. Para isso, os pesquisadores utilizaram temperaturas de acabamento de laminação mais baixas em conjunto com os adições de Ti, Nb e V. A junção dos dois itens propiciaram a obtenção de grãos bem refinados e além disso, há a contribuição do mecanismo de endurecimento por precipitação na resistência mecânica. Os níveis de resistência mecânica nos aços atingiram valores de 450 MPa a 525 MPa e temperaturas de transição com valores menores que $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (MORRISON 1978). Alguns aços utilizados atualmente possuem resistência ao escoamento na faixa de 500 a 600 MPa, utilizando-se de uma combinação microligada, refino de grão e precipitados que atuam combinados ou sozinhos no aumento da resistência. Porém para se alcançar o objetivo de reduzir massa e conseqüentemente a espessura das estruturas mecânicas é necessário possuir materiais com resistência em torno de 700 – 800 MPa (WANG 2009). Os novos elementos de liga encontrados possuem um papel particular na transformação do aço e obtenção da alta resistência, conforme descrito abaixo (ASM HANDBOOK VOL. 1):

- Em concentrações variando 0,020 % a 0,10 % o Nióbio promove o aumento na resistência ao escoamento e na resistência a ruptura. Com teores de 0,02 %, o incremento na tensão de escoamento pode ser na ordem de 70 a 105 MPa. A atuação do nióbio ocorre através do refino dos grãos de austenita imediatamente antes da sua transformação. Este elemento atua também na forma solubilizada como na forma precipitada, possuindo a capacidade de restringir a recristalização da austenita entre os passes de laminação abaixo de uma determinada temperatura (temperatura de não recristalização), que geralmente varia em torno de 900 a 1000 $^{\circ}\text{C}$. A Figura 2.4 mostra a diferença característica entre os precipitados de nióbio e vanádio. O nióbio inicia sua precipitação a uma temperatura superior aos 1200 $^{\circ}\text{C}$, porém o vanádio inicia sua precipitação somente a partir dos 950 $^{\circ}\text{C}$. A continuação da transformação dos precipitados em temperaturas inferiores a 950 $^{\circ}\text{C}$ é o que ocasiona o retardo da transformação e recristalização austenítica, formando assim uma estrutura com grãos bastante refinados (ASM HANDBOOK VOL. 1; CHIAVERINI 1988).

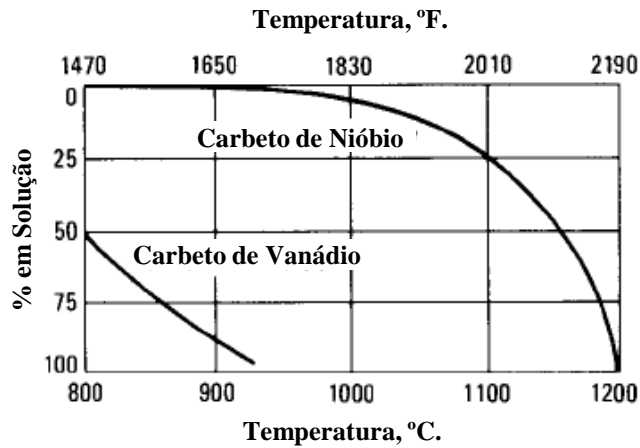


Figura 2.4 Diferença entre a precipitação dos carbeto de Vanádio e Nióbio na austenita (ASM HANDBOOK VOL. 1; CHIAVERINI 1988).

Vanádio: Possui grande solubilidade na austenita e, por esse motivo endurece o material por precipitação interfásica na ferrita, ou seja, precipitados de carbonetos e de nitretos de vanádio nos grãos de ferrita. O vanádio promove o refino dos grãos de ferrita, favorecendo o aumento da resistência mecânica. A Figura 2.5 mostra a relação entre a concentração de Vanádio até 0,15% em aços de baixo carbono com a resistência ao escoamento e resistência de ruptura (ASM HANDBOOK VOL. 1; CHIAVERINI 1988).

- O titânio pode promover tanto o refino de grão quanto aumento da dureza por ação dos precipitados, dependendo da concentração aplicada. Em composições superiores a 0,050 %, os carbeto de titânio começam a exercer a função de aumento da dureza do material. Entretanto, atualmente o titânio é utilizado comercialmente para retardar o crescimento do grão austenítico e assim aumentar a tenacidade do material. Tipicamente, as concentrações de titânio ficam na faixa de 0,010 a 0,020 %.

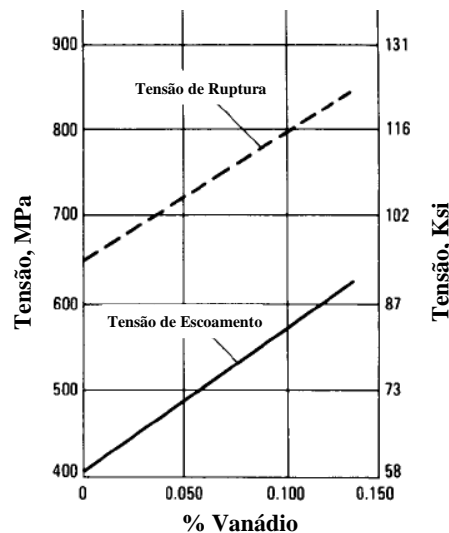


Figura 2.5 Relação da porcentagem de Vanádio com a Resistência ao Escoamento e a Ruptura em um aço baixo carbono (ASM HANDBOOK VOL. 1).

Esses aços laminados controladamente, com grãos refinados e endurecidos por precipitação, ou seja, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) mostram grandes vantagens econômicas para diversas aplicações, tais como em forjamento à quente, pois este tipo de processamento ocorre no campo austenítico, de modo que variáveis como a deformação e a temperatura não influenciam a microestrutura final do sistema (SSAB TUNNPLAT 2004). Os aços microligados possuem uma resistência ao escoamento em torno de 300 MPa podendo alguns deles chegar a 1100MPa, sendo um exemplo perfeito para redução no peso dos veículos. A indústria Japonesa tem investido nestes materiais desde a década de 70, contudo, tem encontrado grandes limitações relativas às propriedades de maleabilidade e soldabilidade (CHIAVERINI 1988). Os aços microligados possuem ótimo desempenho em serviço, porém o custo para produção dos componentes é relativamente alto, sendo o processo de soldagem uma das principais razões para tal fato. Isso se deve aos severos pré-requisitos para se garantir uma soldagem de boa qualidade. Caso esse requisito não seja atingido, o risco de grandes prejuízos é extremamente alto, seja em virtude do sucateamento da peça ou a sua falha prematura em serviço decorrente de uma falha oriunda de um fenômeno de fadiga nucleado em virtude do processo de soldagem ter sido mal executado (BHADESHIA 1989). A Figura 2.6 mostra a diferença entre dois aços, sendo o primeiro um aço simples ao carbono e o segundo um aço microligado. A Figura 2.6a apresenta a microestrutura de um aço simples apenas por grãos equiaxiais de ferrita com ilhas de perlita. A Figura 2.6b apresenta a microestrutura de um

aço microligado com grão de ferrita e bandas de perlita, porém com tamanho de grão refinado em comparação com a microestrutura (a) (ASM HANDBOOK VOL. 9).

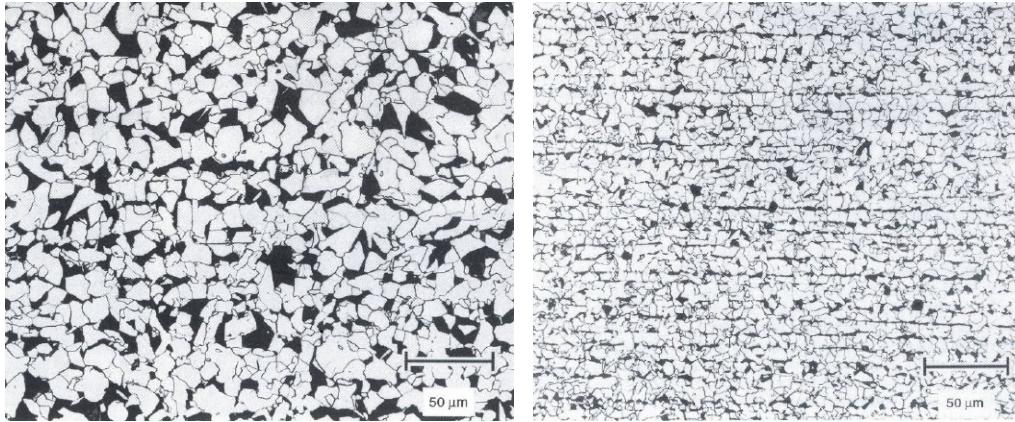


Figura 2.6 (a) Microestrutura de uma chapa de aço carbono UNS G10150 apresentando os grãos equiaxiais com ilhas de perlita. (b) Microestrutura de um aço microligado laminado apresentando os grãos equiaxiais com bandas de perlita. Note que os grãos da figura b são mais refinados do que a figura a. Ataque com 4% picral + 2% de nital (ASM HANDBOOK VOL. 9).

Os aços microligados, em virtude das suas elevadas propriedades mecânicas acabam prejudicando outras propriedades como, por exemplo, a ductilidade à frio, ou seja, a conformabilidade à frio dos aço microligado é significativamente pior em relação aos aços comuns ao carbono. A solução deste problema foi dada através de recursos disponíveis que maximizassem simultaneamente a ductilidade e a resistência mecânica dos aço. Para isso foi utilizado outro método mais complexo, no qual gerou os aços conhecidos como Aços Bifásicos.

Os aços bifásicos consistem em microestruturas mais complexas do que as ferríticas e ferríticas-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo carbono. Os aços bifásicos são caracterizados por serem aços com baixo teor de carbono, porém com elevada resistência mecânica e boa ductilidade. Estas propriedades são decorrentes da composição microestrutural destes materiais, nos quais são formados por uma fase composta por grãos de ferrita e outra fase formada por agulhas de martensita e possuem um grande potencial para aplicações de engenharia, tais como na indústria automobilística e na indústria de estruturas (ANIJDAN 2005; DEMIRA 2008). Estes aços podem ser obtidos diretamente após a laminação à quente através da aplicação de processo

termomecânico (GORNI 1981). Segundo MOVAHEDA e colaboradores, os aços bifásicos são formados por duas fases especiais, sendo uma fase macia, com boa ductilidade na qual é formada pelos grãos de ferrita e outra fase formada por partículas duras e martensita. Essa combinação torna os aços bifásicos especiais em relação aos demais aços de alta resistência e baixa liga, pois além de apresentarem elevada resistência mecânica, eles apresentam também uma boa ductilidade em relação aos demais aços pertencentes a esta classe. O primeiro desenvolvimento destes aços ocorreu na década de 70, onde se obteve um aço com uma constituição de 80 a 85% de fase formada por grãos de ferrita e 15 a 20% de fase formada por agulhas de martensita (CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS - DEZ. 2008). Gorni cita em sua pesquisa que o pesquisador alemão Hornbogen definiu os aços bifásicos como sendo uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, as microestruturas bifásicas reúnem as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme Figura 2.7 (GORNI 1981). A Figura 2.8 apresenta a microestrutura de um aço bifásico, no qual apresenta ilhas de martensita, perlita, e austenita retida em uma matriz ferrítica. A Figura 2.9 apresenta outra microestrutura de um aço bifásico mostrando em grande amplificação o formato existente em cada ilha de martensita (ASM HANDBOOK VOL.9).

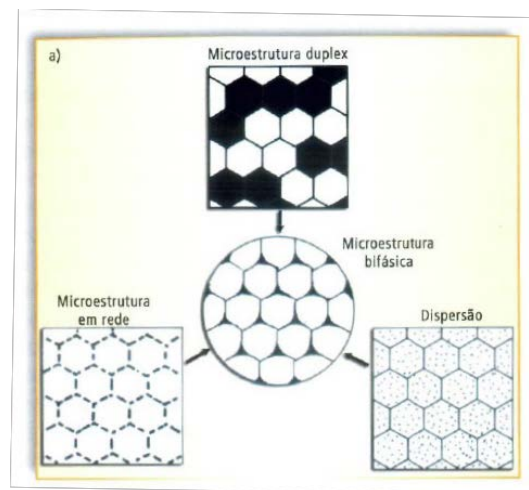


Figura 2.7 Representação esquemática da topologia da estrutura bifásica (GORNI 1981).

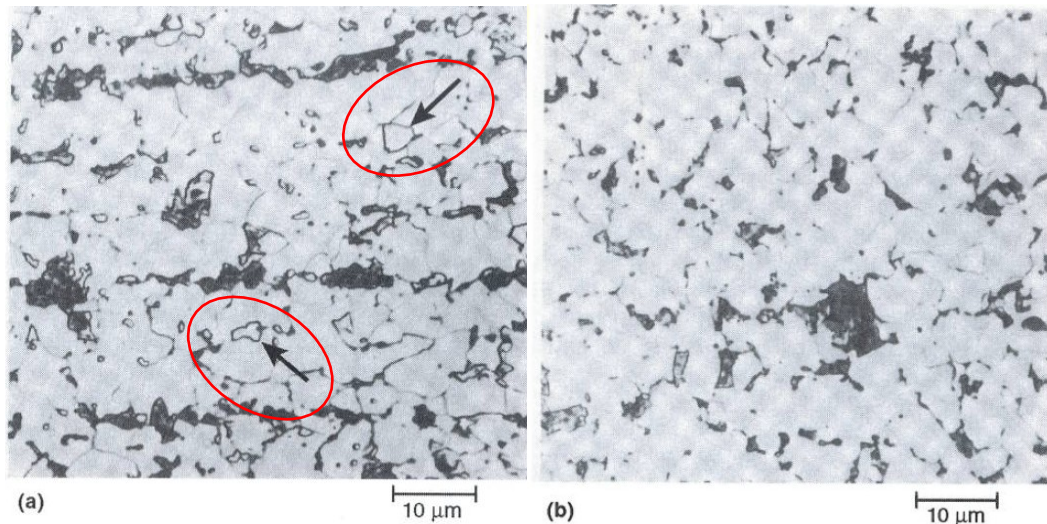


Figura 2.8 Microestrutura de um aço bifásico (0,11% C, 1,4% Mn, 0,58% Si, 0,12% Cr e 0,08% de Mo) mostrando as ilhas de martensita (cinza escuro), perlita (preto) e austenita retida (branco, em detalhe) em uma matriz ferrítica. (a) Microestrutura na condição de recém resfriada. (b) Mesmo corpo de prova mas em uma região deformada. Na imagem (b), a austenita retida foi transformada em martensita. Ataque químico 12% Sódio Metabisulfite (ASM HANDBOOK VOL.9).

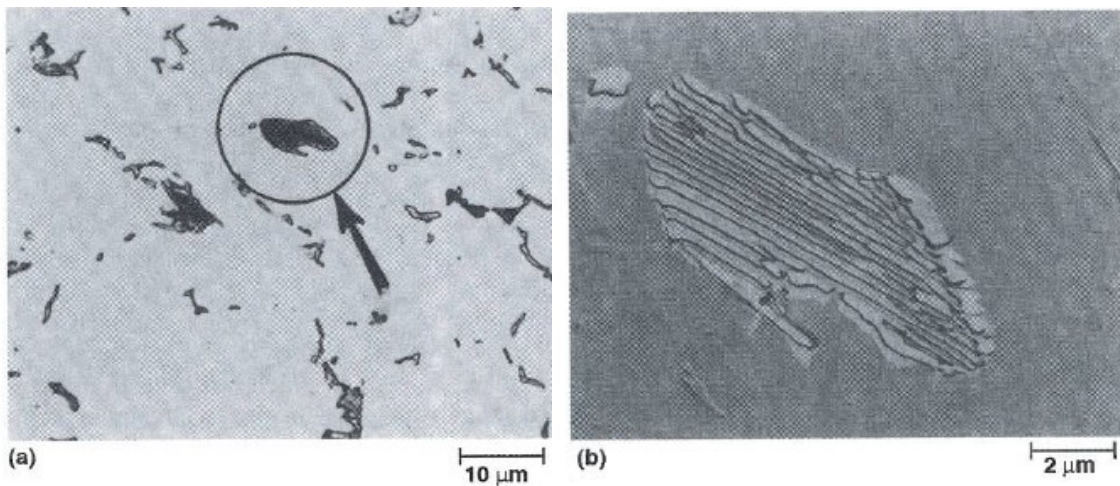


Figura 2.9 Microestrutura de um aço bifásico mostrando as ilhas de martensita e perlita em uma matriz ferrítica. A ilha de perlita é circulado na imagem (a) e mostrada em maior magnificação na imagem (b). Ataque Picral 4% (ASM HANDBOOK VOL.9).

A distribuição microestrutural apresentada na Figura 2.8 mostra esquematicamente a formação das ilhas de martensita (duras) dispersas na matriz ferrítica (macia), o que lhe

assegura boa conformabilidade devido a um escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferríticos-perlíticos, mesmo microligados). A Figura 2.10 apresenta a diferença das curvas típicas, obtidas em ensaio de tração para aços ao Carbono, aços microligados e aços bifásicos (ASM HANDBOOK VOL. 9).

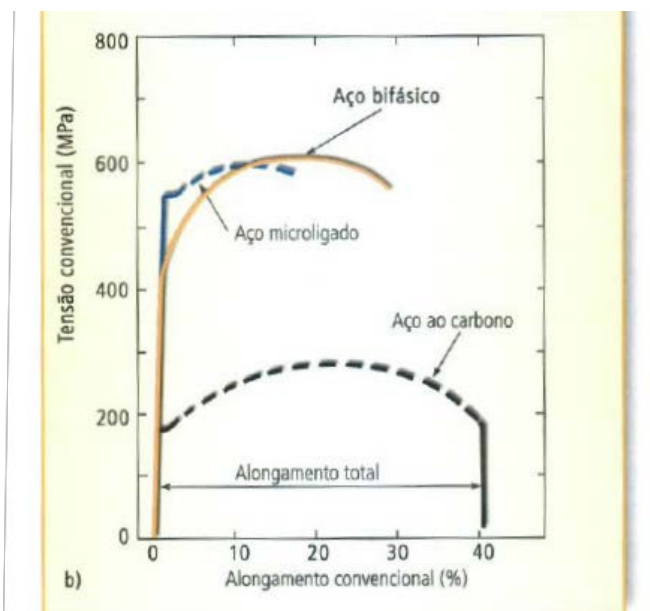


Figura 2.10 Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao carbono, microligados e bifásicos (ASM HANDBOOK VOL. 9).

Em meados da década de 80 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico na qual a martensita presente como segunda fase foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais em que ocorre concentração de tensão e deformação, uma vez que é mais uniforme do que a ferrítica-martensítica. Isso proporciona melhores características de ductilidade e tenacidade à chapa, fato de grande importância em aplicações como a fabricação de rodas automotivas. Um exemplo de aço ferrítico bainítico ideal para essa aplicação deve apresentar uma microestrutura ferrítica com 10 a 15% de bainita (GORNI 1981).

Seguindo o desenvolvimento dos aços de alta resistência conforme apresentado na Figura 2.3, existem os aços multifásicos que são aços desenvolvidos para se obter elevados valores de alongamento a temperatura ambiente. Para isso, é necessário que ocorra uma transformação contínua de austenita retida em martensita. Este fenômeno induziu o nome TRIP, ou seja, “transformation-induced-plasticity”. Existem também os aços Martensíticos,

nos quais são formados predominantemente por martensita sob a forma de ripas. Apresenta alta resistência mecânica, o que lhe qualifica para aplicações de segurança, como para-choques de automóveis e barras de impacto lateral.

2.2.1 Aços de Alta Resistência

DOMEX é a marca registrada da chapa de aço laminada a quente da siderúrgica SSAB Tunnplåt, em aço de alto limite elástico e aço de extra alto limite elástico para conformação a frio. Na gama DOMEX, pode-se encontrar aços resistentes à corrosão, ao desgaste, chapa de aço para proteção balística, chapa de aço magnética e finalmente aços para têmpera. Os aços DOMEX de alto limite elástico para conformação a frio são também designados como aços estruturais modernos. Os aços DOMEX YP/XP, por exemplo, são utilizados há vários anos na indústria, mas o seu desenvolvimento contínuo torna-os sempre atuais face às exigências do mercado. Os aços DOMEX MC de alto limite elástico consolidaram a sua posição no mercado e tornaram-se numa boa alternativa aos aços DOMEX YP/XP. Os novos aços ultra-alto limite elástico, tal como o DOMEX 800 e o DOMEX 900, comprovam a aposta no desenvolvimento contínuo dado que estão atualmente em desenvolvimento (SSAB TURNPLAT 2001).

A sigla MC que é utilizada no DOMEX 700 MC refere-se a uma gama de aços de alto limite elástico para conformação a frio, com boa soldabilidade e conformação. Estas características tornam estes aços adequados para uma variedade de aplicações muito abrangente, tais como aplicações estruturais, guindastes, equipamentos para terraplanagem, chassis de implementos rodoviários e também na indústria automobilísticas. Nestas aplicações, a elevada resistência é usada para diminuir o peso das estruturas ou produtos e/ou aumentar a carga suportada pelas estruturas produzidas com este material. A nomenclatura para estes aço de alta resistência é descrita na Norma DIN EN 10149, sendo que a nomenclatura do aço em estudo, o Domex 700MC, conforme esta norma é S700MC (SSAB TURNPLAT 2001; DIN EN 10149-1 2005; SSAB TURNPLAT 2002).

O aço DOMEX 700 têm como elementos de liga (em baixa percentagem) nióbio, titânio e vanádio, o que possibilita que se mantenham teores baixos de carbono e manganês. A Tabela 2.1 apresenta a composição dos precipitados em percentuais para uma aço DOMEX 700MC a 900°C (FRISK 2007).

Tabela 2.1: Composição química percentual dos precipitados de um aço DOMEX 700MC.

Amostra	Ti [%]	Nb [%]	Mo [%]	V [%]
Domex 700MC	65	35	0,1	0,1

Os aços DOMEX 700 MC são produzidos através de processos metalúrgicos que asseguram uma pureza bastante elevada e são depois finalizados num processo de laminagem termo-mecânica, cuidadosamente controlada que assegura propriedades consistentes e homogêneas. Estes aços caracterizam-se por:

- Excelente forjabilidade em relação ao seu alto limite elástico;
- Boa soldabilidade, devido ao seu baixo teor de elementos de liga;
- Boa resiliência a baixas temperaturas;
- Boa adequação ao processo de corte a laser;

A Figura 2.11 mostra os níveis de resistência dos aços DOMEX fornecidos pela SSAB (SSAB TURNPLAT 2001) assim como também um comparativo de curvas S-N para o material Domex 700MC. A composição química e as propriedades mecânicas descritas pela SSAB e pela DIN EN 10149 são apresentadas nas Tabelas 2.2 e 2.3.

Tabela 2.2: Composição química determinada pelo fornecedor para o aço de alta resistência 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).

Aço	C% Máx.	Si% Máx.	Mn% Máx.	P% Máx.	S% Máx.	Al% Min.	Nb% Máx.	V% Máx.	Ti% Máx.
DOMEX 700MC	0,12	0,10	2,10	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,15
S700MC	0,12	0,60	2,10	0,025	0,015	0,015	0,09	0,2	0,22

- Quantidade de Nb, V e Ti= 0,22% Máx; Mo= 0,50% e B=0,005% Max.

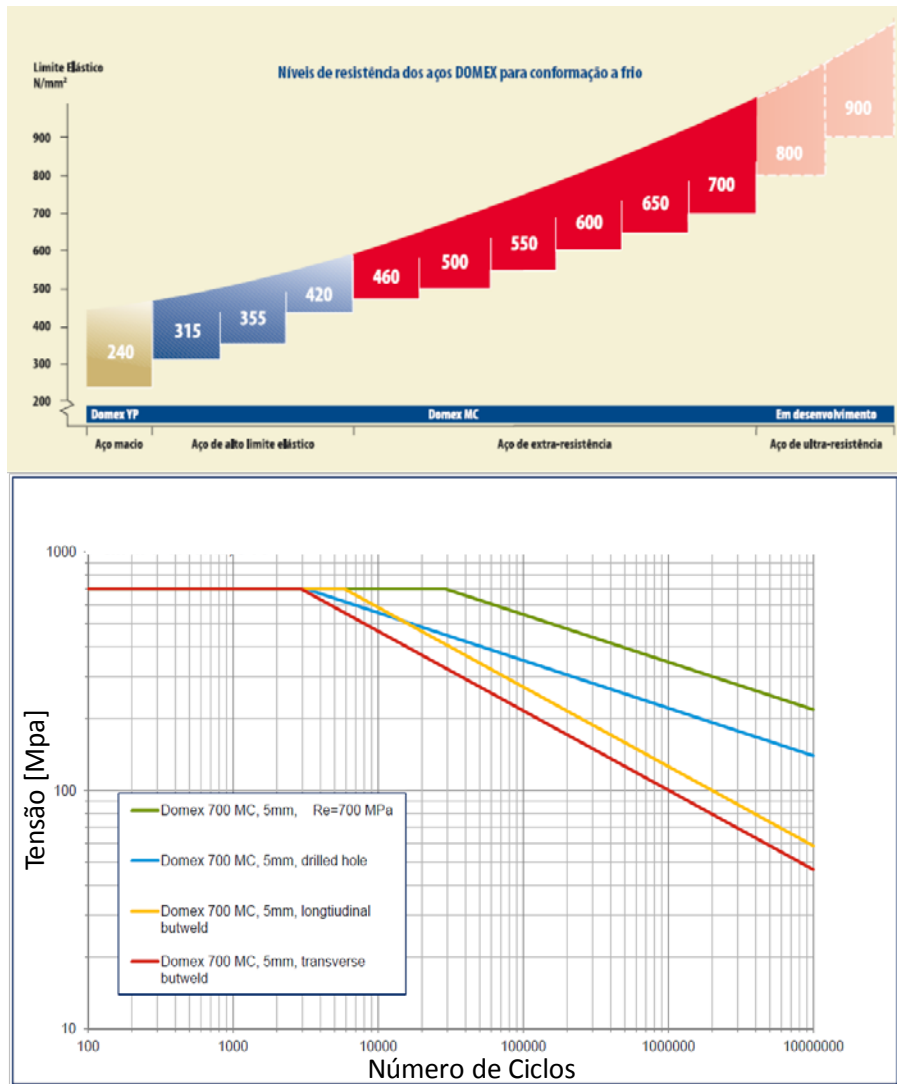


Figura 2.11 Níveis de resistência dos aços DOMEX fornecidos pela SSAB e curvas de fadiga para o DOMEX 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas descritas pelo fornecedor para o aço de alta resistência 700MC (SSAB TURNPLAT 2002).

Aço	Tensão de Escoamento σ_e N/mm ² min.	Tensão de Ruptura σ_R N/mm ² min.- máx.	Alongamento <3 mm A ₈₀ % min.	Alongamento >3 mm A ₅ % min.
DOMEX 700MC	700 ⁽¹⁾	750 - 950	10	12
S700MC	700	750 - 950	10	12

- Para espessuras > 8 mm, o mínimo da tensão de escoamento deve ser aproximadamente 20N/mm² menor.

2.3 Processo de União

Os métodos de união de metais podem ser divididos em duas categorias principais, isto é, aqueles baseados na ação de forças macroscópicas entre as partes, ou seja, na utilização de um terceiro elemento visível macroscopicamente para realizar a ancoragem entre os dois elementos à serem ligados e aqueles baseados em forças microscópicas, ou seja, a ancoragem é feita por partículas interatômicas e/ou intermoleculares, incapazes de serem vistas unitariamente a olho nu.

2.3.1 União por rebites e parafusos

Esta união é conhecida como união “fria”, pois não existe a necessidade da inserção de energia térmica para realizá-la. Este método é caracterizado pela ação de forças macroscópicas que agem sobre um terceiro elemento visível a olho nu. A diferença em particular da união realizada com rebites e com parafusos é a quantidade de vezes na qual se pode fazer e desfazer a união. O processo de união por rebite é chamado como processo de união permanente, pois após a realização da união o rebite não permite ser retirado sem ser inutilizável (veja Figura 2.12), enquanto que juntas realizadas com parafusos permitem ser feitas e desfeitas inúmeras vezes sem quaisquer problemas (veja Figura 2.13). Outro aspecto importante destes tipos de juntas é a viabilidade de realizar a união de materiais diferentes como, por exemplo, uma chapa de aço com uma chapa de alumínio (algo que não é facilmente conseguido por soldagem). Porém mesmo possuindo esta e outras características positivas, estes dois tipos de processo foram sendo deixados para trás e substituídos por outros processos de união em virtude do elevado custo envolvido nos processos de fabricação. Estima-se que 10% do material empregado em uma estrutura montada, totalmente parafusada, sejam perdidos devido ao processo de furação, além da fragilização gerada na região perfurada, o que é preocupante em relação à nucleação e propagação de trincas. Seguindo este contexto, passou-se a cada vez mais utilizar processo com inserção de energia térmica para realização de uniões metálicas, tal como o processo de soldagem.

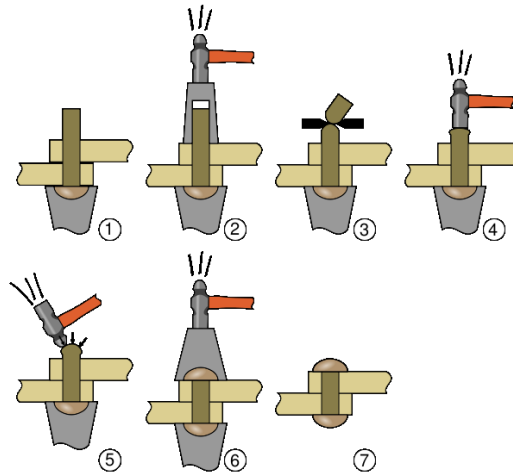


Figura 2.12 Desenho esquemático de um processo de inserção de rebite em uma junta. (ALUCOBOND 2010).

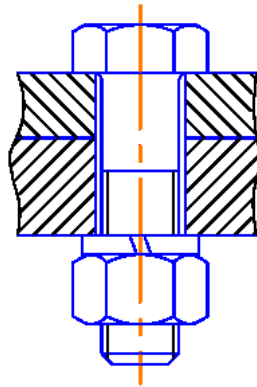


Figura 2.13 Exemplo esquemático de uma junta aparafusada. (ALUCOBOND 2010).

2.3.2 União por Soldagem a Arco Elétrico com Proteção por Gás e Eletrodo Consumível.

A soldagem de juntas metálicas é baseada na ação de forças atômicas e/ ou moleculares, podendo ser aplicadas a uma grande gama de produtos com rapidez e segurança, mas principalmente com economia de material. O processo de soldagem possui dois grandes grupos, sendo que o primeiro baseia-se na utilização de calor, fundindo parcialmente as partes nas quais deverão ser unidas o que denominamos como sendo um processo de solda por fusão. O segundo grupo, no qual não será discutido neste trabalho, trata-se de um processo de soldagem no qual utilizasse de uma força que gere pressão entre dois materiais. Este processo é conhecido como soldagem em estado sólido (PERINI 2008). Conforme descrição existente no AWS WELDING HANDBOOK, soldagem é uma

técnica de unir duas ou mais partes assegurando entre elas a continuidade e as características mecânicas e químicas do material (AWS 1991; MOREIRA 2008). Atualmente, como o desenvolvimento da engenharia e dos processos de fabricação, cada vez mais a utilização de juntas soldadas requerem maior responsabilidade, e conseqüentemente estas devem suprir esta solicitação com grande segurança. Porém qualquer erro de projeto ou descuido durante a execução da solda pode colocar pessoas em risco e gerar grandes perdas econômicas. Mesmo assim, o processo de soldagem é dominante em diversas indústrias de fabricação, tais como indústria automobilística e indústria de fabricação de implementos rodoviários, pois possuem a vantagem de poderem ser realizadas com robôs ou outros equipamentos automatizados (MOREIRA 2008). O processo de solda comumente utilizado na soldagem de carrocerias de implementos rodoviários é o processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção e eletrodo consumível (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*), também conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG – *Metal Inert Gas* e MAG – *Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. Na indústria de fabricação de implementos rodoviários, o processo MAG é mais comumente utilizado, tendo o CO₂ como gás ativo. Segundo a *American Welding Society - AWS*, o uso do gás CO₂ é mais conveniente e versátil para processos semi-automatizados de soldagem. A Figura 2.14 mostra esquematicamente o funcionamento do processo de soldagem GMAW.

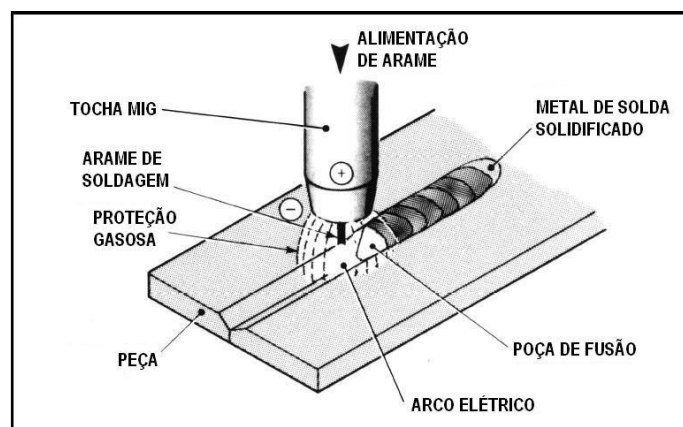


Figura 2.14 Processo básico de soldagem GMAW (LINNERT 1995; ESAB/BR 2005).

O processo de soldagem funciona com corrente contínua (CC), normalmente com o arame no pólo positivo. Essa configuração é conhecida como polaridade reversa. A polaridade direta é raramente utilizada por causa da transferência deficiente do metal fundido do arame de solda para a peça. São comumente empregadas correntes de soldagem de 50 A até mais que 600 A e tensões de soldagem de 15 V até 32 V. Um arco elétrico auto ajustado e estável é obtido com o uso de uma fonte de tensão constante polarizada, também conhecida como tensão contínua (energia elétrica gerada através de uma fonte com dois pólo, sendo um positivo e outro negativo) e com um alimentador de arame de velocidade constante. Melhorias contínuas tornaram o processo GMAW aplicável à soldagem de metais comercialmente importantes como os aços, o alumínio, aços inoxidáveis, cobre e vários outros. Materiais com espessura acima de 0,76 mm podem ser soldados praticamente em todas as posições (LINNERT 1995; ESAB/BR 2005).

O processo de soldagem GMAW proporciona vantagens na soldagem manual e automática dos metais para aplicações de alta e baixa produção. Suas vantagens combinadas quando comparado ao eletrodo revestido, arco submerso e TIG são:

- A soldagem pode ser executada em todas as posições;
- Não há necessidade de remoção de escória;
- Alta taxa de deposição do metal de solda;
- Tempo total de execução de soldas de cerca da metade do tempo se comparado ao eletrodo revestido;
- Altas velocidades de soldagem; menos distorção das peças;
- Largas aberturas preenchidas ou amanteigadas facilmente, tornando certos tipos de soldagem de reparo mais eficientes;
- Não há perdas de pontas como no eletrodo revestido.

Basicamente o processo GMAW inclui três modos distintos de modo de transferência de metal: curto-circuito, globular e aerossol (veja a Figura 2.15). Esses modos descrevem a maneira pela qual o metal é transferido do arame para a poça de fusão. Na transferência por curto-circuito - *short arc*, *dip transfer*, *microwire* - a transferência ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido. Isso acontece quando o metal fundido na ponta do arame toca a poça de fusão. Na transferência por aerossol - *spray arc* - pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por

forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão. A transferência globular - *globular* - ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade. Os fatores que determinam o modo de transferência de metal são a corrente de soldagem, o diâmetro do arame, o comprimento do arco (tensão), as características da fonte e o gás de proteção.

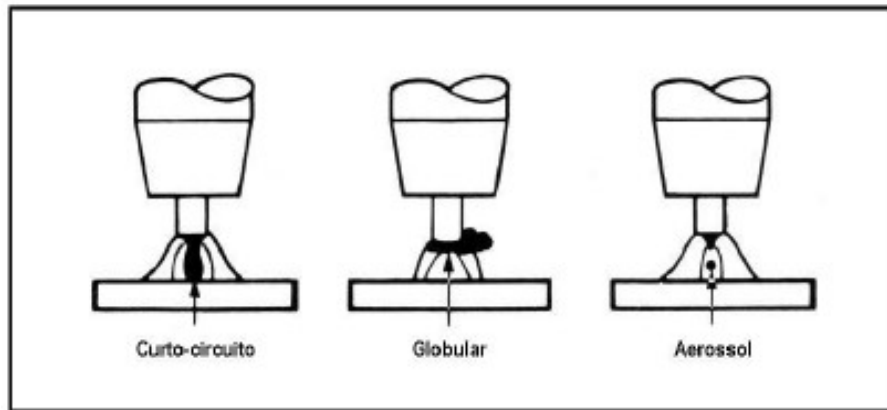


Figura 2.15 Modos de transferência do metal de solda (ESAB/BR 2005).

O processo de transferência do metal está diretamente relacionado aos parâmetros de processo utilizados durante a soldagem. Pode-se dividir as variáveis de soldagem do processo a arco em quatro grupos básicos:

- Variáveis pré-determinadas: tipo e espessura do metal base; propriedades requeridas para o metal de solda;
- Variáveis secundárias: comprimento do eletrodo e posicionamento do bico de contato em relação à peça;
- Variáveis primárias: corrente (tipo e intensidade); tensão e velocidade de soldagem;
- Outras Variáveis: processo de soldagem, tipo de equipamento, projeto da junta, técnica de soldagem, tipo e diâmetro de eletrodo, fluxo, gás, etc;

A tensão do arco, juntamente com o comprimento do arco, são parâmetros importantes na determinação das características do cordão, pois a tensão do arco depende do comprimento do arco, do tipo e diâmetro do eletrodo, do gás de proteção, influenciando assim o modo de transferência. Em um processo onde estes parâmetros são constantes, um aumento do arco elétrico gera um aumento de tensão do arco gera um aumento na largura e

uma diminuição da altura (ou reforço) do cordão de solda, além da redução da penetração, conforme mostrado na Figura 2.16. Tensões elevadas do arco provocam excesso de salpicos de solda e mordeduras, tensões baixas implicam em falta de fusão e cordões convexos. As variações nos parâmetros não afetam somente as características geométricas do cordão de solda, mas também sua microestrutura e conseqüentemente o sucesso ou fracasso da junta soldada (MOREIRA 2008).

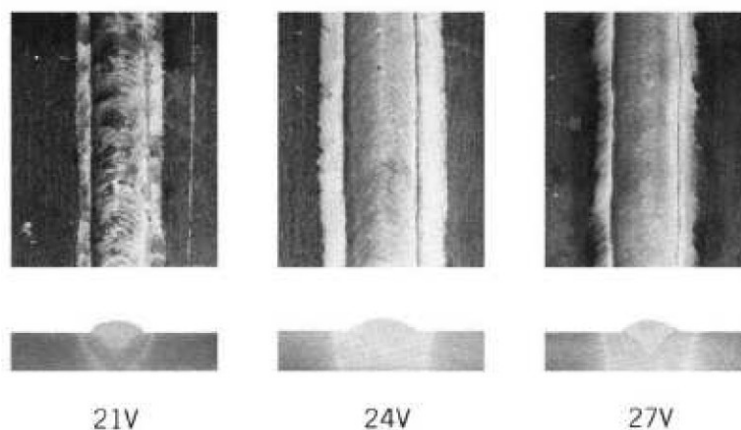


Figura 2.16 Efeito da tensão de soldagem sobre o cordão de solda (MOREIRA 2008).

A corrente de soldagem é a corrente de saída da fonte quando a solda está sendo realizada. Se forem mantidas constantes todas as demais variáveis de soldagem, um aumento na corrente de soldagem irá causar aumento na taxa de deposição e conseqüentemente aumento na profundidade e largura do cordão de solda. No processo GMAW a corrente de soldagem está diretamente relacionada à velocidade de alimentação do arame (desde que a extensão do eletrodo seja constante). Aumentando a velocidade de alimentação do arame causará um aumento da corrente de soldagem ou vice-versa. A Figura 2.17 mostra a relação típica entre a taxa de deposição do arame e a corrente de soldagem para diversos diâmetros do arame tipo AWS ER70S3. A partir da figura 2.17 pode-se ver que a relação não é linear para baixas velocidades de alimentação, entretanto, à medida que a velocidade aumenta, particularmente quando o diâmetro do eletrodo é pequeno, a curva da taxa de deposição torna-se não linear. Isto é normalmente atribuído ao aumento da resistência térmica que aumenta por si só com o aumento da velocidade de alimentação. Para uma mesma velocidade de alimentação, o aumento no diâmetro do eletrodo demandaria um aumento na corrente. Novamente, o aumento na corrente,

mantendo-se os outros parâmetros constantes, resulta em uma maior penetração do cordão de solda, aumentando também, a taxa de deposição de material e o tamanho do cordão de solda em sua seção transversal (MOREIRA 2008).

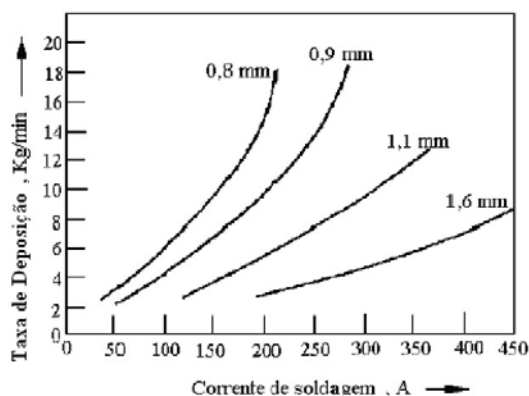


Figura 2.17 Efeito da corrente de soldagem na taxa de fusão de diferente eletrodos (MOREIRA 2008).

A velocidade de soldagem é a velocidade de deslocamento do arco elétrico ao longo do comprimento da junta. A penetração é maior para velocidades menores de avanço da tocha e diminui com o aumento da velocidade, assim como a largura do cordão e a altura do reforço. A redução da largura e a penetração do cordão com a velocidade de soldagem estão associadas à diminuição da quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento da junta. A influência no reforço do cordão está associada à redução da quantidade de material de adição que é fornecido ao cordão de solda, com o aumento da velocidade de soldagem. A velocidade alta pode acarretar descontinuidade no cordão de solda pela falta de fusão do material (MODENESI 2005).

Tratando-se de aços de alta resistência, é importante verificar a propriedade de soldabilidade, no qual é descrito pela empresa SSAB TUNNPLAT como sendo a facilidade de unir tais materiais por soldagem sem haver necessidade de grandes manipulações térmicas pré e pós processo. A soldabilidade e a temperabilidade de um aço carbono e de um aço de alta resistência é determinada fundamentalmente pelo teor de carbono e elementos de liga. Essa determinação é feita por equações que representam um teor de carbono equivalente, calculado a partir dos elementos de liga mais comuns e do teor de carbono (Equação 2.2). Assim a soldabilidade de um aço pode ser estimada através da utilização de uma das expressões desenvolvidas para essa finalidade (BESUTTI 2009).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5 \cdot \%B \quad \text{Equação (2.2)}$$

Quanto menor for o carbono equivalente, menor a probabilidade de ser obtida uma microestrutura martensítica e, conseqüentemente, melhor a soldabilidade do aço. Assim, a tendência atual é reduzir cada vez mais o teor de carbono no metal de solda e aumentar o teor de elementos de liga que, apesar de terem um peso menor no carbono equivalente, endurecem o aço que comporá o metal de solda. A proporção de carbono equivalente e sua respectiva propriedade de soldabilidade estão listadas abaixo:

- $C_{eq} < 0,40$ – Alta soldabilidade;
- $0,40 \leq C_{eq} \leq 0,60$ – Média soldabilidade;
- $C_{eq} > 0,60$ – Baixa soldabilidade.

Um carbono equivalente elevado não é indicador de que o aço não seja soldável, mas sim de que são necessários maiores cuidados no processo. O metal base especificado para uma determinada aplicação nem sempre pode ser substituído por um aço com teor de carbono menor e, conseqüentemente, com carbono equivalente menor. Nesse caso, devem ser adotadas práticas que evitem a fragilização induzida por hidrogênio, como: pré-aquecimento, consumível com baixo teor de hidrogênio (no caso de eletrodo revestido), controle da temperatura, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões (BESUTTI 2009).

Em determinados setores industriais, a exemplo da prospecção de petróleo, indústria automobilística e de fabricação de implementos rodoviários, a utilização de processos de soldagem para a união de partes é inevitável e estudos têm sido realizados para avaliar a influência da adição de elementos de liga na composição microestrutural de juntas soldadas dos aços de alta resistência e baixa liga. A própria temperabilidade, como descrito anteriormente é sensivelmente alterada com a adição de elementos químicos e conseqüentemente outras fases microestruturais podem ser formadas. Quando o processo de soldagem é introduzido nos processos de fabricação, uma gama de problemas pode ser gerada em virtude da expansão e contração dos materiais envolvidos, além dos defeitos impostos pela própria geometria da peça produzida. Tensões residuais consideráveis, de

valores próximos ou iguais ao limite de escoamento podem ser gerados junto ao cordão de solda (PERINI 2008). O grande problema na soldagem dos aços de alta resistência é manter sua elevada resistência sem o prejuízo de sua tenacidade, principalmente na região próxima ao cordão de solda. Para isso, diversas pesquisas em paralelo ao desenvolvimento destes aços estão sendo realizadas para manter no máximo possível as propriedades do material de base na região soldada.

2.4 Metalurgia da Soldagem

Em geral os processos de soldagem têm como principal fonte de energia o calor, tornando-se uma fonte potencial de problemas, tendo influência direta nas transformações metalúrgicas e nos fenômenos mecânicos que ocorrem na zona da solda.

No estudo da transferência de calor em juntas soldadas devem ser considerados os seguintes fatores (FIGUEIREDO 2005):

- aporte de calor ou de energia (insumo de calor ou energia);
- rendimento térmico do arco elétrico;
- distribuição e picos de temperatura (ciclo térmico) durante a soldagem;
- tempo de permanência nessas temperaturas;
- velocidade de resfriamento da zona da solda.

A maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada. Por exemplo, na soldagem a arco, tem-se uma intensidade da ordem de $5 \times 10^8 \text{ W/m}^2$. Esta energia concentrada pode gerar, em pequenas regiões, temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos (10^2 a $10^3 \text{ }^\circ\text{C/mm}$), variações bruscas de temperatura (de até $10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$) e extensas variações de microestrutura e propriedades, em um pequeno volume de material.

De maneira simplificada, o fluxo de calor na soldagem pode ser dividido em duas etapas básicas: fornecimento de calor à junta e dissipação deste calor pela peça.

Na primeira etapa, para a soldagem a arco elétrico, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, definido por sua energia de soldagem (Equação 2.3), isto é (FIGUEIREDO 2005):

Onde;

- E = energia de soldagem, em J/mm;
- η = eficiência térmica do processo;
- V = tensão no arco elétrico, em V;
- I = corrente de soldagem, em A, e
- v = velocidade de soldagem, em mm/s.

A energia de soldagem é uma medida da quantidade de calor cedida à peça por unidade de comprimento de cordão de solda como mostrado na Figura 2.18. Na segunda etapa, a dissipação do calor ocorre principalmente por condução na peça, das regiões aquecidas para o restante do material. A evolução de temperatura em diferentes pontos, devido à soldagem, pode ser estimada como teórica ou experimentalmente. Um ponto localizado próximo à junta experimentará a variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor, como mostra a Figura 2.19. Esta curva é chamada de “ciclo térmico de soldagem” (FIGUREIREDO 2005).

São características importantes do ciclo térmico de soldagem:

- a. Temperatura de pico (T_p), temperatura máxima atingida no ponto. T_p diminui com a distância ao centro da solda, e indica a extensão das regiões afetadas pelo calor de soldagem;
- b. Tempo de permanência (t_p) acima de uma temperatura crítica, tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura mínima para ocorrer uma alteração de interesse, chamada temperatura crítica (T_c);
- c. Velocidade de resfriamento, definida pelo taxa de resfriamento a uma determinada temperatura T , ou pelo tempo necessário (Δt) para o ponto resfriar de uma temperatura (T_1) a outra (T_2).

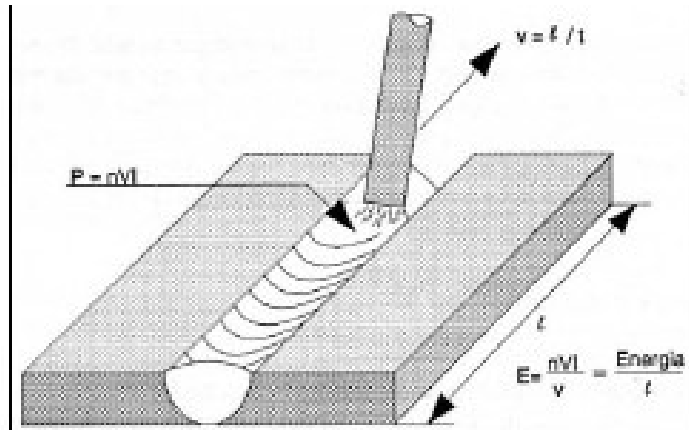


Figura 2.18 Conceito de energia de soldagem. P é a potência dissipada no arco ($V.I$), $(n.V.I)$ é a potência cedida à peça e l é o comprimento da solda (FIGUREIREDO 2005).

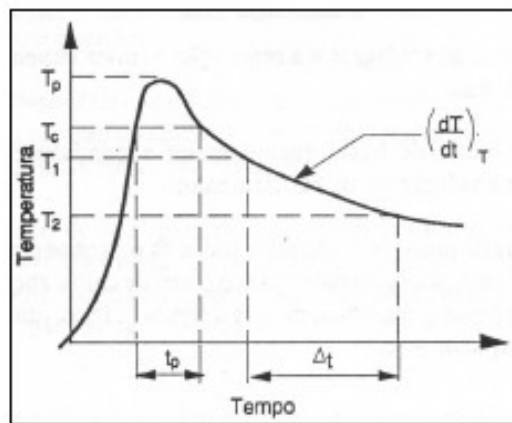


Figura 2.19 Ciclo térmico de soldagem (esquemático) (FIGUREIREDO 2005).

A Figura 2.20 mostra a variação da temperatura de pico com a distância ao centro do cordão de solda, na direção perpendicular a este. Esta curva é conhecida como “repartição térmica” (FIGUREIREDO 2005).

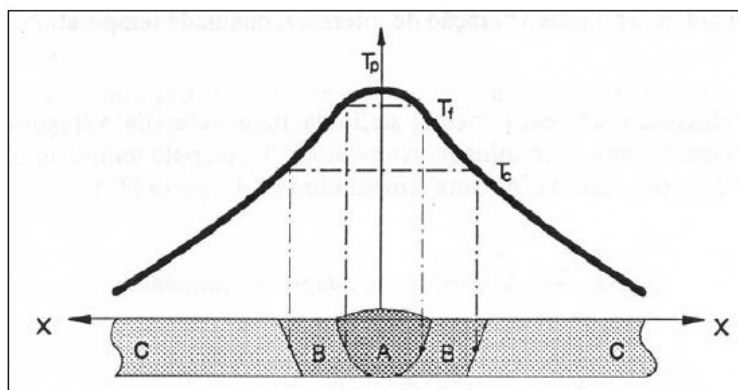


Figura 2.20 Repartição térmica em uma solda (esquemática). A – ZF, B – ZAC e C – Metal base (FIGUREIREDO 2005).

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica dependem de diversas variáveis, entre elas:

- a. Tipo de metal base: quanto maior a condutividade térmica do material, maior a velocidade de resfriamento;
- b. Geometria da junta: considerando todos os outros parâmetros idênticos, uma junta em T possui três direções para o fluxo de calor, enquanto uma junta de topo possui apenas duas, como mostra a Figura 2.21; logo, juntas em T tendem a esfriar mais rapidamente;

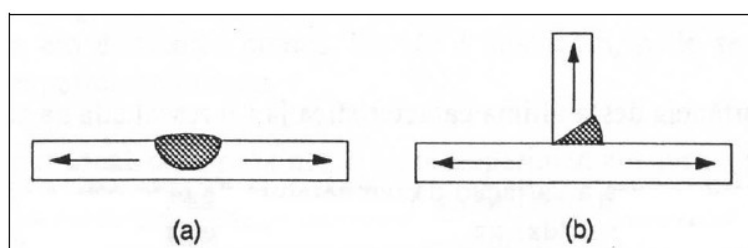


Figura 2.21 Direções para escoamento do calor em juntas (a) de topo -extração de calor em 2D e (b) em T – extração de calor em 3D (FIGUREIREDO 2005).

- c. Espessura da junta: até uma espessura limite, a velocidade de resfriamento aumenta com a espessura da peça. Acima deste limite, a velocidade de resfriamento independe da espessura;

- d. Energia de soldagem e temperatura inicial da peça: a velocidade de resfriamento diminui com o aumento destes dois parâmetros a repartição térmica torna-se mais larga.

2.4.1 Macroestrutura de Solda por Fusão

A Figura 2.22 mostra a seção transversal do cordão de solda, no qual apresenta três regiões básicas (BESUTTI 2009):

1. Zona Fundida (ZF): reproduz em pequena escala todos os fenômenos que normalmente ocorrem durante a solidificação de uma liga metálica, como nucleação e crescimento de cristais, formação de estruturas de grãos colunares ou equiaxiais, segregação e porosidades. As temperaturas de pico desta região são superiores ao ponto de fusão do material base.
2. Zona Afetada pelo Calor (ZAC): é a região não fundida do metal base que teve sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. Podem ocorrer fenômenos críticos como transformações de fases, crescimento de grãos e precipitações de carbonetos duros. As temperaturas de pico nesta região são superiores a temperatura crítica do material e inferiores à sua temperatura de fusão.
3. Metal Base (MB): região mais afastada do cordão de solda e que não foi afetada pelo processo de soldagem. As temperaturas de pico são inferiores a temperaturas críticas para o material.

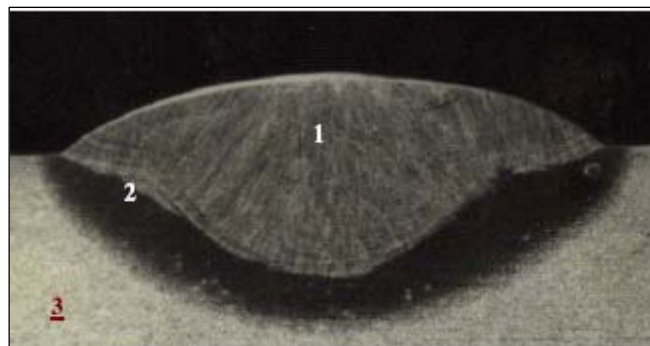


Figura 2.22 Macroestrutura típica da solda de um aço. (1) Metal de solda; (2) zona afetada pelo calor (ZAC); (3) metal base (BESUTTI 2009).

Alguns autores ainda consideram a presença de uma quarta região, compreendida entre o cordão de solda e a ZAC, denominada zona de ligação ou transição. O ciclo térmico de soldagem determina, em grande parte, as alterações estruturais que uma dada região do material pode sofrer devido ao processo de soldagem. A Figura 2.23 mostra esquematicamente estas alterações na soldagem de um aço doce, para um ponto situado na zona fundida.

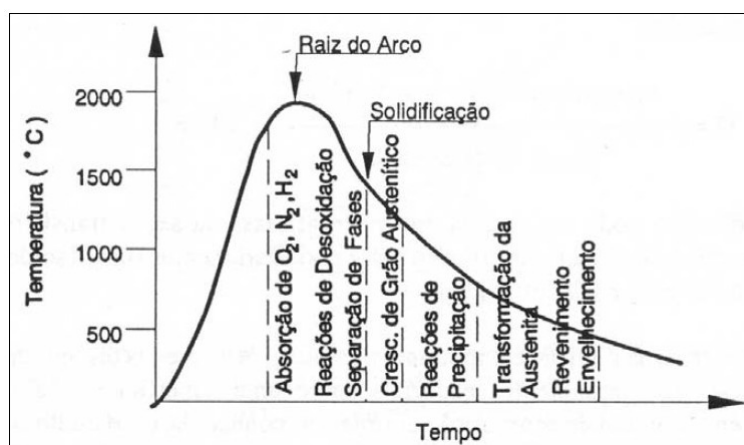


Figura 2.23 Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que ocorrem em um ponto na zona fundida da solda de um aço ao carbono (FIGUREIRODO 2005).

2.4.2 Características da Zona Fundida

Nos processos de soldagem por fusão, a zona fundida pode ser formada sob as mais diversas condições. Nos processos mais comuns, isto é, na soldagem a arco com eletrodo consumível, o metal de adição fundido é transferido para a poça de fusão na forma de gotas, aquecidas a temperaturas muito elevadas, acima de 2000°C, no caso de aços.

Nas partes mais quentes da poça de fusão, localizadas logo abaixo do arco elétrico, o metal de adição é misturado, sob intensa agitação, ao metal base fundido. Na parte posterior da poça, a temperatura cai e ocorre a solidificação. Nas regiões superaquecidas ocorre uma intensa interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco. Estas interações envolvem a absorção de gases (por exemplo, hidrogênio pelo aço, alumínio ou cobre), a redução de óxidos com a transferência de oxigênio para o metal, a transferência de elementos de liga e impurezas do metal fundido para a escória ou vice-versa e a volatilização de elementos com maior pressão de vapor (por exemplo, Zn, Cd, Cr e Al).

A composição química final da ZF depende da intensidade destas interações, das composições químicas do metal base e da adição e da participação relativa destes na formação da ZF. Esta participação relativa é conhecida como “coeficiente de diluição” ou, simplesmente, como “diluição” (D), como definido pela Equação 2.4:

$$\text{Equação (2.4)}$$

A diluição pode ser medida em macrografias da seção transversal de soldas, como mostra a Figura 2.24. Seu valor pode variar entre 100% (soldas sem metal de adição) e 0% (brasagem).

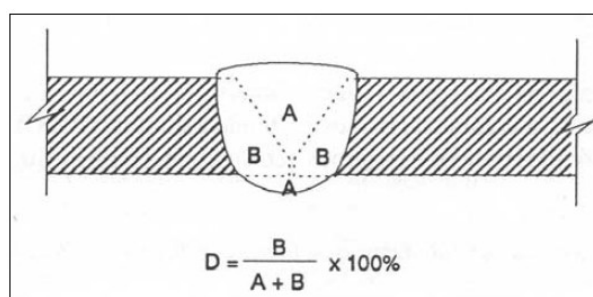


Figura 2.24 Diluição medida na seção transversal de uma solda (FIGUREIREDO 2005).

O controle da diluição é importante na soldagem de metais dissimilares, na deposição de revestimentos especiais sobre uma superfície metálica, na soldagem de metais de composição química desconhecida, caso muito comum em soldagem de manutenção, e na soldagem de materiais que tenham altos teores de elementos prejudiciais à zona fundida, como o carbono e o enxofre.

Na parte posterior da poça de fusão, a temperatura cai até a temperatura de início da solidificação do material. Esta queda de temperatura faz com que diversas reações que ocorreram nas regiões mais quentes ocorram agora em sentido contrário. O material pode ficar supersaturado de gases em solução, como o hidrogênio e o nitrogênio, devido à redução de sua solubilidade com a queda de temperatura e a solidificação, como mostra a Figura 2.25. A evolução destes gases pode gerar porosidades no cordão de solda.

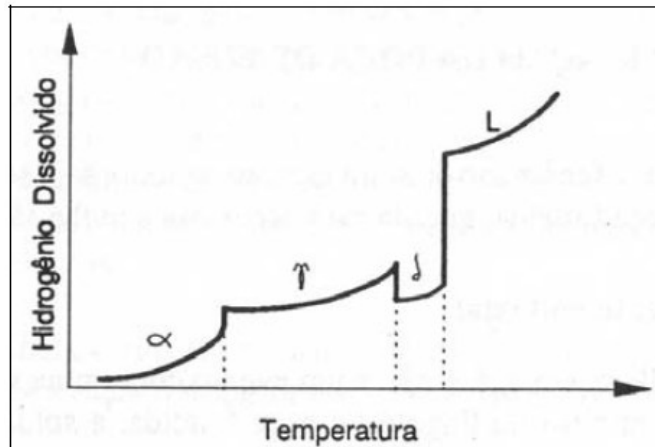


Figura 2.25 Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro (esquemático) (FIGUREIREDO 2005).

A solubilidade do oxigênio também cai com a temperatura e este passa a reagir com outros elementos. O produto destas reações pode ser um gás (por exemplo, $C + O \rightarrow CO(g)$, no arco), que pode causar porosidades; um sólido ou um líquido insolúvel na poça que, se for capturado pela frente de solidificação, resultará em inclusões na solda. A formação de porosidades devido a reações do oxigênio com o carbono e a formação de inclusões, sua forma, tamanho e quantidade, dependem do processo e do procedimento de soldagem, da composição do meio de proteção da poça de fusão e do arco (gases e escórias) e das composições do metal base e de adição, em particular, da presença de elementos desoxidantes. Por exemplo, na soldagem a arco submerso, o teor final de oxigênio na solda e, portanto, o volume de inclusões, tende a diminuir com o aumento da proporção de óxidos básicos na composição do fluxo, como mostra a Figura 2.26.

Em soldagem, o fenômeno da solidificação, embora seja semelhante ao de um lingote ou peça fundida, guarda características que lhe são próprias. A formação de novos grãos não é um evento comum na solidificação em soldagem. Ao contrário do lingote ou peça fundida, a solda se forma pelo crescimento de grãos do metal base que estão na interface sólido-líquido. Este fenômeno, chamado de “crescimento epitaxial”, assegura a continuidade metálica entre a ZF e o metal base.

Como a “facilidade de crescimento” de um cristal depende de sua orientação cristalográfica em relação ao fluxo de calor, a solidificação de vários cristais aleatoriamente orientados causa uma seleção, isto é, os cristais orientados

desfavoravelmente tendem a parar de crescer. Este fenômeno ocorre em soldagem e pode ser responsável por um grau de anisotropia da ZF (FIGUEIREDO 2005).

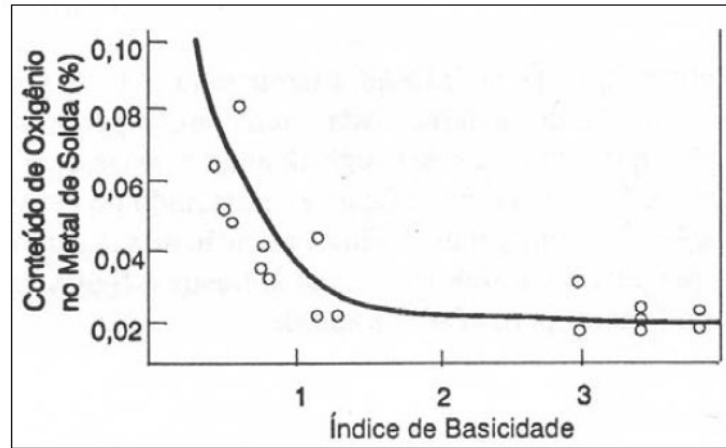


Figura 2.26 Efeito da basicidade da escória no teor de oxigênio da zona fundida (FIGUEIREDO 2005).

Microestrutura da Zona Fundida

Para aços com baixo teor de carbono e baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperaturas, sofre um crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar à estrutura original de fusão da zona fundida (ZF). Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900°, a austenita se decompõe, resultando em diferentes produtos ou constituintes. Assim, a microestrutura da zona fundida do metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento epiaxial colunar do metal de solda, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregação e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como efeito dos elementos de liga. Em uma solda de um só passe, a microestrutura da ZF será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida) e diferentes

precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões podem existir. Estas fases podem aparecer na forma de diferentes constituintes, nem sempre de fácil identificação, ainda mais dificultadas pela grande diferença de aparência destes constituintes em relação aos do metal base, com os quais os técnicos estão, em geral, mais habituais (PERINI 2008).

2.4.3 Características da Zona Afetadas pelo Calor

As características da ZAC dependem fundamentalmente do tipo de metal base e do processo e procedimento de soldagem, isto é, do ciclo térmico e da repartição térmica. De acordo com o tipo de metal que está sendo soldado, os efeitos do ciclo térmico poderão ser os mais variados. No caso de metais não transformáveis (por exemplo, o alumínio), a mudança estrutural mais marcante será o crescimento de grão. Em metais transformáveis, a ZAC será mais complexa. No caso dos aços carbono e aços baixa-liga, esta apresentará diversas regiões características (Figura 2.27).

Ao contrário do que ocorre com o metal de solda, não se pode alterar a composição química da zona afetada pelo calor. É necessário empregar-se aços com teores de carbono e de elementos de liga tais que as propriedades mecânicas de projeto sejam obtidas. Na região mais próxima ao metal de solda ocorre um crescimento de grãos. Este crescimento dependerá do tipo de aço e da energia de soldagem. A estrutura final de transformação dependerá do teor de carbono e de elementos de liga em geral, do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento.

A região de crescimento de grão (região a na Figura 2.27), corresponde a região do metal base, mais próxima do metal de solda, que foi submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão. Nesta situação, a estrutura austenítica sofre um grande crescimento de grão. Este crescimento dependerá do tipo de aço e da energia de soldagem (processos de maior energia resultarão em grãos grosseiros). A estrutura final de transformação dependerá do teor de carbono e de elementos de liga em geral, do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento. Aumentando-se qualquer um destes fatores a temperabilidade da região aumentará. De um modo geral, esta região é caracterizada por uma estrutura grosseira, com placas de ferrita (estrutura de Widmanstätten), podendo conter perlita, bainita ou martensita. Esta região é a mais problemática da ZAC de um aço, podendo ter menor tenacidade e até apresentar problemas de fissuração.

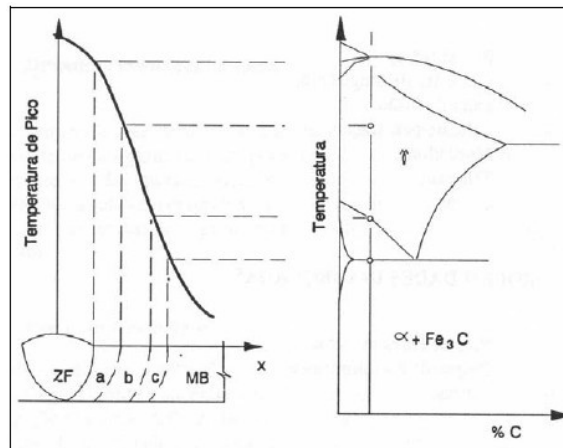


Figura 2.27 Estrutura da ZAC em aços ao carbono (esquemática) (FIGUEIREDO 2005).

A região b da Figura 2.27 é a região de refino de grão. Corresponde a porção da junta aquecida a temperaturas comumente utilizadas no tratamento de normalização dos aços (900 a 1000°C). Após o processo de soldagem, esta região é caracterizada, geralmente, por uma estrutura fina de ferrita e perlita, não sendo problemática na maioria dos casos.

A região c mostrada na Figura 2.27 é a região intercrítica. Nesta região, a temperatura de pico varia entre 727°C e a linha divisória entre as fases austenita e austenita mais ferrita, sendo caracterizada pela transformação parcial da estrutura original do metal base.

Regiões mais afastadas do cordão de solda, cujas temperaturas de pico foram inferiores a 727°C, apresentam mudanças microestruturais cada vez menos perceptíveis.

A Figura 2.28 mostra, esquematicamente, a microestrutura da zona afetada pelo calor, com suas respectivas faixas de temperatura.

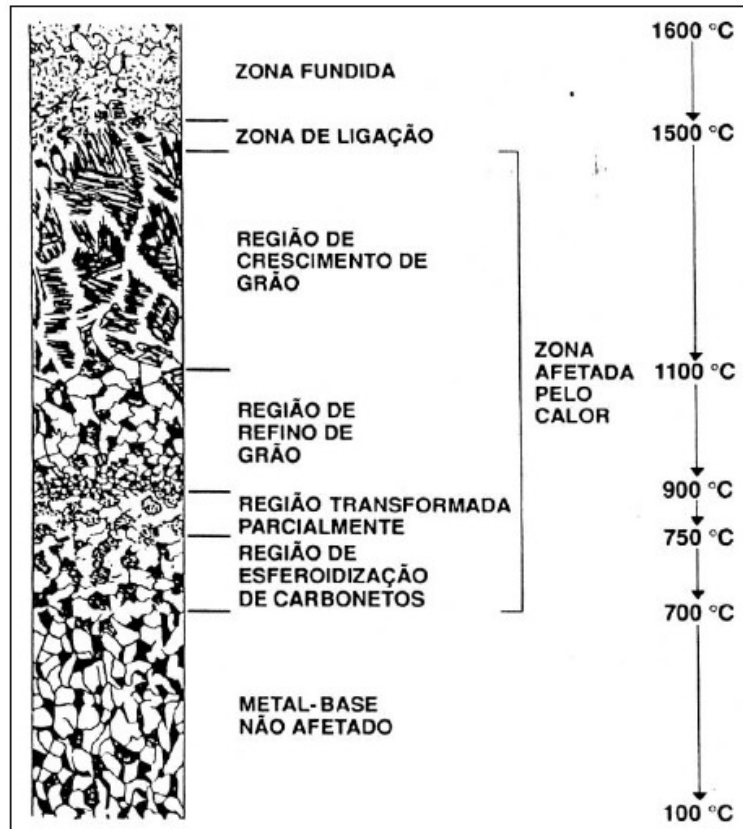


Figura 2.28 Microestrutura da ZAC, esquemática (FIGUEIREDO 2005).

Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

A microestrutura da zona afetada pelo calor é resultante das transformações estruturais do metal base associada com os ciclos térmicos e deformações durante a soldagem. Para fins de estudo, pode-se considerar a ZAC dos aços transformáveis como sendo formada por diferentes regiões, à medida que se afasta do cordão de solda:

- Região de granulação grosseira,
- Região de granulação fina,
- Região intercrítica,
- Região subcrítica.

A **região de granulação grosseira**, ou região de crescimento de grão, corresponde a porções do metal base aquecidas acima de sua temperatura de crescimento de grão, tendo uma microestrutura caracterizada por um elevado tamanho de grão austenítico e sua microestrutura final resultante da decomposição da austenita.

O tamanho de grão austenítico é governado, basicamente, por dois fatores:

- Ciclo térmico de soldagem, determinado pela sua temperatura de pico e o seu tempo de permanência acima da temperatura de crescimento de grão;
- Temperatura de crescimento de grão do material.

Os ciclos térmicos em uma junta soldada dependem fortemente, para um dado material e geometria de junta, da energia de soldagem. Quanto maior for o seu valor, mais grosseira será a granulação desta região e maior será a sua extensão. Assim, os processos de soldagem por eletroescória e a arco submerso geram uma região de crescimento de grão mais extensa e de granulação grosseira que a soldagem com eletrodos revestidos.

Para uma dada condição de soldagem, o crescimento de grão nesta região pode ser diminuído pela utilização de aços com maior temperatura de crescimento de grão. É o caso, por exemplo, de aços tratados ao alumínio, que por sua vez apresentam precipitados de nitreto de alumínio, que permitem a obtenção de um material com granulação mais fina, impedindo o crescimento de grão até temperaturas da ordem de 1250 °C. Entretanto, acima desta temperatura, a maioria dos precipitados é solubilizada e o crescimento de grãos se torna rápido. Como o resultado, na linha de fusão, o tamanho de grão não é muito diferente daqueles de aços não tratados. Adições de nióbio, vanádio ou titânio também podem ajudar a minimizar o crescimento de grão na ZAC. A Figura 2.29 apresenta um gráfico com a relação do tamanho do grão austenítico na ZAC em função do teor de nióbio existente na junta (PERINI 2008).

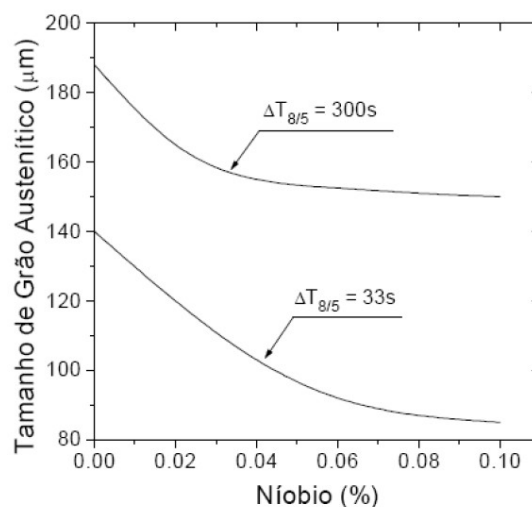


Figura 2.29 Influência do teor de nióbio no tamanho de grão austenítico da ZAC (PERINI 2008).

- A região de granulação fina situa-se mais afastada da linha de fusão que a região anterior. Esta região é submetida durante a soldagem, a temperaturas de pico entre cerca de 1200 °C (temperatura de crescimento de grão) e 650 °C (temperatura de início de formação da ferrita). Esta região é caracterizada por uma estrutura de granulação fina, similar à dos aços normalizados. Não é considerada problemática para a maioria dos aços, exceto aqueles temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência mecânica que o metal base.
- Na região intercrítica, o material é aquecido, na soldagem, e sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte de sua estrutura é transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento. Em um aço com uma estrutura de ferrita e perlita antes da soldagem, as regiões perlíticas (com cerca de 0,8 % de carbono) e uma quantidade variável da ferrita junto à perlita se transformam em austenita durante a soldagem.
- A região subcrítica apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico em aços na condição laminado a quente ou normalizado. Estas se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos, as alterações microestruturais são mais intensas, ocorrendo um revenido das regiões da ZAC aquecidas acima da temperatura original de tratamento. Nestas condições, a região subcrítica é mais extensa e apresenta uma queda de dureza em relação ao material base (PERINI 2008).

2.4.4 Características de soldagem para os aços de alta resistência e baixa liga

Os processos comumente utilizados na soldagem desses aços são eletrodo revestido, GMAW, Arame Tubular e Arco Submerso. O processo de soldagem TIG é utilizado exclusivamente para juntas de pequenas espessuras e a soldagem de tubulações, devido a sua baixa produtividade. O processo de fabricação dos aços de alta resistência envolve laminação controlada, adição de elementos de liga e, em alguns casos, tratamentos térmicos (têmpera e revenimento), resultando na obtenção de uma microestrutura refinada. Desta maneira, alguns cuidados devem ser tomados na soldagem para evitar a destruição

dessa microestrutura. Três são os principais fatores que devem ser levados em consideração (JÚNIOR 2008):

1. Uso do metal de adição;
2. Controle do aporte térmico;
3. Estrita obediência ao procedimento de soldagem recomendado.

Independente do processo escolhido para a soldagem dos aços de alta resistência é essencial garantir que o nível de hidrogênio depositado no metal de solda seja mínimo, evitando assim a formação de trinca a frio.

O metal de adição deve ter características químicas e mecânicas similares ao metal base. Para aços ligados, os consumíveis adequados também devem ser ligados e apresentar limite de escoamento mínimo igual ou superior ao do metal base. E para minimizar a presença de hidrogênio na solda, recomenda-se utilizar consumíveis com hidrogênio difusível menor que 10 ml/100 g de metal depositado (JÚNIOR 2008).

O aporte térmico máximo depende da composição química do aço, das espessuras das chapas e das temperaturas de pré-aquecimento e interpasse. Em alguns casos, os aços de alta resistência apresentam um alto teor de elemento de liga e, conseqüentemente, um alto carbono equivalente, porém, mesmo assim, não é recomendado pré-aquecimento elevado, pois durante a soldagem a temperatura da peça não deve ser excessivamente alta, o que poderia comprometer a microestrutura do material. A temperatura de interpasse também deve ser baixa pelo mesmo motivo. Para chapas de pequena espessura (menor que 25 mm), geralmente não é recomendado pré-aquecimento, já para chapas mais espessas, recomenda-se um pré-aquecimento em torno de 100°C. A temperatura de interpasse situa-se, também, próximo deste valor.

Durante a soldagem, o procedimento deve ser estritamente seguido com o máximo de cuidado, para que as temperaturas de pré-aquecimento e interpasses sejam iguais às recomendadas e para que o aporte térmico seja igual ou inferior ao máximo indicado pelo fabricante do aço. Desta forma, é aconselhável a utilização de baixas correntes e tensões de soldagem e elevadas velocidades de deslocamento, evitando sempre o superaquecimento do cordão. Caso necessário, realizar a soldagem multipasses, ao invés de passe único, para garantir um baixo aporte de calor (JÚNIOR 2008).

Conforme a SSAB, fabricante dos aços de alta resistência do tipo DOMEX, apresentam em seu trabalho que estes aços, ao contrário dos aços comuns, apresentam pouca quantidade de inclusões, conforme ilustração apresentada na Figura 2.30, oferecendo assim, pouca probabilidade da formação de trinca à quente no material de solda, trinca à frio na ZAC ou falhas no sentido lamelar em virtude dos esforços no sentido perpendicular ao sentido de laminação. Estes defeitos podem acontecer na soldagem de aços com elevada quantidade de elementos de liga e inclusões na matriz metálica.

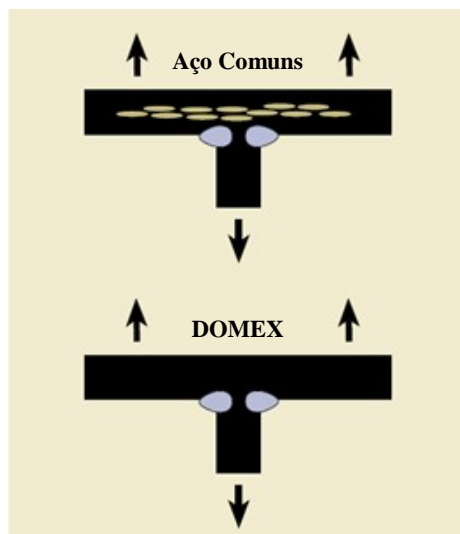


Figura 2.30 A imagem superior apresenta um aço tradicional, mostrando as inclusões deformadas no sentido de laminação. Na imagem inferior, a pouca presença de inclusões faz com que estes aços possuam elevada resistência na direção normal à face laminada (SSAB TUNNPLAT 2005).

O aço DOMEX 700MC é classificado pela SSAB como sendo um aço de boa soldabilidade, pois apresenta baixo teor de carbono, enxofre, fósforo partículas de inclusões na matriz metálica, não necessitando assim, pré-aquecimento para a realização da soldagem. Os ensaios de tração realizados com uma junta soldada deste material indicam que a resistência a tensão mínima obtida está dentro da faixa especificada para o material de base (SSAB TUNNPLAT 2005; SSAB TUNNPLAT 2008).

Mesmo sendo materiais de boa soldabilidade, é necessária a realização de uma preparação da junta pré-soldada. A SSAB sugere em seu HandBook de solda os parâmetros de soldagem para a união destes aços em função da espessura da chapa e do processo de solda. A Figura 2.31 apresenta um gráfico referente à energia de soldagem ideal em função da espessura de chapa, para diferentes tempos de resfriamento de 800 °C a 500 °C ($t_{8/5}$),

que é a faixa onde ocorrem as principais transformações microestruturais e consequentemente mecânicas e este grau de resfriamento depende de diversos fatores, tais como aporte de calor, espessura de chapa, temperatura da peça, método de soldagem, tipo de junta e etc. A preparação da junta também é determinada pela SSAB conforme as Tabelas 2.4 e 2.5 em função dos métodos de soldagem e da espessura de chapa como, por exemplo, para chapas soldadas pelo processo GMAW, até 4 mm de espessura, é aconselhável utilizar uma junta de topo reta, ou seja, uma junta de topo e chanfro reto (Figura 2.32). Para chapas com espessura igual ou maior que 4 mm, é aconselhável utilizar um junta de topo com chanfro em V, com nariz (Figura 2.33).

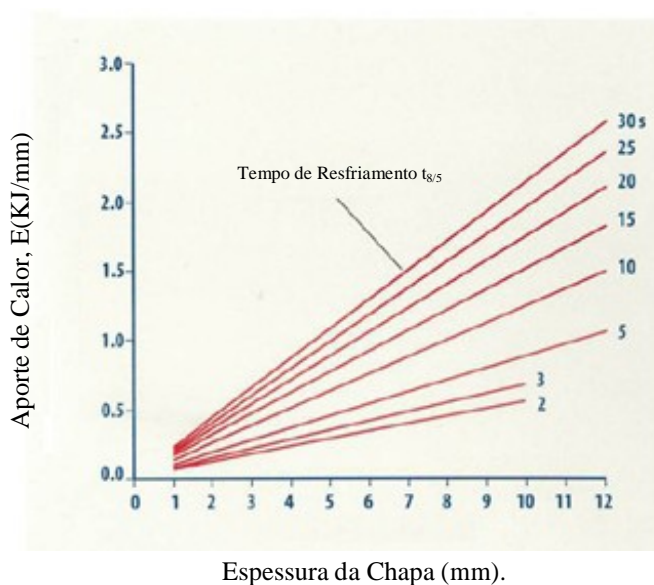


Figura 2.31 Energia de soldagem sugerida em função da espessura de chapa, para diferentes tempos de resfriamento de 800°C a 500 °C ($t_{8/5}$) (SSAB TUNNPLAT 2004).

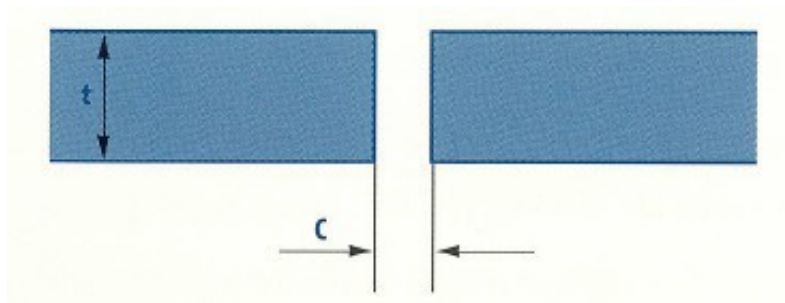


Figura 2.32 Imagem esquemática do modelo de junta de todo de chanfro reto (SSAB TUNNPLAT 2004).

Tabela 2.4: Parâmetros geométricos para uma junta de topo sem chanfro (SSAB TUNNPLAT 2004)..

Método de Soldagem	t(mm)	A(mm)	B(α°)	C(mm)
GMAW	2-4	-	-	1.5-4
TIG	2-3	-	-	0-3
Plasma	2-8	-	-	0-1
Eletrodo Revestido	2-4	-	-	2-4
Arco Submerso	8-16	-	-	0-5

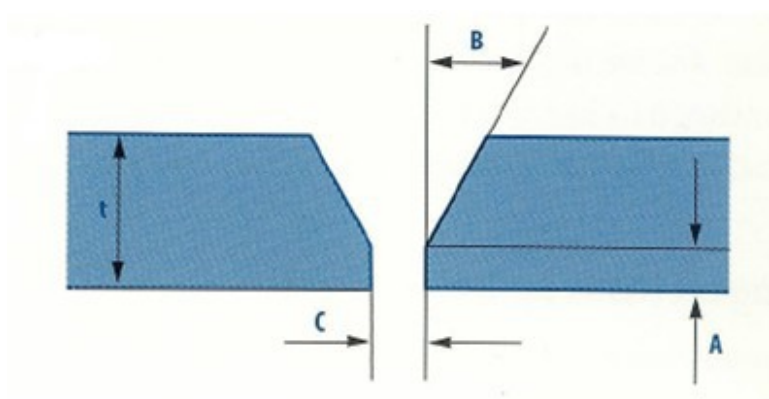


Figura 2.33 Imagem esquemática do modelo de junta de topo com chanfro em V e com nariz (SSAB TUNNPLAT 2004).

Tabela 2.5: Parâmetros geométricos para uma junta de topo com chanfro V e com nariz (SSAB TUNNPLAT 2004).

Método de Soldagem	t(mm)	A(mm)	B(α°)	C(mm)
GMAW	4-16	1-2	25-30	2-3
TIG	3-16	1-2	30-35	0-4
Plasma	8-16	4-6	20-30	0-1
Eletrodo Revestido	4-16	1.5-2	25-30	2.5-3
Arco Submerso	8-16	3-6	25-30	0-2

Os parâmetros de soldagem em processos automatizados possuem boa estabilidade do arco, em função da continuidade da distância entre o bico de contato (em processos GMAW) e a junta a ser soldada. Porém para processos manuais, este fator deve ser considerado, visto que a movimentação do operador durante o processo promove uma variação na distância descrita anteriormente, assim como também uma variação na velocidade de soldagem. A Figura 2.34 apresenta a variação da corrente promovida durante o processo em função da variação desta distância. Outra variação do processo que pode ocorrer é o fenômeno de transferência do metal de adição, no qual pode passar de globular para spray ou vice e versa. Em relação a microestrutura e sanidade da junta, esta variação pode promover falhas como porosidade, trincas a quente, variação na geometria do cordão de solda. As Figuras 2.35 e 2.36 apresentam duas macrografias comparativas entre duas juntas soldadas com distâncias diferentes da tocha e a junta a ser soldada. A Figura 2.35 apresenta uma maior penetração da solda, enquanto que a Figura 2.36 mostra que a altura, ou reforço da solda é maior que a anterior (SSAB TUNNPLAT 2004).

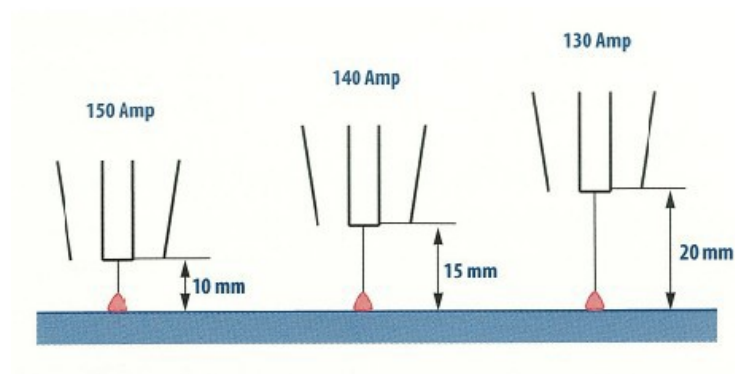


Figura 2.34 Variação da corrente em função da variação da distância entre o bico de contato e a peça ser soldada (SSAB TUNNPLAT 2004).

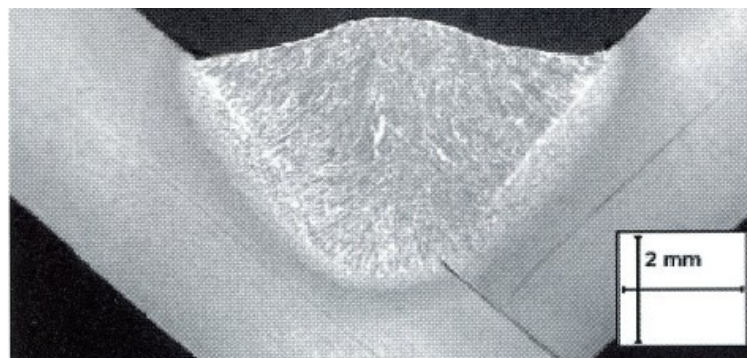


Figura 2.35 Junta soldada com uma distância entre a tocha e a junta a ser soldada de 10 mm, apresentando maior penetração de solda (SSAB TUNNPLAT 2004).

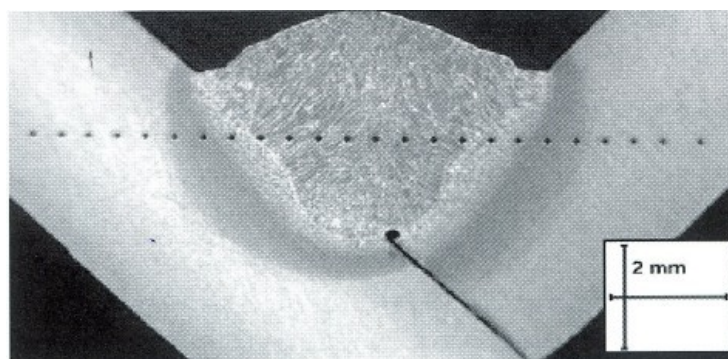


Figura 2.36 Junta soldada com uma distância entre a tocha e a junta a ser soldada de 20 mm, apresentando altura do cordão de solda (SSAB TUNNPLAT 2004).

2.5 Aporte e Ciclo Térmico

De acordo com LACERDA (2007), a microestrutura obtida na região da solda ocorre basicamente em função da taxa de resfriamento, que por sua vez depende do aporte térmico da soldagem, da espessura, condutividade e da composição química do metal base. Portanto, para uma dada espessura, condutividade e composição o aporte térmico determina a microestrutura da região da solda e em consequência as características mecânicas da mesma. Este aporte térmico é dado pela Equação 2.3 mostrado anteriormente.

Lacerda reafirma que as microestruturas da ZF e da ZAC de uma solda estão intimamente relacionadas com a composição das ligas envolvidas e com o ciclo térmico proporcionado pelo aporte térmico do processo. O ciclo térmico referido proporciona um tratamento térmico nas regiões da ZF e adjacências. O efeito do ciclo térmico e conseqüente tratamento térmico está associado ao tempo em que estas regiões ficam expostas a altas temperaturas (LACERDA 2007).

Assim, para a obtenção do aporte térmico em KJ/cm aplica-se a tensão em volts, a corrente (I) em Ampéres e a velocidade de soldagem (v) em mm/min e o rendimento térmico do processo de soldagem (f), em valor unitário (LACERDA 2007).

2.6 Decomposição da Austenita

Numerosos estudos foram publicados referentes à decomposição da austenita nas últimas cinco décadas. As morfologias da ferrita, que se formam durante a decomposição da austenita, foram classificadas originalmente por Dubé. A diferença de morfologia entre uma e outra é devido ao decréscimo da temperatura de decomposição da austenita. Em temperaturas menores ainda, temos a perlita, bainita e martensita. As microestruturas ferríticas, bainíticas e martensíticas estão descritas abaixo (TOTTEN 2007).

2.6.1 Microestruturas Ferríticas

Na soldagem, o metal de solda formado após a solidificação, é composto essencialmente por ferrita, mas com diversas morfologias. O sistema de classificação das morfologias da ferrita proposto por Dubé leva em conta seis formas distintas da ferrita. Estas formas estão ilustradas na Figura 2.37. Segue abaixo uma breve explicação (AARONSON 1960).

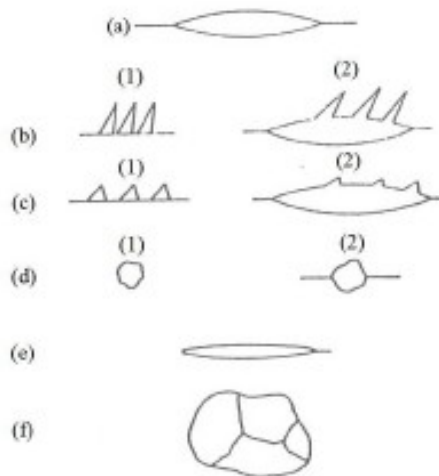


Figura 2.37: Sistema de classificação de morfologias da ferrita elaborado por Dubé (AARONSON 1960).

1. Alotriomorfa de contorno de grão (Figura 2.37a) são cristais que nucleiam nos contornos de grão da matriz e crescem preferencialmente ao longo dos contornos de grão.

2. Placas laterais de Widmanstätten (ou agulhas laterais) são cristais em forma de placas que crescem para dentro da matriz a partir dos contornos de grão. As placas laterais primárias (Figura 2. 37b (1)) crescem diretamente dos contornos de grão para dentro da matriz. As placas laterais secundárias (Figura 2. 37b (2)) crescem a partir de cristais de outra morfologia, mas necessariamente da mesma fase, normalmente da alotriomorfa de contorno de grão.

3. Dentes de serra de Widmanstätten têm forma triangular na seção e crescem a partir dos contornos de grão da matriz. Dentes de serra primários (Figura 2. 37c (1)) crescem diretamente dos contornos de grão. Dentes de serra secundários (Figura 2. 37c (2)) desenvolvem-se de cristais de outra morfologia, preferencialmente da alotriomorfa de contorno de grão.

4. Idiomorfos são cristais facetados praticamente equiaxiais. Em reações de ferrita e cementita eles se formam no interior do grão austenítico (Figura 2. 37d (1)). Esta forma em contornos de grão dificilmente é encontrada (Figura 2. 37d (2)).

5. Placas intragranulares de Widmanstätten (Figura 2. 37e) formam-se no interior do grão austenítico.

6. Estrutura massiva (Figura 2.37f) não é uma estrutura fundamental. Esta surge devido ao choque de cristais que iniciaram o crescimento juntamente com outras morfologias, formando uma estrutura policristalina praticamente equiaxial.

A Figura 2.38a mostra a microestrutura do metal de solda, sendo possível identificar a ferrita alotriomorfa de contorno de grão e placas laterais de Widmanstätten. Na Figura 2.38b está representada uma ilustração esquemática da evolução da microestrutura (TOTTEN 2007).

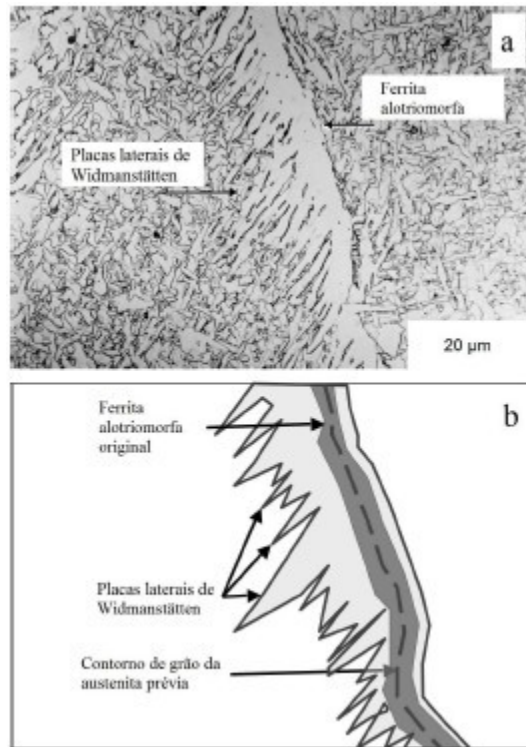


Figura 2.38: (a) Micrografia óptica mostrando placas laterais de Widmanstätten secundárias em um metal de solda de um aço Fe-C-Mn obtido através de um resfriamento contínuo. (b) Ilustração esquemática mostrando o possível mecanismo para a formação das placas em apenas um dos lados da ferrita alotriomorfa original (TOTTEN 2007)..

Atualmente, outra morfologia também é referenciada, a ferrita acicular, que por muito tempo pensou-se tratar de um produto singular de transformação. Outros estudos sugeriam como sendo placas intragranulares de Widmanstätten. Atualmente a ferrita acicular é reconhecida como uma morfologia da ferrita nucleada intragranularmente a partir de inclusões (THEWLIS 2004).

2.6.2 Microestruturas Bainíticas

Esta microestrutura é formada em temperaturas intermediárias entre a transformação da austenita para perlita e da austenita para martensita. A natureza da bainita muda conforme a temperatura de transformação (BHADESHIA 2001).

A microestrutura da bainita é bem caracterizada como uma mistura das fases ferrita e cementita, envolvendo mecanismo de cisalhamento seguido por uma redistribuição de carbono (sendo esta uma transformação difusiva), que normalmente precipita como

carboneto. O processo de transformação bainítico é semelhante ao perlítico, porém na bainita, a ferrita e a cementita estão presentes em arranjos não lamelares. A ferrita surge na forma de cristais aciculares e a cementita na forma de partículas discretas (KRAUSS 2005).

Morfologia da Bainita

Microestruturas bainíticas se apresentam em muitas formas. Em aços médio e alto carbono, a bainita é uma mistura de ferrita e cementita, e é portanto dependente da partição de carbono entre ferrita e cementita. A ferrita e a cementita são ordenados em uma forma não lamelar. Seis morfologias distintas conforme a classificação de Aaronson são citadas por Krauss (KRAUSS 2005).

Na Figura 2.39 são apresentadas estas seis morfologias conforme a classificação de Aaronson: (a) bainita nodular, (b) bainita colunar, (c) bainita superior, (d) bainita inferior, (e) bainita alotriomorfa de contorno de grão e (f) bainita inversa.

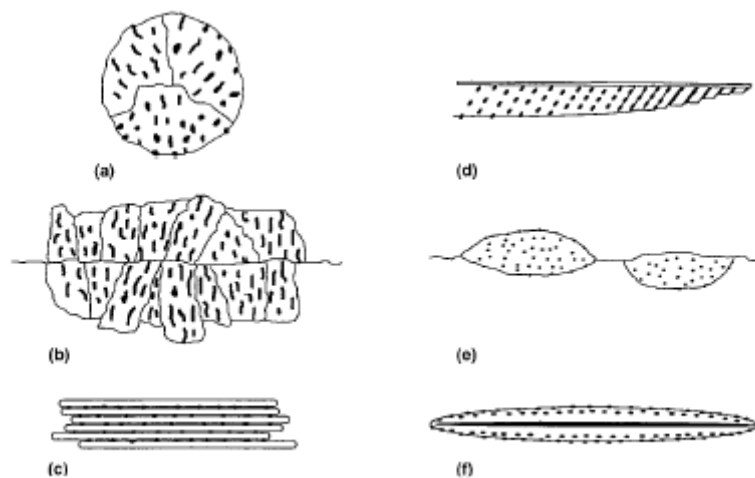


Figura 2.39: Classificação de morfologias da bainita por Aaronson (AARONSON 1960).

Duas destas morfologias são mais frequentemente encontradas, a bainita superior e a bainita inferior (Figura 2.40). Estas se distinguem pelo local onde precipitam os carbonetos. Pelo fato de a bainita superior (Figura 2.41) se formar em temperaturas mais elevadas que a bainita inferior (Figura 2.42), o carbono possui maior mobilidade para

difundir, enquanto que na bainita inferior, uma fração do carbono fica aprisionada no interior da ferrita (BHADESHIA 2001).

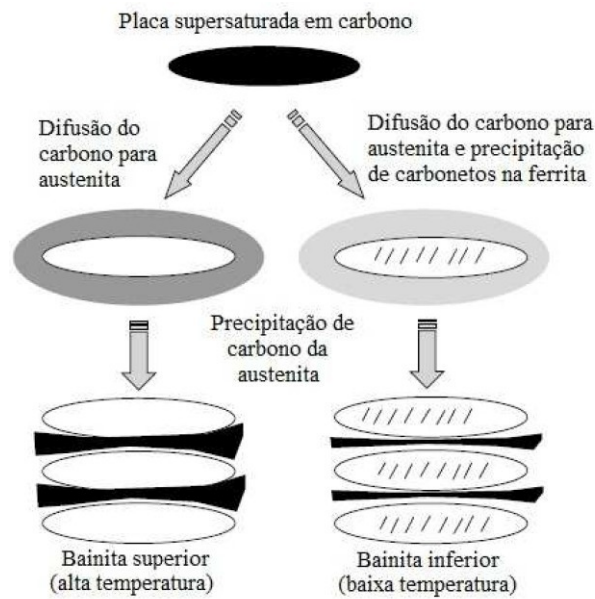


Figura 2.40: Ilustração esquemática com a diferença entre a bainita superior e inferior (TOTTEN 2007).

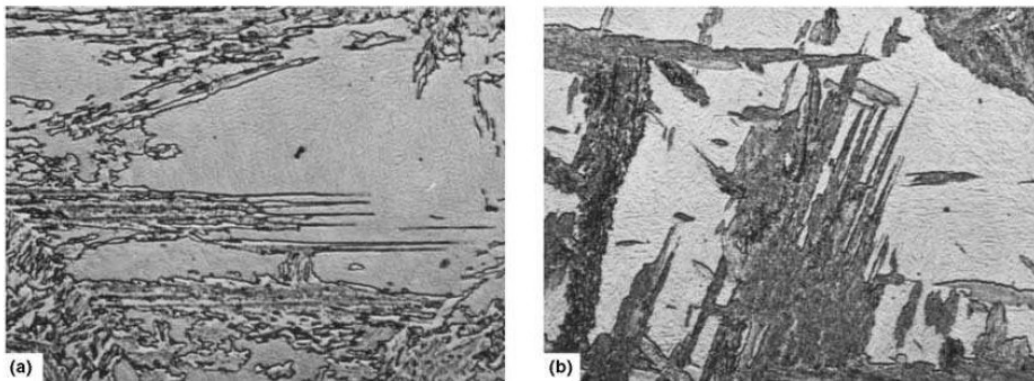


Figura 2.41: Micrografias mostrando a bainita superior em um aço 4360 transformado à (a) 495°C e (b) 410°C (KRAUSS 2005).

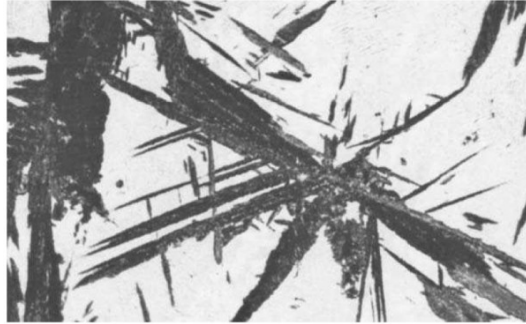


Figura 2.42: Micrografia mostrando a bainita inferior em um aço 4360 transformado à 300°C (KRAUSS 2005).

Em aços baixo carbono, a estrutura é modificada. É comum observar microestruturas complexas, devido à mistura de produtos de transformação. Em temperaturas intermediárias de transformação, a austenita pode transformar-se inicialmente apenas para ferrita, não apresentando cementita associada a esta transformação, tendo morfologias similares às da bainita.

Um sistema de classificação mais amplo foi proposto por Bramfitt e Speer . Este apresenta três principais tipos de bainita, baseados na morfologia da ferrita acicular combinada com outras fases ou constituintes além da cementita, que podem ser austenita, martensita ou perlita. Geralmente, conjuntamente com a formação da ferrita acicular, pode permanecer austenita retida e durante o resfriamento transformar-se parcialmente em martensita, formando assim o constituinte martensita-austenita (M/A), muito referenciado atualmente em estudos de açosbaixo carbono. Na Figura 2.43 estão ilustrados os três tipos de bainita. O que os diferenciaé tipo e associação de outras fases ou constituintes com a ferrita, como descrito abaixo (KRAUSS 2005).

- Bainita B1 → ferrita acicular associada com precipitação (carbonetos de ferro, como a cementita) nas ripas (ou placas);
- Bainita B2 → ferrita acicular associada com partículas ou filmes (comocementita, austenita e/ou martensita) entre as ripas (ou placas);
- Bainita B3 → ferrita acicular associada com constituintes que consistem de discretas ilhas, ou blocos de austenita e/ou martensita ou perlita.

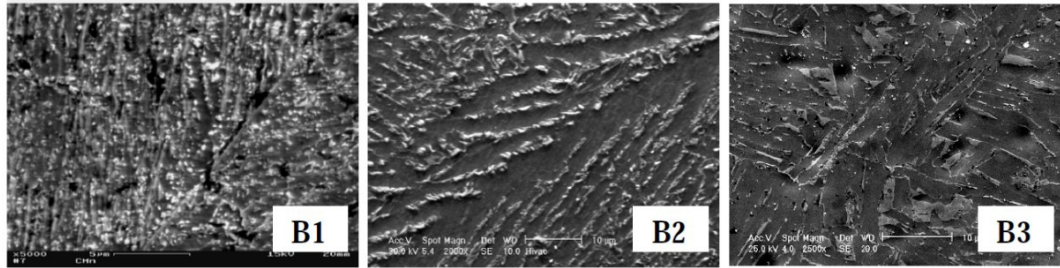


Figura 2.43: Microestruturas dos três tipos de bainita (KRAUSS 2005).

2.6.3 Microestruturas Martensíticas

Um resfriamento muito rápido do aço até a temperatura ambiente pode formar martensita, uma fase metaestável extremamente dura. Diferente da ferrita ou perlita, a martensita se forma pela deformação do reticulado da austenita sem difusão de átomos. Essa deformação causa mudança de forma da região transformada, consistindo de uma grande tensão e expansão de volume.

Para se chegar a uma microestrutura martensítica, normalmente para os aços é necessário um resfriamento do campo da austenita a uma taxa suficientemente rápida para evitar todas as transformações de estado sólido como a ferrita e perlita. Para um aço ao carbono, essa taxa de resfriamento pode ser muito alta, enquanto que em um aço com grande quantidade de elementos de liga estabilizadores da austenita, esta taxa pode ser relativamente baixa (BHADESHIA 2006).

Morfologias da Martensita

Duas morfologias de martensita são observadas, em ripas e em placas. Estas duas formas em que a martensita pode aparecer depende da quantidade de carbono presente no aço. Na Figura 2.44 está representado um diagrama Fe-C parcial, mostrando a faixa de concentração em peso de C em que cada morfologia da martensita é prevista, assim como a temperatura de início de formação da martensita (M_S).

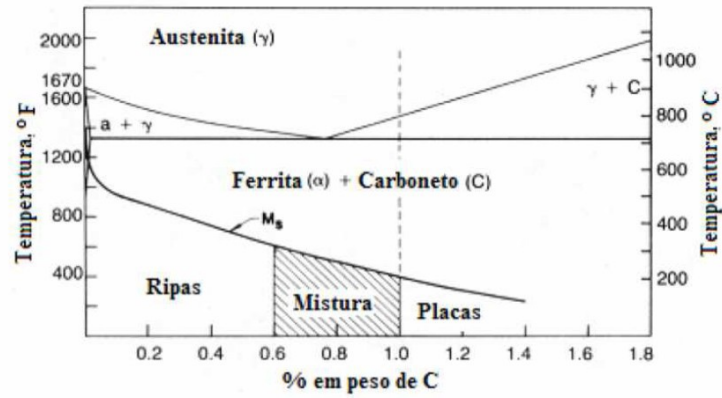


Figura 2.44: Diagrama Fe-C destacando as morfologias de martensita em função do percentual de C e temperatura (KRAUSS 2005).

Em aços com baixo ou médio teor de carbono a estrutura comum da martensita é em ripas. Esta estrutura tende a ser muito fina, com a tendência das ripas se alinharem paralelamente umas as outras, e em grandes áreas, formando os chamados pacotes. Esta estrutura está representada na Figura 2.45 abaixo.

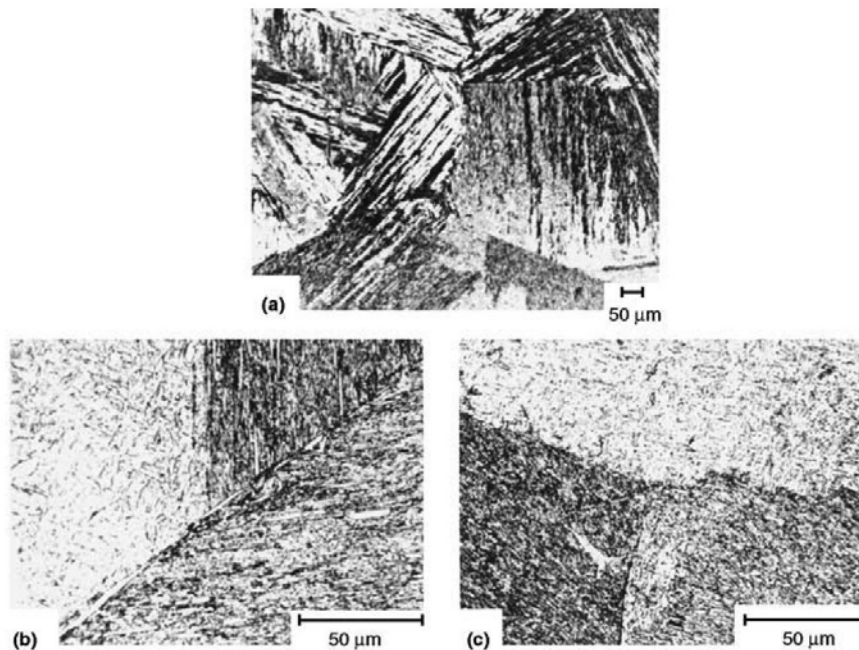


Figura 2.45: Microestruturas de martensita em ripas. (a) 0,2% C, (b) 0,4% C, (c) 0,6% C (KRAUSS 2005).

Em aços com alto teor de carbono a estrutura formada é a martensita em placas, que tem a sua ductilidade comprometida. Como estas placas formam-se em orientações aleatórias, esta estrutura é suscetível a microtrincas (Figura 2.46), pois estas placas podem se chocar. Geralmente estas microtrincas surgem nas placas maiores e, portanto não são muito frequentes em aços com grão austenítico pequeno, pois a tendência é de que as placas sejam finas. Na Figura 2.47 estão duas micrografias de aços com estrutura martensítica em placas (KRAUSS 2005).

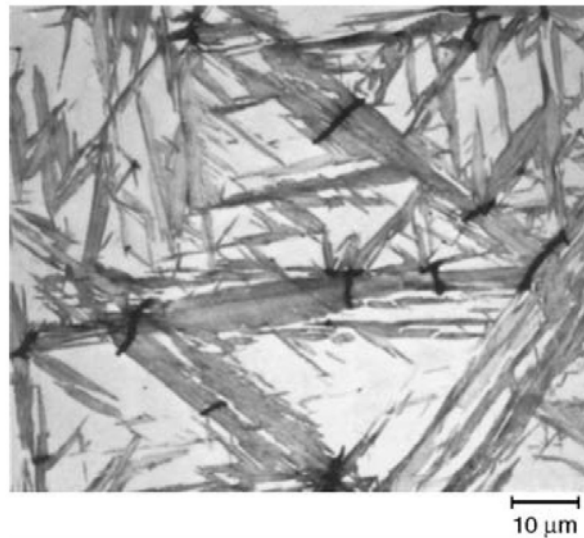


Figura 2.46: Microtrincas em placas de martensita em um aço com 1,4%C(KRAUSS 2005).

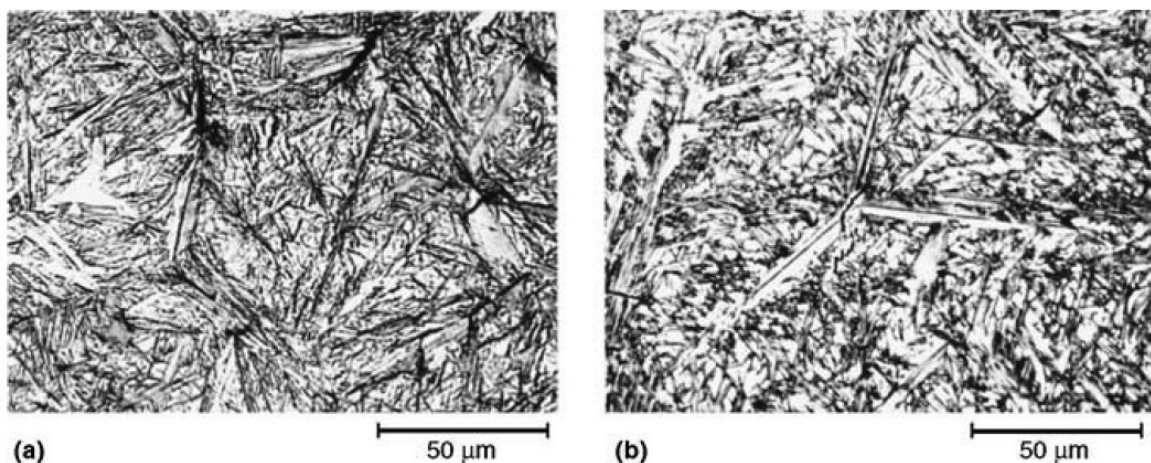


Figura 2.47: Micrografias de martensita em placas e austenita retida (em branco) em um aço com (a) 1,22%C e (b)1,4%C (KRAUSS 2005).

2.7 Ensaio de Tração

Não existe ensaio mecânico que preveja completamente o real desempenho mecânico de um material, seja na etapa de produção (conformação, usinagem, etc.), seja na etapa de utilização (como elemento estrutural, peça automobilística, painel, etc.). No entanto, o ensaio de tração é considerado o teste mecânico que apresenta a melhor relação entre informações obtidas e custo/complexidade de ensaio. Apesar deste teste possa ser realizado em condições bem distintas daquelas nas quais o material será requisitado, os parâmetros obtidos deste ensaio são o ponto de partida para a caracterização e especificação.

O ensaio de tração consiste em solicitar o corpo-de-prova com esforço de tração, geralmente até a ruptura, com o propósito de se determinar uma ou mais das propriedades mecânicas. O ensaio deve ser realizado a temperatura ambiente, entre 10°C e 35°C, salvo se especificado fora desses limites. Ensaio sob condições controladas podem ser executados à temperatura de 23°C \pm 5 °C (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS) A forma e as dimensões dos corpos-de-prova dependem da forma e dimensões dos produtos metálicos dos quais os corpos-de-prova são retirados. O corpo-de-prova é, usualmente, obtido pela usinagem de uma amostra do produto ou obtido por forjamento ou fundição. Entretanto, produtos de seção constante (barras, fios, etc.) e também corpos-de-prova fundidos (ferro fundido maleável, ferro fundido branco, ligas não ferrosas) podem ser ensaiados sem ser usinados. A seção transversal do corpo-de-prova pode ser circular, quadrada, retangular, anelar ou, em casos especiais, de alguma outra forma. A Figura 2.48 mostra o desenho de um corpo de prova com seção retangular com as principais cotas necessárias para realização do ensaio de tração (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS).

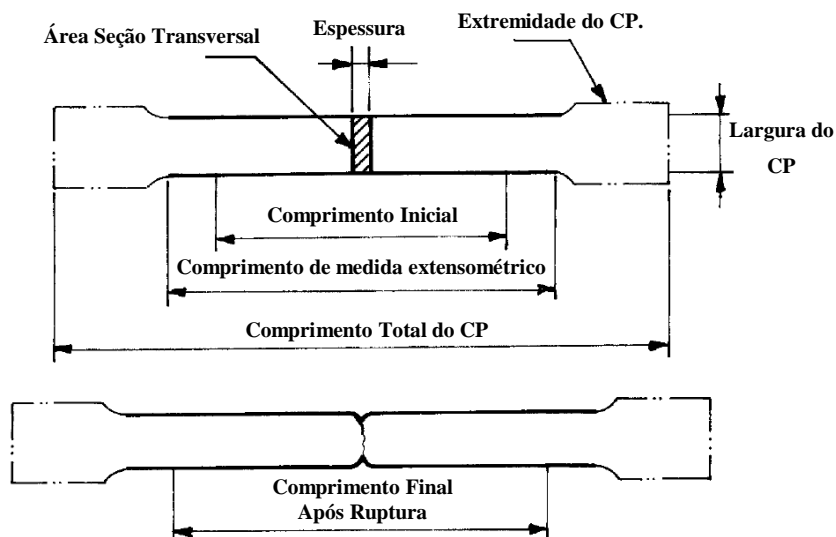


Figura 2.48: Desenho esquemático das cotas principais para os corpos de prova de tração com seção retangular (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS).

As informações a respeito das propriedades mecânicas são obtidas a partir de um gráfico de tensão versus deformação obtida a partir do ensaio de tração. A Figura 2.49 mostra esquematicamente o comportamento de um corpo de prova durante um ensaio de tração. A tensão usada nessa curva é a tensão normal média no corpo-de-prova. Ela é obtida dividindo-se a carga pela área inicial da seção reta do corpo-de-prova, como mostra a equação 2.5 (BRANCO 2007; DIETER 1981).

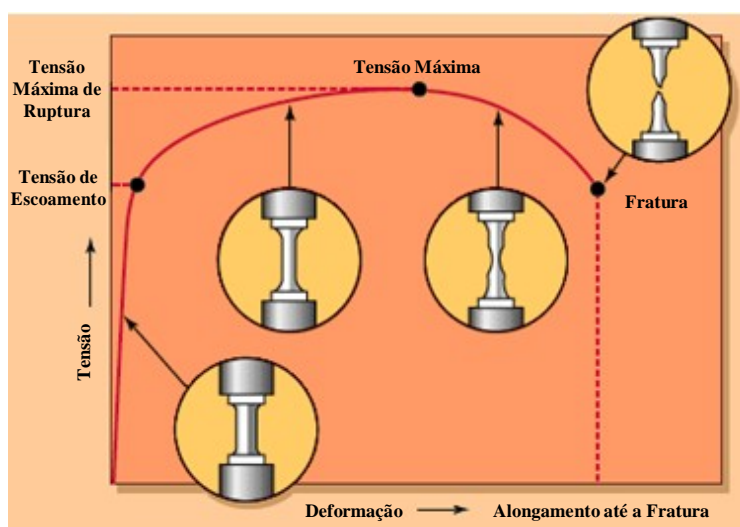


Figura 2.49: Exemplo de curva de tensão versus deformação convencional apresentando o comportamento do corpo de prova ao longo do ensaio (BRANCO 2007).

— Equação (2.5)

A deformação usada para a curva de engenharia é a deformação linear média, que é obtida pela divisão do alongamento do comprimento útil do corpo-de-prova, δ , pelo seu comprimento inicial, conforme a Equação 2.6 (BRANCO 2007; DIETER 1981).

— — — Equação (2.6)

A forma e a magnitude de uma curva tensão-deformação de um metal dependerá de sua composição, tratamento térmico, história anterior da deformação plástica, da taxa de deformação, temperatura e estado de tensões impostas durante o teste. Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão-deformação de um metal são: resistência à tração, tensão limite de escoamento, alongamento total e redução de área. Os dois primeiros são parâmetros de resistência, e os dois últimos são uma indicação de ductilidade. A resistência à tração, ou tensão máxima (ultimate tensile strength – UTS), é a carga máxima dividida pela área da seção reta transversal inicial do corpo-de-prova, veja a Equação 2.7.

— Equação (2.7)

Após ser atingida a carga máxima, entra-se na fase de ruptura do material, caracterizado pelo fenômeno da estrição, que é uma diminuição localizada da seção transversal do corpo-de-prova. O limite de escoamento é a tensão necessária para produzir uma pequena quantidade específica de deformação plástica, ou seja, a intersecção da curva tensão-deformação com uma linha paralela à porção elástica da curva, deslocada de uma deformação específica. Este deslocamento é normalmente especificado como uma deformação de 0,2 % ($e=0,002$), veja a Equação 2.8 (BRANCO 2007; DIETER 1981).

No caso de esforço trativo em aços bifásicos, como por exemplo o aço DOMEX 700 MC, a resistência mecânica à tração é suportada pela fração volumétrica da fase mais dura, ou seja, da fase martensítica, pois ela aumenta a resistência à tração em virtude das agulhas de martensita agirem como barreiras para o movimento das discordâncias, aumentando assim o encruamento da fase mais dúctil (ferrita) (ABDALLA 2006).

2.8 Ensaio de Fadiga

Fadiga é a degradação das propriedades mecânicas em direção a fratura do material ou componente sob um carregamento cíclico. Esta definição exclui o fenômeno da fadiga estática, o qual é algumas vezes usado para descrever a fratura sob tensão e corrosão em vidros ou cerâmicos na presença de umidade (WALLNER 2001).

Em geral, fadiga é um problema que afeta automóveis em estradas, aeronaves no ar, navios no alto mar constantemente castigados pelas ondas, reatores nucleares, turbinas sob ciclos térmicos e muitos outros componentes, o que evidencia a grande importância das propriedades dos materiais sob fadiga. É estimado que 90% das fraturas de componentes metálicos móveis, de uma forma ou outra, possam ser atribuídas à fadiga (WALLNER 2001). Normalmente em serviço, a ruptura ocorre devido à aplicação de cargas cíclicas com tensão máxima muito inferior ao limite de escoamento do material. Neste caso a falha ocorre após um elevado número de ciclos com pouca deformação macroscópica. Considera-se, então, esta falha como sendo fadiga de alto ciclo, regida pela tensão. Por outro lado, quando um arame fino de aço ao carbono é flexionado, por exemplo, no intuito de parti-lo, na verdade estamos submetendo-o à ruptura por fadiga. Bastam algumas poucas flexões para rompê-lo. Neste caso estamos aplicando tensões acima do limite de escoamento do material a solicitação de flexão alternada. A ruptura é regida pela deformação do material e ocorre geralmente com um pequeno número de ciclos. Este tipo de fadiga é conhecido como fadiga de baixo ciclo. A divisão destes dois tipos de fadiga é considerada pelos pesquisadores da seguinte maneira (STHROHAECKER 2006).

- Fadiga de Baixo Ciclo: São aquelas que ocorrem com menos de 10^3 ciclos;
- Fadiga de Alto Ciclo: São aquelas que ocorrem com mais de 10^3 ciclos;

Para que uma falha ocorra por fadiga é necessário que três fatores sejam aplicados simultaneamente no material: solicitações dinâmicas, solicitações de tração e deformação plástica (STHROHAECKER 2006).

Freqüentemente, a superfície que sofreu fratura por fadiga pode ser identificada por apresentar traços macroscópicos, como as marcas de praia. A Figura 2.50 representa a superfície de fratura por fadiga de um eixo de aço. Os principais sinais deste tipo de fratura são o local do início da trinca de fadiga (geralmente na superfície), a região de propagação da trinca de fadiga mostrando marcas de praia, e a região de fratura-rápida onde a trinca finalmente atinge sua extensão crítica. Geralmente a falha sob carregamento cíclico ocorre em tensões muito abaixo do limite resistência sob carregamento monotônico (WALLNER 2001).

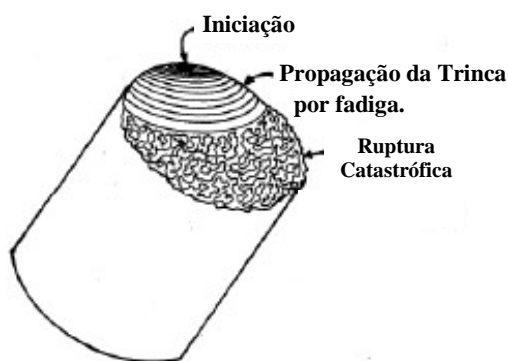


Figura 2.50: Representação da superfície de fratura de um eixo sob fadiga.

A resistência à fadiga refere-se a capacidade do material resistir às condições de carregamento cíclico. Tradicionalmente, as propriedades dos materiais sob fadiga no regime elástico são representadas pela curva S-N ou curva de Wöhler (Figura 2.51). Em aços observa-se a existência de um patamar abaixo da qual a peça não rompe, independente do número de ciclos. Este valor de tensão é denominado limite de fadiga. Para as tensões acima do limite de fadiga pode-se determinar a resistência à fadiga. (Figura 2.51). Muitos aços de alta resistência, ligas de alumínio e outros materiais não apresentam um limite de fadiga definido. Para esses materiais, S continua a diminuir com o acréscimo do número de ciclos como pode-se observar na curva S-N pontilhada representada na

Figura 2.52. O limite de resistência a fadiga S_e (endurance limit), a fim de caracterizar o material, é então definido como a amplitude de tensões na qual o componente suporta, por exemplo, 10^7 ciclos até a fratura. Em alguns casos, é possível projetar um componente para trabalhar sob tensões abaixo do limite de fadiga (WALLNER 2001; STHROHAECKER 2006).

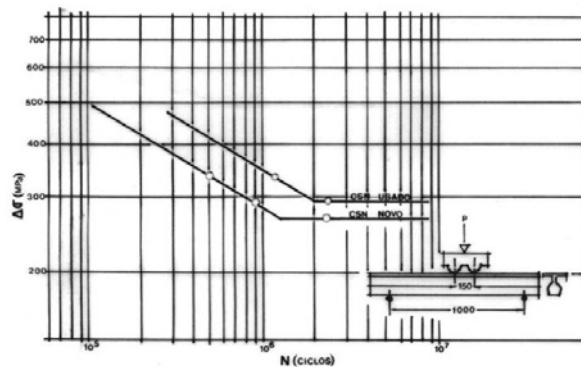


Figura 2.51: Curvas de Wöhler para trilhos ferroviários novos e usados, utilizando flexão em 4 pontos.

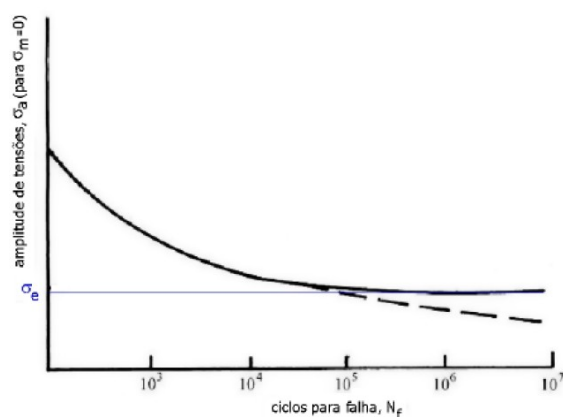


Figura 2.52: Curva esquemática para verificação do limite de fadiga para materiais.

Conforme a norma ASTM E466-07, os corpos de prova retirados de chapas metálicas para realização dos ensaios de fadiga devem possuir uma geometria conforme a Figura 2.53.

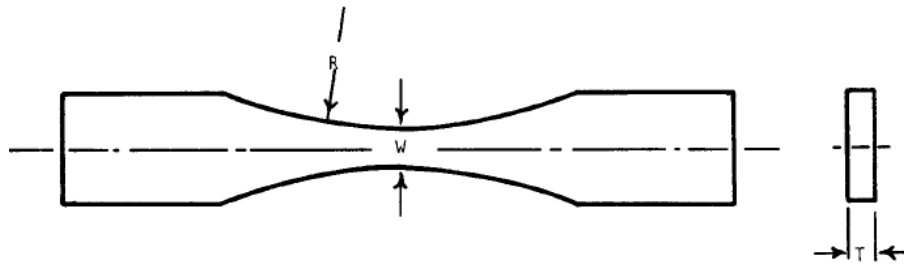


FIG. 2 Specimens with Continuous Radius Between Ends

Figura 2.53: Desenho esquemático do corpo de prova para chapas metálicas (ASTM E466-07).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Fluxograma do Procedimento Experimental

O fluxograma do procedimento experimental utilizado para este estudo está esquematizado na Figura 3.1. Uma explicação mais detalhada é dada nas próximas seções deste capítulo.

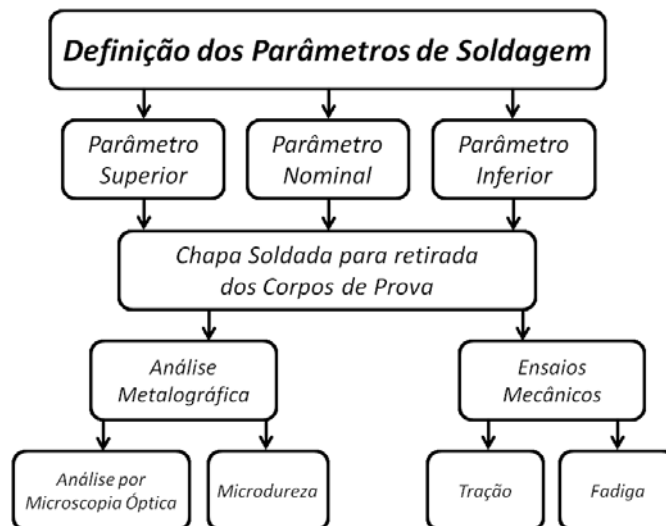


Figura 3.1 Fluxograma do procedimento experimental.

3.2 Análise Química do Material

Foi utilizado neste trabalho chapas de aço de alta resistência e baixa liga S700MC conforme a Norma DIN EN 10149 e que possui como característica a presença de alguns elementos de liga (em baixa percentagem), tal como o nióbio, titânio e vanádio, possibilitando que se mantenham teores baixos de carbono e manganês. A empresa SSAB Tunnpåt que produz e fornece este mesmo material, porém com a nomenclatura DOMEX 700MC, sendo que a sigla MC refere-se a uma gama de aços de alto limite elástico para conformação a frio, que prima pela aptidão no processo de solda, bem como pela sua

excelente conformabilidade, conforme descrito anteriormente. A análise química foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica SpectroLab, utilizando uma amostra da peça cortada para análise metalográfica, sendo que foi utilizada uma região pertencente ao material de base, garantindo que a análise não fosse afetada pelo processo de solda.

3.3 Procedimento de Soldagem

Para cada espessura de chapa soldada foram utilizadas três energias de soldagem, sendo uma delas denominada como energia nominal obtida diretamente do gráfico especificado pelo fornecedor do material (Figura 2.31) e a curva de resfriamento de 800°C a 500 °C ($t_{8/5}$) utilizada foi a de 10 segundos. Os outros níveis de energias de soldagem foram denominados como energia de soldagem inferior (-15% energia nominal) e energia de soldagem superior (+15% energia nominal). Esta variação na energia de soldagem buscou obter um resultado que represente as variações da energia de soldagem durante um processo de solda manual (variação da distância do bico de contato em relação à peça - variação da corrente – Figura 2.34). Os parâmetros de solda utilizados foram calculados de acordo com a Equação 2.3. Os perfis das juntas de topo foram construídos de acordo com as Figuras 2.32 e 2.33 também de acordo com as Tabelas 2.4 e 2.5. A Tabela 3.1 apresenta a configuração dos parâmetros de soldagem e perfil da junta de topo utilizado para as diferentes configurações. Todas as juntas foram realizadas com o arame de solda da AWS ER 70 S – 6 (\varnothing 1,2 mm) e com a utilização de um cobre-junta de acordo com a Figura 3.2.



Figura 3.2 Imagem do conjunto montado sobre o cobre junta para realização da soldagem.

Tabela 3.1: Parâmetros de solda para os diferentes tipos de juntas.

Espessura [mm]	Parâmetro	E [KJ/mm]	I [A]	U [V]	V [mm/seg.]	C [mm]	A [mm]	β [°]
6.30	C1	0,7	222,2	21	6,66	2.0	1	30
	C2	0,8	242,4	22	6,66	2.0	1	30
	C3	0,9	260,9	23	6,66	2.0	1	30
8.00	D1	0,9	228,3	23	5,83	2.0	1	30
	D2	1,07	260,1	24	5,83	2.0	1	30
	D3	1,2	280	25	5,83	2.0	1	30
9.50	E1	1,1	239,1	23	5	2.0	1	30
	E2	1,25	260,4	24	5	2.0	1	30
	E3	1,4	280	25	5	2.0	1	30

01	Parâmetro Inferior (-15%)
02	Parâmetro Nominal
03	Parâmetro Superior (+15%)

A Figura 3.3 apresenta uma imagem do robô Motoman's EA1900N utilizado para realizar os cordões de solda, pois a utilização deste equipamento garante a velocidade e a altura da tocha constante durante a soldagem. Para as chapas de 8,00 e 9,5 mm de espessura, foi utilizado como artifício um movimento lateral de 0,8 mm (swing) para encher a junta à ser soldada, porém na chapa de 9,5 mm foram necessárias a realização de dois passes de solda para encher a junta.



Figura 3.3 Robô Motoman's EA1900N utilizado para a realização da soldagem dos corpos de prova.

3.4 Processo de Corte dos Corpos de Prova

Os corpos de prova foram extraídos das chapas soldadas de acordo com o esquematizado na Figura 3.4. Em uma das chapas de cada espessura, foram retirados os corpos de prova do material base para a realização de ensaio de tração e fadiga. Nas demais chapas foram retirados somente os corpos de prova para ensaio de tração, fadiga e análise metalográfica tendo o cordão de solda posicionado no centro transversal de todos os corpos e prova.

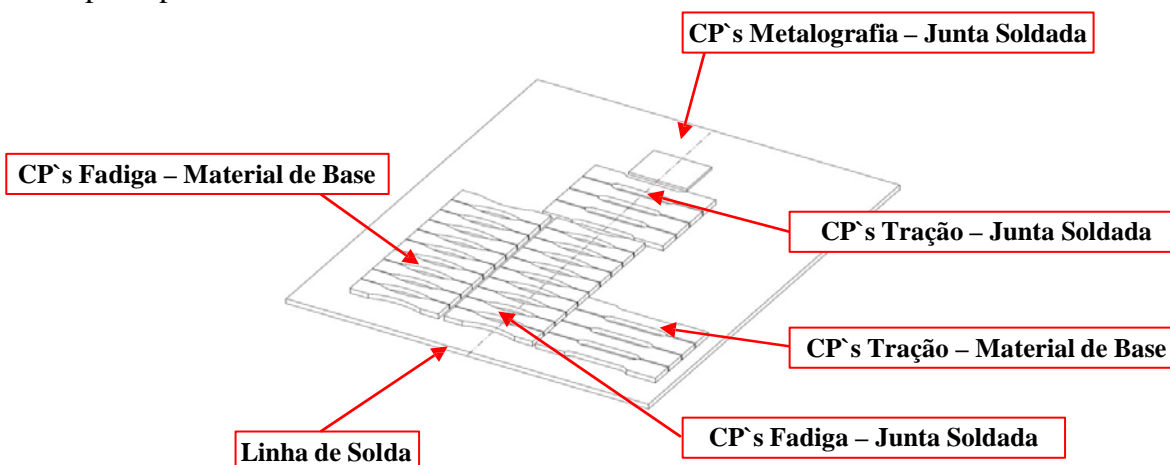


Figura 3.4 Desenho esquemático da retirada dos corpos de prova das chapas soldadas para cada espessura estudada.

A retirada dos corpos de prova foi realizada através do processo de corte a jato d'água, no qual o material é cortado por um jato constituído por uma mistura de água e abrasivo. A Figura 3.5 apresenta uma imagem do equipamento utilizado para realização do processo de corte, uma máquina de corte a jato d'água HGA – Jetstream e os corpos de prova durante o processo de corte.



Figura 3.5 HGA – Jetstream . Equipamento de corte a base d'água e os corpos de prova sendo cortados através do processo a jato d'água.

3.5 Análise Macroestrutural e Microestrutural

As análises macroestruturais e microestruturais foram realizadas com auxílio de microscopia óptica para investigar de possíveis transformações metalúrgicas. As análises foram realizadas nos corpos de prova cortados no sentido longitudinal, transversal e de topo em relação a linha de solda, conforme Figura 3.6. O procedimento metalográfico foi realizado de acordo com a norma ASTM E3-95. As amostras foram embutidas com baquelite, preparada com uma seleção de lixas e polimento com pasta de diamante. O ataque químico para revelação da microestrutura foi realizado com o reagente químico Nital 2%. O microscópio ótico utilizado para obtenção das imagens foi o Olympus BX51M. Para a realização das macrografias foram utilizadas duas amplitudes de aumento em função da diferença de espessura entre as chapas analisadas. (Amplitude de C e D \neq Amplitude de E).

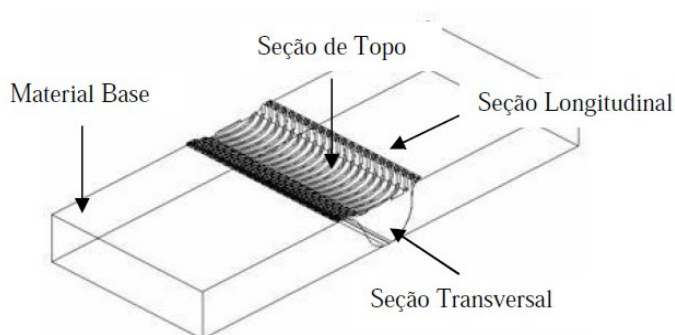


Figura 3.6 Ilustração das seções de corte para a realização das análises metalográficas.

3.6 Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em um equipamento totalmente automático, Tukon 2100 B produzida pela INSTRON. Os perfis de microdureza foram medidos na escala Vickers de acordo com a norma padrão DIN 50133: 1985-02.

Foram realizadas medições de dureza ao longo de três linhas conforme mostrado esquematicamente na Figura 3.7, sendo a linha superior e a linha inferior a uma distância de 0,5 mm da borda da peça e uma linha intermediária a elas. A distância total investigada para uma única medição era de 30 mm, no qual permitia uma comparação entre a microdureza do material de base, da ZAC, ZTMA e da região do núcleo.



Figura 3.7 Representação esquemática das linhas onde foram medidos as durezas.

3.7 Ensaio de Tração

A Norma ABNT NBR ISO 6892:2005 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS) foi utilizada como base de informação para dimensionamento dos corpos de prova para ensaio de tração assim como também para a realização do procedimento de ensaio. Para uma melhor caracterização mecânica das peças, realizou-se ensaio de tração em peças apenas com material base para verificação da conformidade do especificado pelo fornecedor. As juntas soldadas também foram analisadas com o intuito de comparação com o material base e também, se está dentro do padrão. Os ensaios foram conduzidos na máquina eletromecânica Instron 5585H, a uma taxa de carregamento de 0,4 mm/min à temperatura de 23°C. Foram realizados 3 ensaios de tração para cada parâmetro de solda estudado.

3.8 Ensaio de Fadiga

A Norma ASTM E466-7 foi utilizado como base técnico para dimensionamento dos corpos de prova e também para realizar os procedimentos dos ensaios de fadiga. Para os ensaios de fadiga foi utilizado o equipamento MT 10 FLE TE T II , sendo que as cargas utilizadas para levantamento das curvas foram 560 MPa, 490MPa, 420MPa, 350MPa e 280MPa. Estes valores representam 80%, 70%, 60%, 50% e 40% da tensão mínima de escoamento conforme apresentado anteriormente na Tabela 2.2. Os ensaios de fadiga foram realizados a uma temperatura de 23°C. Foram ensaiados 3 corpos de prova para cada ponto da curva de fadiga (para todos os parâmetros estudados).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise Química

A análise química das amostras listado na Tabela 3.1 pode ser verificada na Tabela 4.1. Pode-se verificar que as amostras utilizadas para as análises estão de acordo com os valores estabelecidos pelo fornecedor e também pela norma, conforme apresentado na Tabela 2.2. A partir das análises não foi possível evidenciar alterações nos elementos químicos que pudessem influenciar ou modificar a microestrutura resultante do processo de soldagem.

Tabela 4.1: Composição química das amostras analisadas.

Amostra	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%	V%	Ti%	C _{eq.} %
C1	0,0632	0,0602	1,95	0,0110	0,0043	0,0198	0,0592	0,0096	0,0982	0,3882
C2	0,0716	0,0620	1,91	0,0116	0,0045	0,0197	0,0591	0,0101	0,0969	0,3899
C3	0,0692	0,0561	1,89	0,0090	0,0033	0,0194	0,0577	0,0096	0,0996	0,3842
D1	0,0695	0,0505	1,89	0,0106	0,0026	0,0255	0,0596	0,0106	0,0972	0,3845
D2	0,0520	0,0520	1,92	0,0106	0,0027	0,0275	0,0606	0,0110	0,0994	0,372
D3	0,0762	0,0561	1,97	0,0107	0,0022	0,0333	0,0630	0,0088	0,1040	0,4045
E1	0,0575	0,0510	1,87	0,0070	0,0020	0,0194	0,0578	0,0010	0,0977	0,3692
E2	0,0565	0,0521	1,86	0,0071	0,0022	0,0202	0,0586	0,0010	0,0982	0,3665
E3	0,0569	0,0511	1,88	0,0074	0,0022	0,0208	0,0599	0,0010	0,100	0,3702

4.2 Caracterização Metalográfica

4.2.1 Análise Macroestrutural

As Figuras 4.1a 4.3 apresentam as macroestruturas resultantes do processo de solda das juntas C, D e E respectivamente. Para a peça C1 (Figura 4.1a), pode-se verificar que não houve penetração total na junta solta soldada, provendo assim uma região

concentradora de tensões. Nas peças C2 e C3 (Figuras 4.1b e 4.1c, respectivamente), pode-se verificar o total penetração da junta soldada (incluindo a região do nariz). Pode-se verificar nestas duas macrografias a existência de uma região de falta de enchimento da junta na interface do metal de solda com o material de base, sendo que este fenômeno é mais perceptivo na amostra C2. Ambos os fenômenos existentes nas amostras podem ser decorrentes da energia de soldagem utilizada como também dos parâmetros de solda escolhidos.

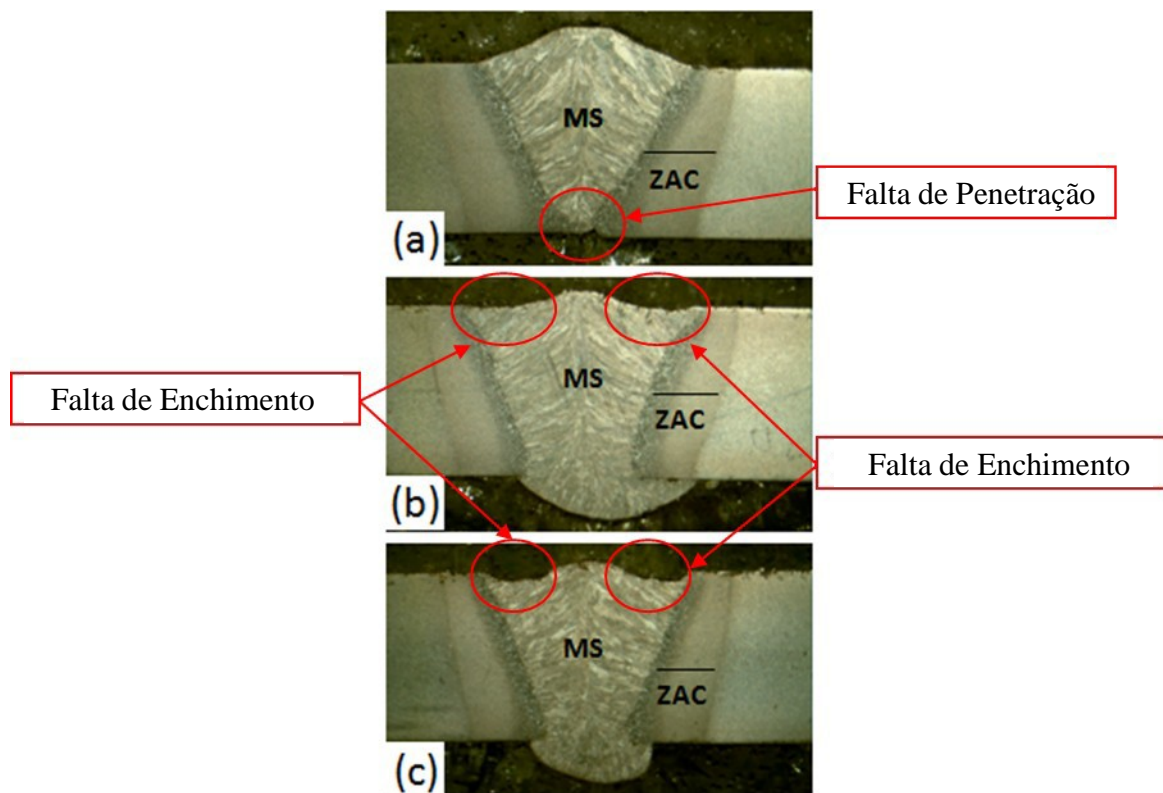


Figura 4.1 Macrografias referentes a espessura de 6,3 mm; (a) C1; (b) C2 e (c) C3.

As amostras D1 e D2 (Figura 4.2a e 4.2b) apresentaram o mesmo fenômeno de falta de penetração evidenciado na amostra C1, porém o diferencial entre a amostra D1 e D2 é que na primeira pode-se verificar a existência de uma região de falta de enchimento da junta, assim como o verificado principalmente na amostra C2. A amostra D3 (Figura 4.2c)

também apresentou um enchimento incompleto da junta, semelhante ao fenômeno existente e descrito para a amostra C3.

As Figuras 4.3a e 4.3b apresentam as macrografias referentes a amostras E1 e E2, sendo que na espessura E pode-se ver a existência de dois cordões sobrepostos, nos quais foram utilizados em função da elevada espessura da chapa. Nestas duas amostras é evidenciado a falta de penetração total da junta, tal qual descrito anteriormente nas amostras C1, D1 e D2. Na amostra E3 (Figura 4.3c) pode-se verificar que houve total enchimento da junta assim como também a inexistência de marcas de mordedura provenientes do processo de solda.

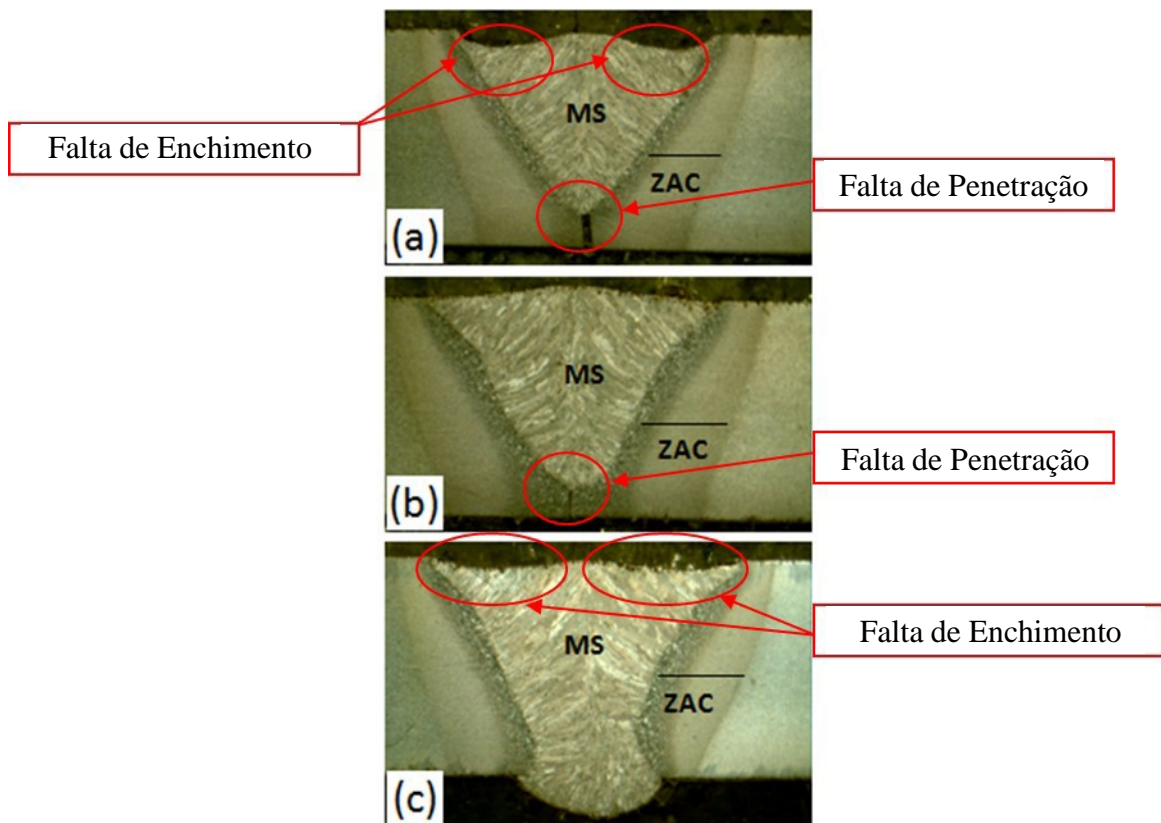


Figura 4.2 Macrografias referentes a espessura de 8,0 mm; (a) D1; (b) D2 e (c) D3.

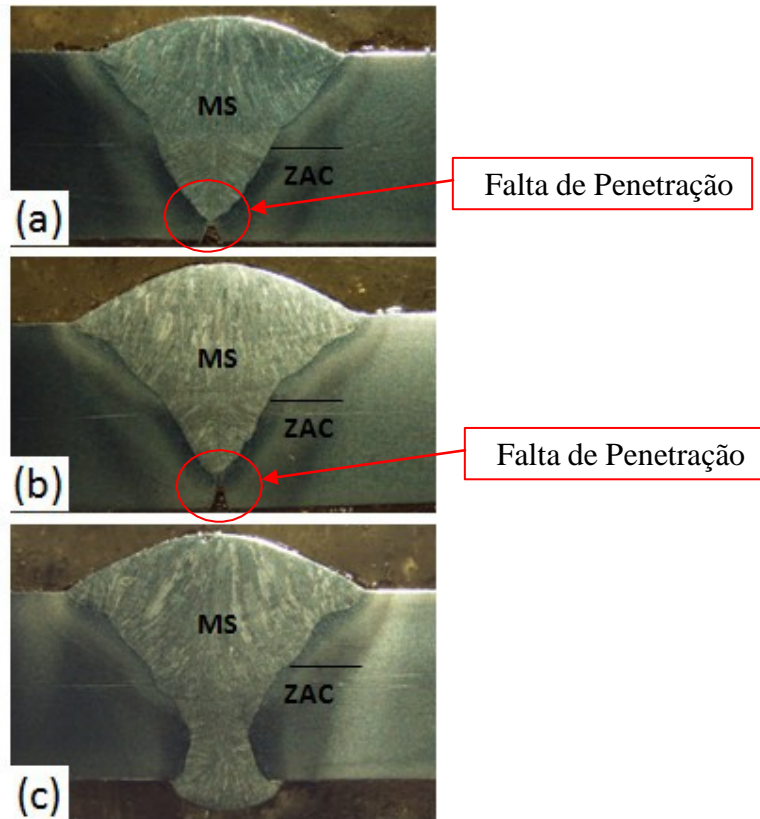


Figura 4.3 Macrografias referentes a espessura de 9,5 mm; (a) E1; (b) E2 e (c) E3.

4.2.2 Análise Microestrutural

O a micrografia encontrado na amostra pode ser visualizado através da Figura 4.4. Neste perfil pode-se verificar as diferentes microestruturas encontradas nas regiões do metal de solda (MS), na região de crescimento de grão (RCG), na região de refino de grão (RRG) e no material de base referente ao material soldado C2. Estas micrografias foram montadas esquematicamente em um modelo 3D no qual apresenta a característica microestrutural destas regiões em 3 planos de corte existente. Os parâmetros de soldagem utilizados nas amostras D e E também foram analisados, porém em virtude de não apresentarem variação microestrutural decorrente das diferentes energias de soldagem utilizadas, estas imagens podem ser vistas no anexo A deste trabalho.

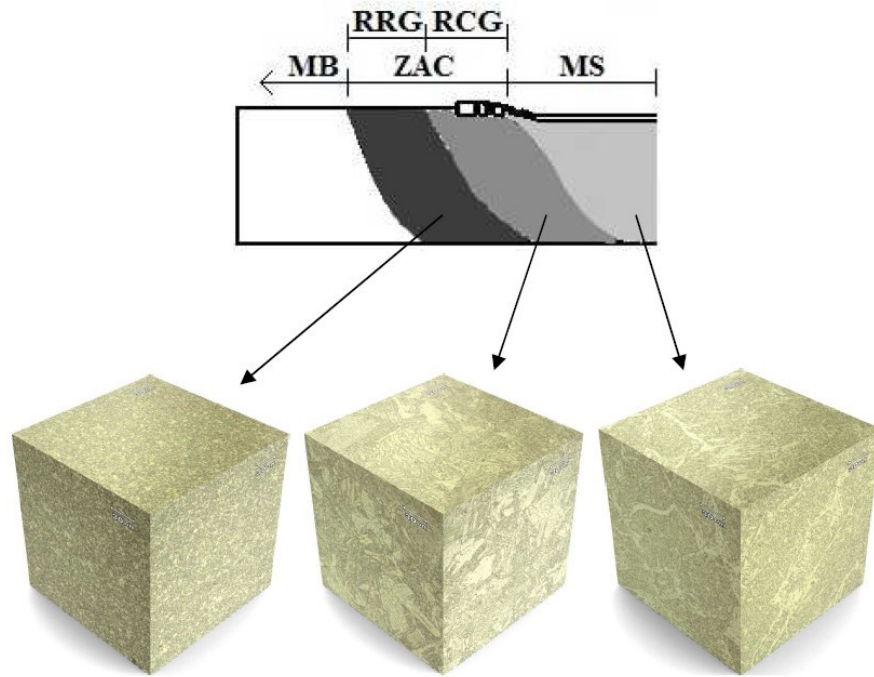


Figura 4.4 Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF referente a amostra C2.

Na Figura 4.5 observou-se a microestrutura do material base de C2. Foi possível verificar que esta microestrutura é composta por ferrita com grãos muito finos e apresentando uma forma alongada no sentido da laminação. Esta granulação refinada é consequência da presença de carbonetos que durante a laminação controlada retardam o crescimento do grão, assunto abordado anteriormente.

A microestrutura formada no MS do corpo de prova C2 pode ser observada na Figura 4.6. Três morfologias da ferrita podem ser vistas na microestrutura:

- a) ferrita alotriomorfa;
- b) ferrita de Widmanstätten;
- c) ferrita acicular;

A ferrita alotriomorfa formada no contorno de grão da austenita prévia, tendo placas laterais secundárias de ferrita de Widmanstätten crescendo a partir desta fase para dentro do grão. E a matriz é composta pela ferrita acicular, que se formou em grande quantidade no interior do grão.

A Figura 4.7 mostra a micrografia da RCG. Comparando o tamanho da microestrutura desta região com a microestrutura apresentada na Figura 4.8, pode-se verificar a diferença existente entre estas duas regiões (imagens na mesma escala de magnitude). O crescimento dos grãos é decorrente da baixa taxa de resfriamento existente nesta região. A taxa de resfriamento pode ser explicada em função da distância da região à linha de solda e também por ser uma região de interface direta com o material de base. Com o ataque realizado, a identificação das fases é dificultada, mas é possível visualizar a presença de bainita superior, esta resultante da alta temperatura de transformação. Também pode ser vista a ferrita acicular em pequena quantidade, que devido ao grão austenítico ser grande, chega um momento em que a cinética de formação da bainita é suprimida e ocorre a sua nucleação (BABU 2004). Em menor quantidade ainda, tem-se a ferrita idiomorfa. O constituinte M/A, já discutido anteriormente, provavelmente está presente na microestrutura, porém, com o ataque de Nital a visualização fica impossibilitada, sendo inclusive, de difícil identificação com outros ataques também, sendo muitas vezes confundido com carbonetos (JORGE 2001).

Não ficou nitidamente evidenciada a existência de estruturas martensíticas nas imagens metalográficas. Em função disto, foram realizados alguns ensaios de dureza Vickers com carregamento de 2kg. Em uma leitura de 10 pontos na RCG, pode-se verificar que a dureza dos pontos realizados ficou entre 281 HV – 296 HV, o que indica a possível existência de estruturas martensíticas. Na Figura 4.8 é mostrada a microestrutura da RRG de C2. Esta é formada por ferrita idiomorfa de tamanho de grão muito refinado e perlita.

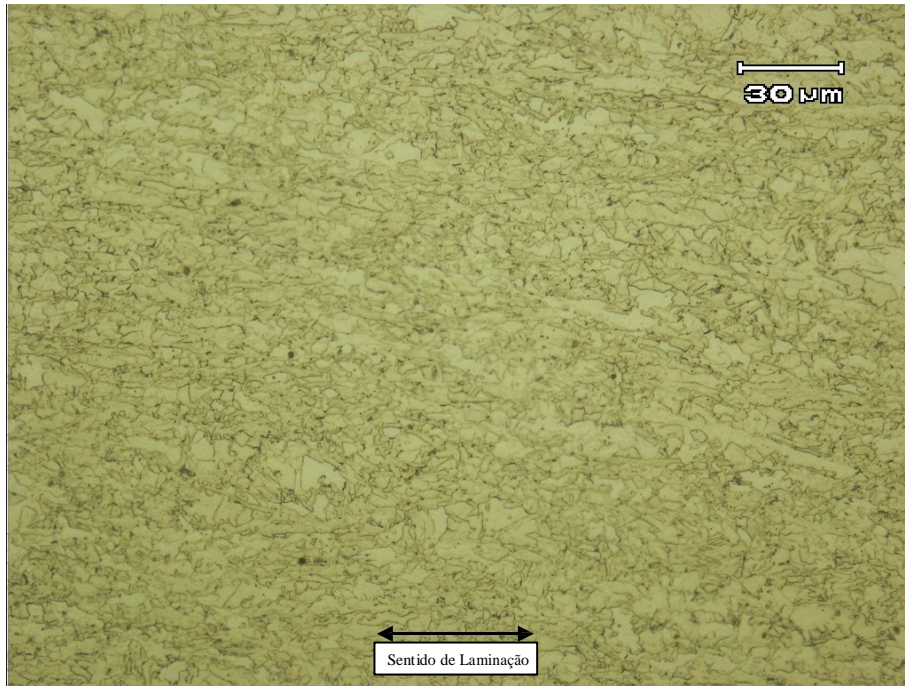


Figura 4.5 Microestrutura referente ao MB do corpo de prova C2.

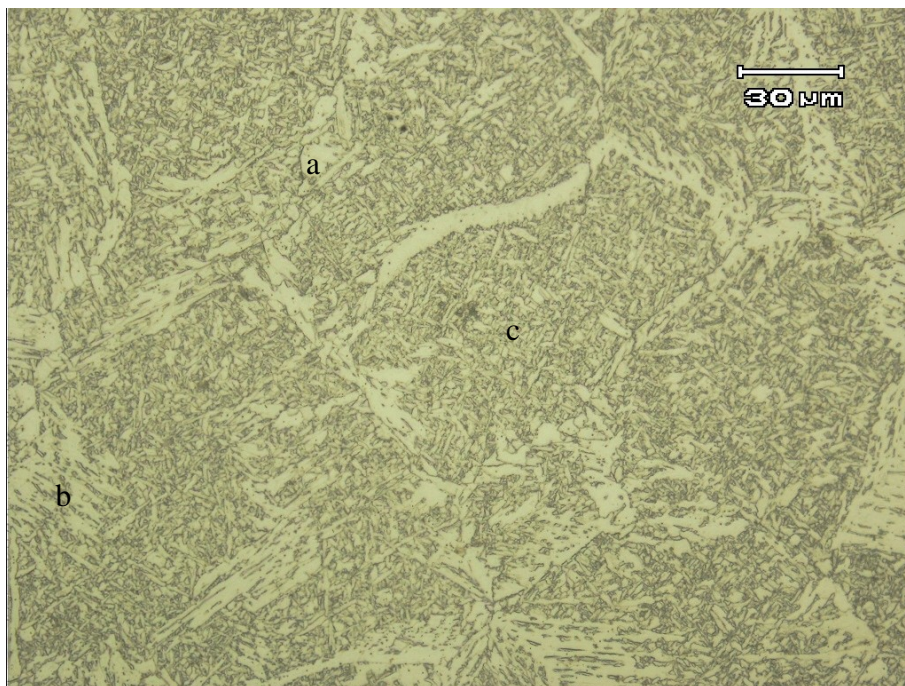


Figura 4.6 Microestrutura do MS do corpo de prova C2; (a) ferrita alotriomorfa, (b) ferrita de Widmantätten e (c) ferrita acicular.

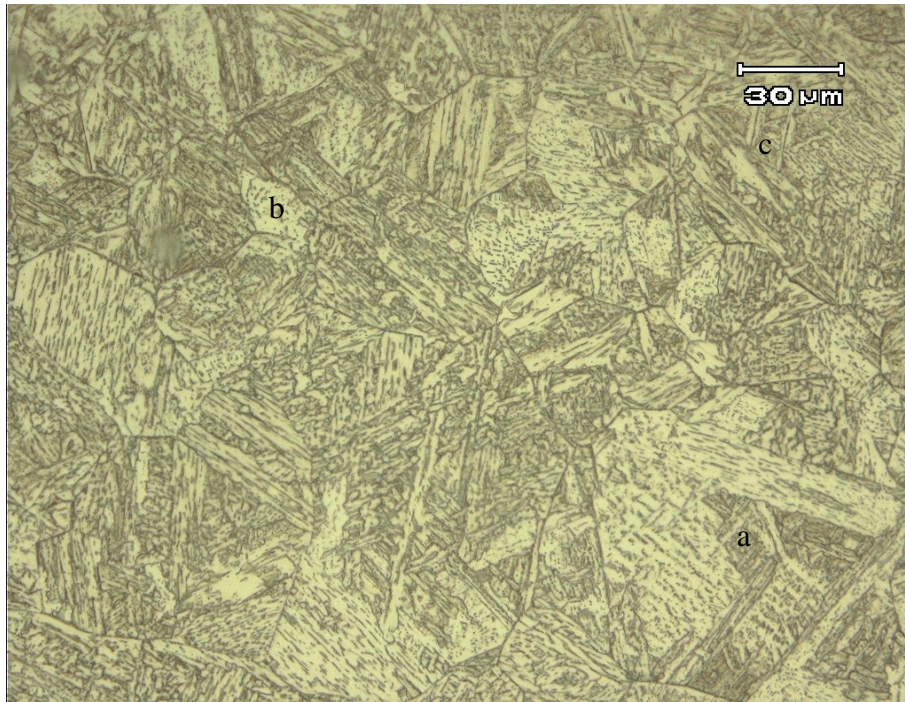


Figura 4.7 Microestrutura da RCG do corpo de prova C2. (a) Bainita Superior; (b) ferrita acicular; (c) possível ripa de martensita.

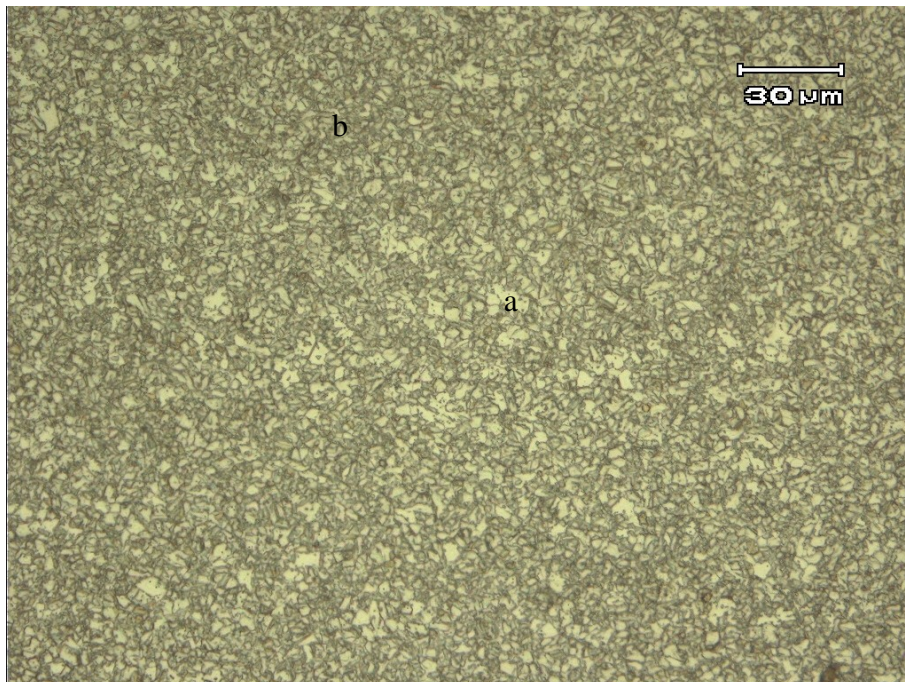


Figura 4.8 Microestrutura da RRG do corpo de prova C2. (a) ferrita idiomorfa e (b) Perlita.

4.2.3 Perfil de Microdureza

Os perfis de microdureza das peças C1, C2, C3, D1, D2, D3, E1, E2 e E3 estão representados nas Figuras 4.9 a 4.17, com os resultados para a linha superior, linha intermediária e linha inferior.

Fazendo-se o comparativo entre os materiais, os perfis não sofrem mudança significativa de dureza na região do metal base, região de refino de grão, região de crescimento de grão e no metal de solda. Este fato é resultado da microestrutura que não teve alterações nas distintas regiões entre os diferentes aportes térmicos testados.

Poorhaydari (POORHAYDARI 2006) realizou um estudo similar a este trabalho, utilizando um material com composição química compatível, com espessura de 8 mm, e aplicou diferentes energias de soldagem. Os resultados do perfil de microdureza também não sofreram modificações significativas, fato derivado da microestrutura sem grandes alterações.

Por outro lado, os perfis de dureza em cada aporte de energia empregado foram fortemente afetados ao longo da seção transversal devido às mudanças microestruturais, originadas pela diferença da taxa de resfriamento nas diferentes regiões. Observando os perfis resultantes, todas as peças apresentaram no metal de solda um decréscimo de dureza se comparado ao metal base. Isso é devido ao arame utilizado no processo de solda possuir propriedades mecânicas inferiores às propriedades mecânicas do material de base. Esta relação é conhecida como “*undermatching*”.

Na RCG, houve um aumento de dureza se comparado ao MS e a RRG. Isto pode ser explicado pela microestrutura resultante composta por bainita que gera um aumento de resistência se comparada a uma estrutura ferrítica. Na RRG, novamente a dureza sofre um decréscimo de dureza devido à microestrutura ferrítica.

As amostras da espessura 9,5 mm apresentaram um comportamento diferente das amostras 6,3 mm e 8,00 mm em função da utilização de dois passes de solda. Este fenômeno ocorre por que o segundo passe de solda promove um revenimento (e alívio de tensões) no primeiro passe, promovendo um decréscimo da dureza existente no primeiro passe de solda.

Todas as amostras analisadas apresentam pontos com valores de dureza superior a 300HV, o que fortalece a hipótese da existência de estruturas martensíticas.

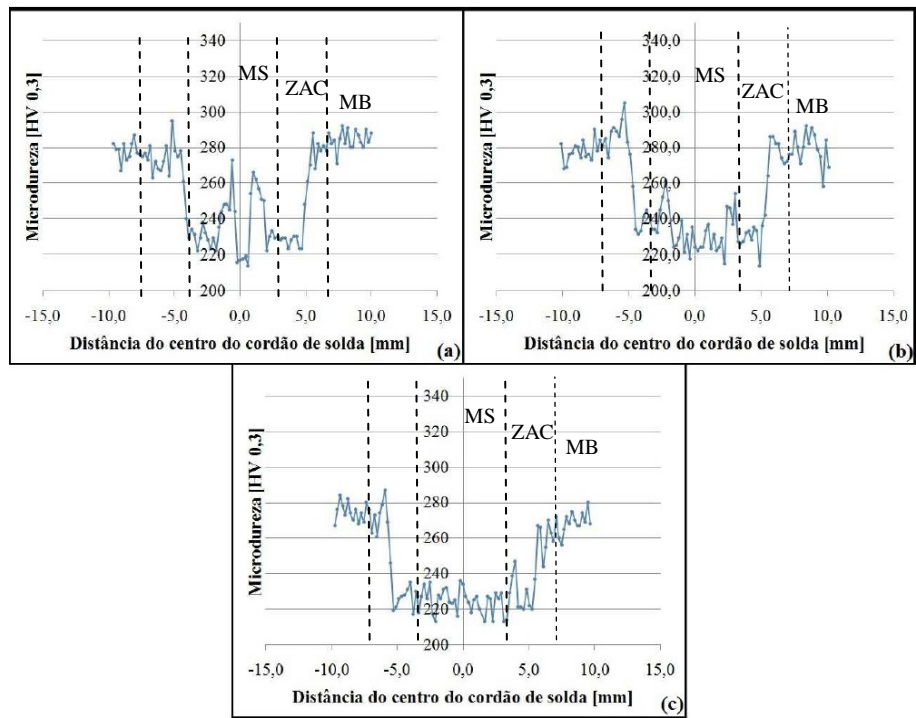


Figura 4.9 Perfis de microdureza para C1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

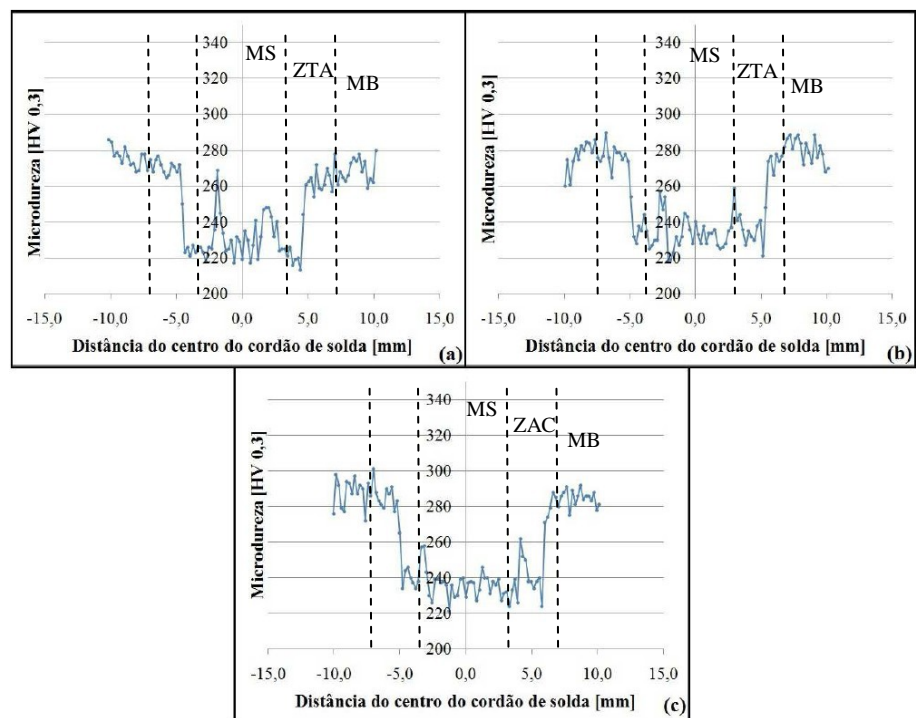


Figura 4.10 Perfis de microdureza para C2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

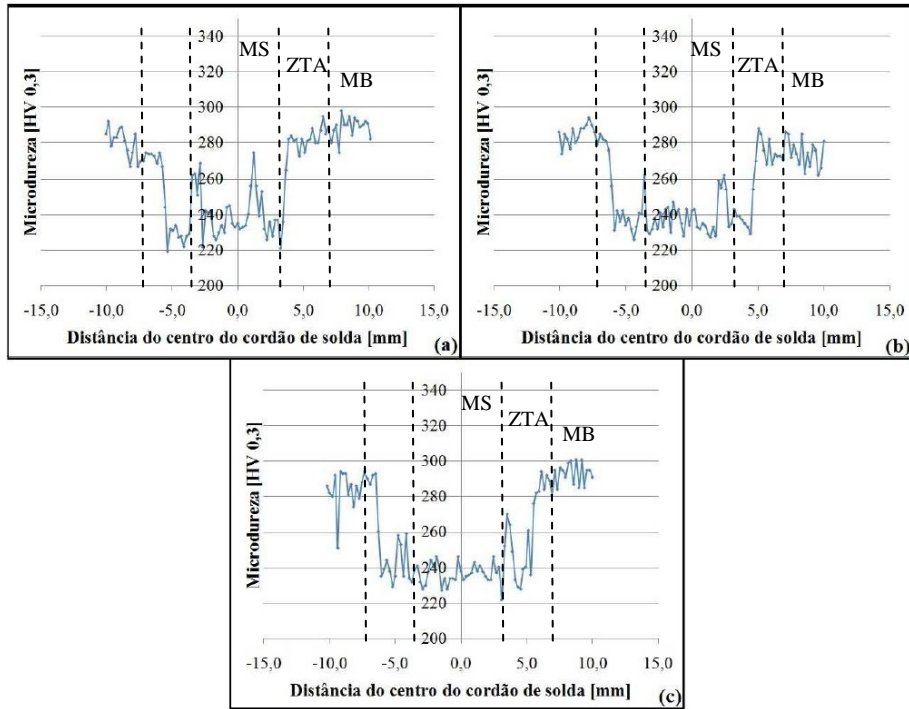


Figura 4.11 Perfis de microdureza para C3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

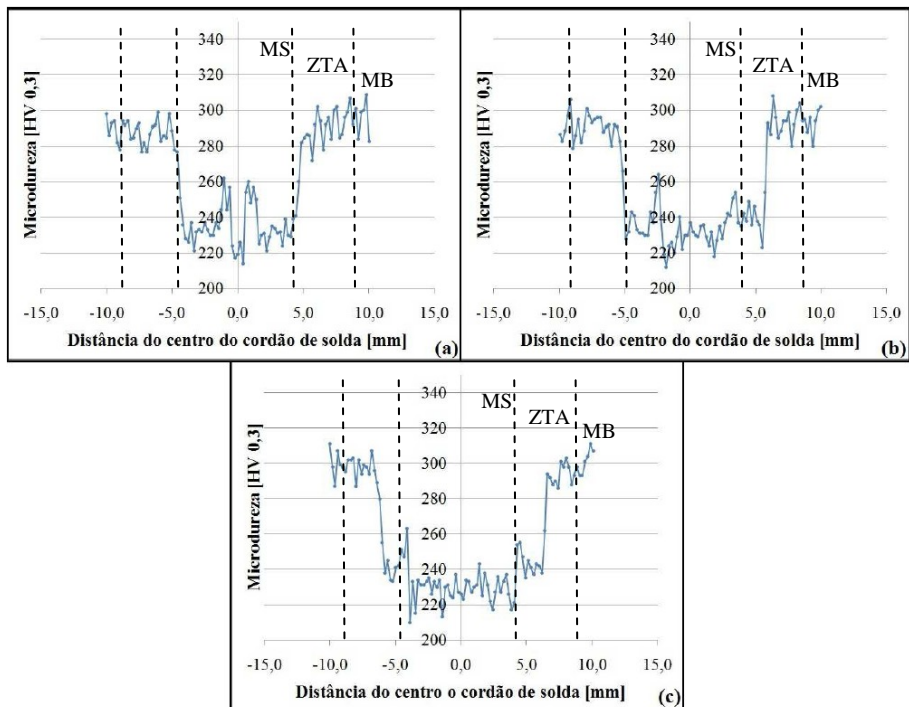


Figura 4.12 Perfis de microdureza para D1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

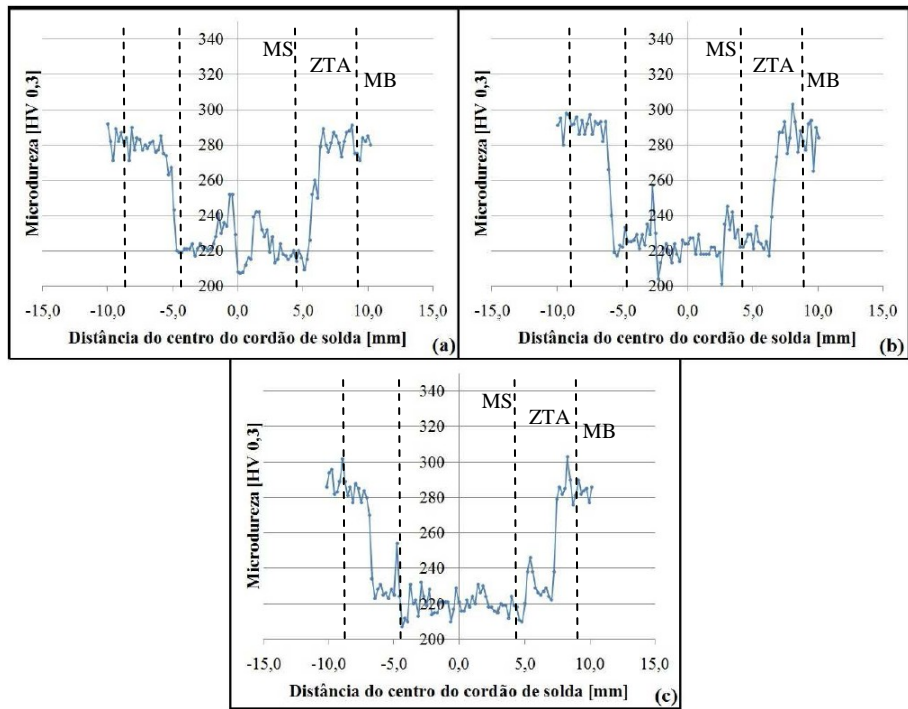


Figura 4.13 Perfis de microdureza para D2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

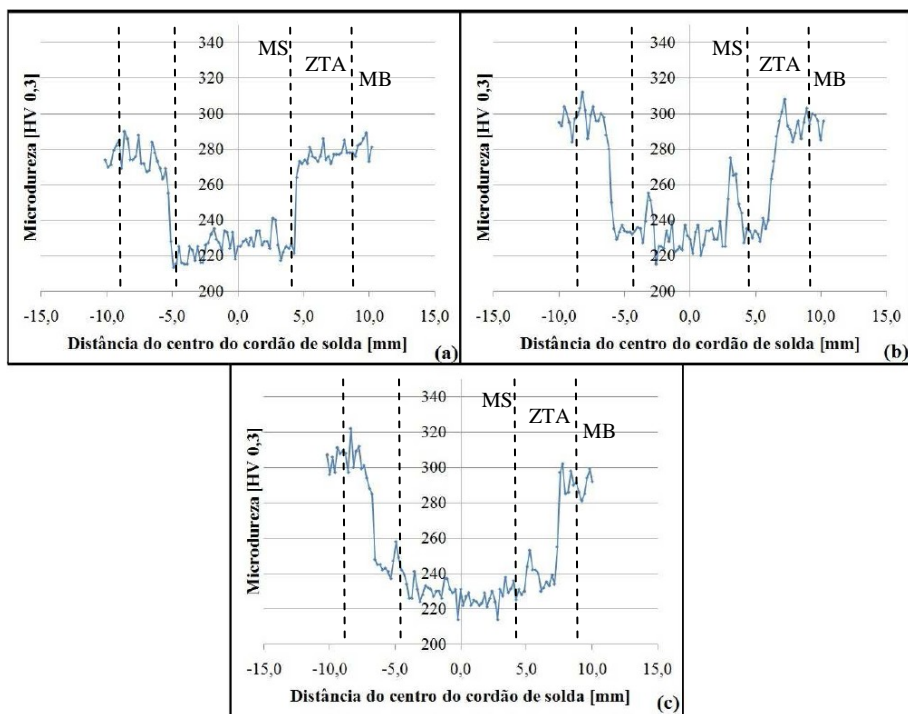


Figura 4.14 Perfis de microdureza para D3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

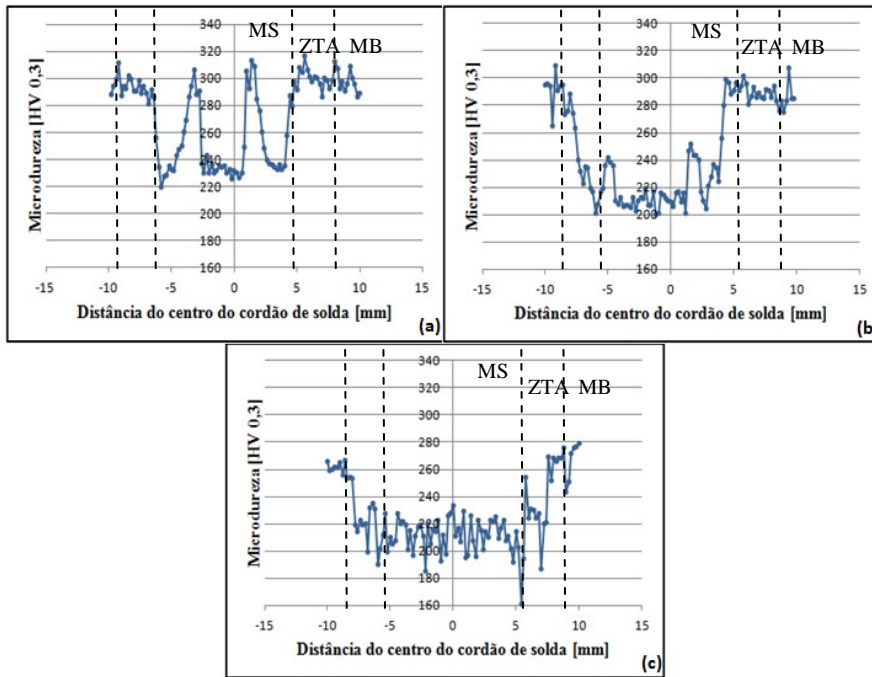


Figura 4.15 Perfis de microdureza para E1. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

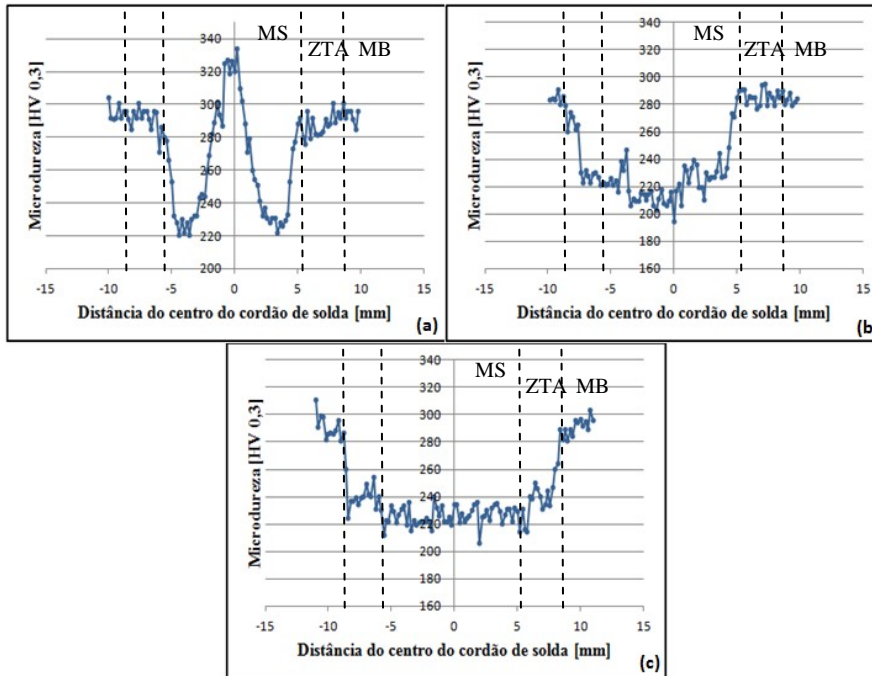


Figura 4.16 Perfis de microdureza para E2. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

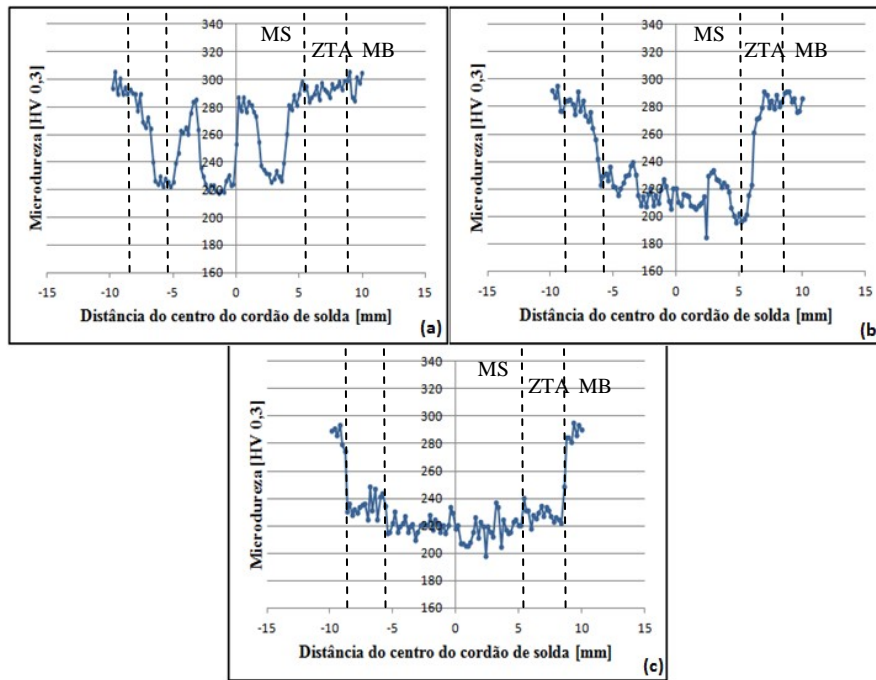


Figura 4.17 Perfis de microdureza para E3. (a) Linha Superior; (b) Linha Intermediária; (c) Linha Superior.

4.2.4 Ensaio de Tração

A Tabela 4.2 apresenta os resultados de tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento de todas as amostras estudadas. As Figuras 4.18 a 4.20 apresentam os comparativos dos resultados de tração.

Pelos resultados, pode-se observar que apenas as peças C, D e E tiveram um desempenho satisfatório no ensaio de tração, tendo todos os valores acima do especificado.

A partir da Figura 4.18 pode-se verificar o seguinte comportamento para as amostras com 6,3 mm de espessura:

- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência ao escoamento de no mínimo 21%;
- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência à tração de no mínimo 8%;
- O maior valor de energia de soldagem utilizado apresentou os melhores resultados em relação às propriedades mecânicas.

Tabela 4.2: Propriedades mecânicas das amostras submetidas aos ensaios de tração.

Amostra	Tensão de Escoamento [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Alongamento [%]
C	804	840	23
C1	580	684	7,3
C2	630	752	11,7
C3	633	774	10,2
D	840	866	23,9
D1	479	536	6,1
D2	521	593	7,9
D3	609	727	10,5
E	814	846	23,4
E1	492	686	11,0
E2	520	711	15,8
E3	594	769	19,0

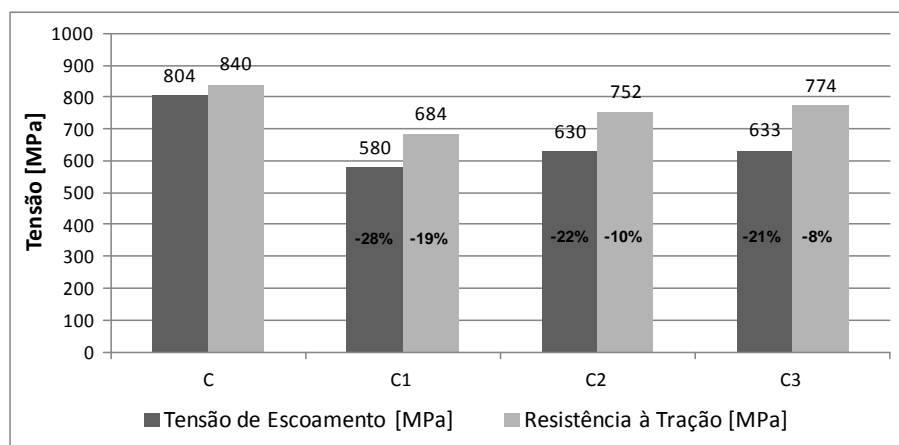


Figura 4.18 Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras C (6,3 mm).

A partir da Figura 4.19 pode-se verificar o seguinte comportamento para as amostras com 8,0 mm de espessura:

- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência ao escoamento de no mínimo 28%;
- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência à tração de no mínimo 16%;
- O maior valor de energia de soldagem apresentou os melhores resultados em relação às propriedades mecânicas.

A partir da Figura 4.20 pode-se verificar o seguinte comportamento para as amostras com 9,5 mm de espessura:

- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência ao escoamento de no mínimo 27%;
- Todas as amostras apresentaram uma queda na resistência à tração de no mínimo 9%;
- O maior valor de energia de soldagem apresentou os melhores resultados em relação às propriedades mecânicas.

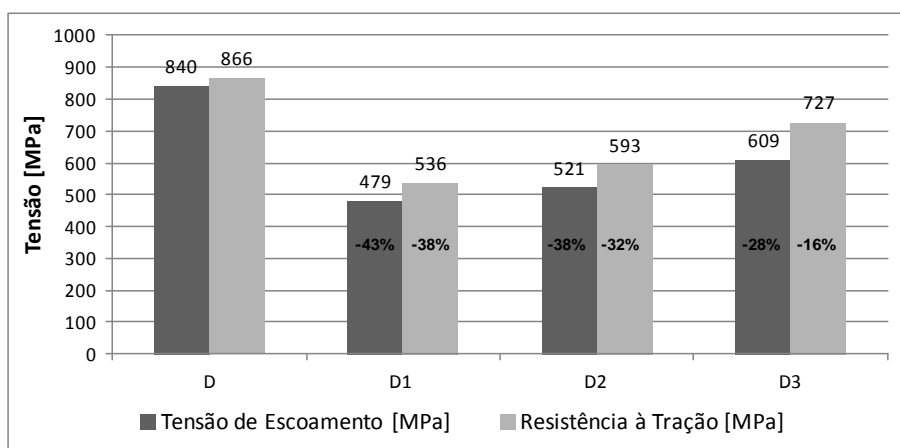


Figura 4.19 Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras D (8,0 mm).

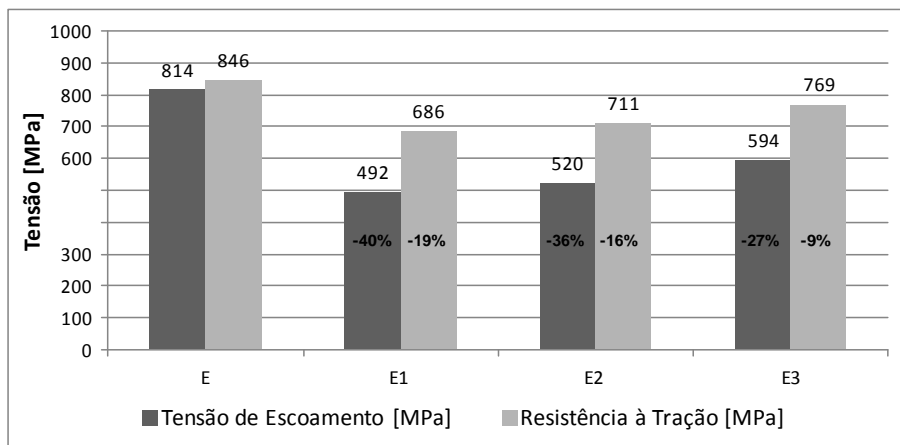


Figura 4.20 Gráfico comparativo das propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para as amostras E (9,5 mm).

Pode-se verificar que para todas as amostras analisadas houve uma queda nas propriedades mecânicas da junta. O comportamento das propriedades mecânicas se manteve similar entre as três diferentes espessuras analisadas, ou seja, para todas as espessuras analisadas a amostra que foi soldada com maior energia apresentou os melhores resultados mecânicos. Analisando as imagens macrográficas, pode-se verificar que para as amostras C3, D3 e E3 a seções destas juntas não apresentam falta de penetração.

Conforme verificado anteriormente na análise macroestrutural, os defeitos de falta de enchimento e falta de penetração podem ter auxiliado na diminuição das propriedades mecânicas das juntas. Outro fator que pode ter auxiliado na diminuição das propriedades mecânicas foi a utilização de um arame de solda com propriedades mecânicas inferiores ao material base. Loureiro (LOUREIRO 2002) observou que a prática do “*undermatching*” induz à perda de resistência e ductilidade da solda quando carregada sob tensão.

4.2.5 Ensaio de Fadiga

A Figura 4.21 apresenta um gráfico esquemático da variação da vida em fadiga para das juntas analisadas em função da alteração da energia de soldagem utilizada para amostras C. A partir desta pode-se observar que a amostra C1 comportou-se com menor vida em fadiga do que as demais, o que pode ser explicado em função do não enchimento total da junta conforme visto anteriormente. A mostra C3 em função da maior energia de soldagem apresentou um não enchimento da junta maior do que a verificada na amostra C2, porém seu resultado de vida em fadiga apresentou-se ligeiramente superior.

Para elaboração dos gráficos de vida em fadiga do material de base foram considerados 1.000.000 ciclos como limite máximo para os carregamentos iguais e menores que 490 MPa,

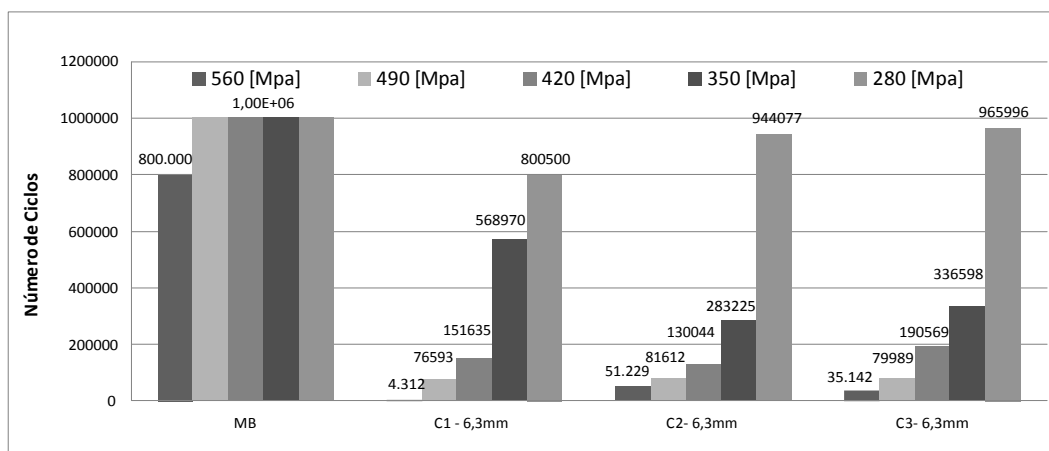


Figura 4.21 Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função da energia de soldagem utilizada para espessura de 6,3 mm.

Os resultados para os ensaio de fadiga em função do aumento de energia de soldagem utilizada para amostra D pode ser visto a partir da Figura 4.22. Pode-se verificar que os resultados apresentaram uma linearidade em relação à energia de soldagem utilizada, sendo que a amostra D1 apresentou menor vida em fadiga. A amostra D3 apresentou a maior vida em fadiga. Isso pode ser explicado em função de que apesar da amostra D3 apresentar uma pequena região de não enchimento da junta, o perfil de solda apresentou penetração total na junta, ao contrário da amostra D2 no qual não apresentou total enchimento da junto e da amostra D1, que apresentou uma região de não enchimento considerável.

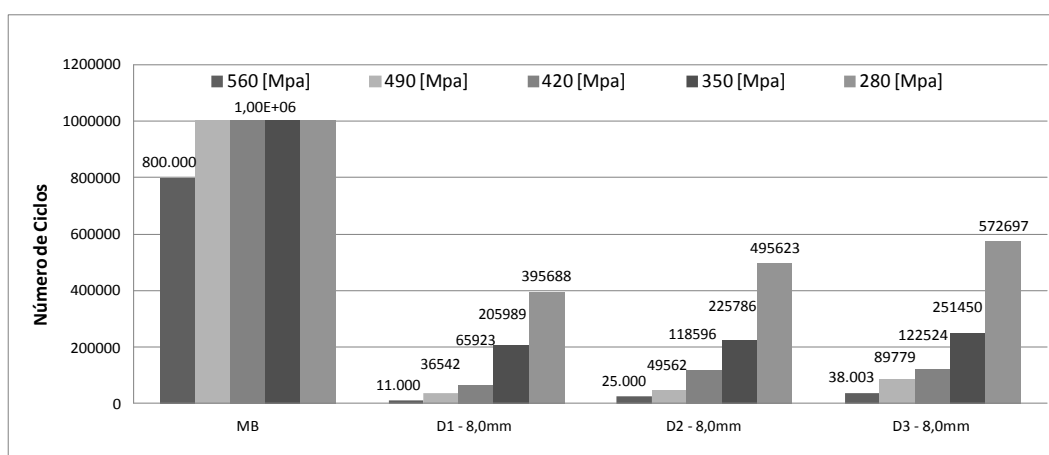


Figura 4.22 Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função

da energia de soldagem utilizada para espessura de 8,0 mm.

A Figura 4.23 apresenta o comportamento em fadiga para as juntas do tipo E. Pode-se verificar que a amostra E3 apresentou dentre os três parâmetros analisados o melhor tempo de vida em fadiga. Isso pode ser explicado em função da maior energia de soldagem ter promovido um total enchimento da junta a também pela ausência falta de penetração na junta. As amostras E1 e E2 apresentaram um comportamento similar, porém com vida em fadiga consideravelmente inferior. Isto pode ser explicado pelo não enchimento completo da junta.

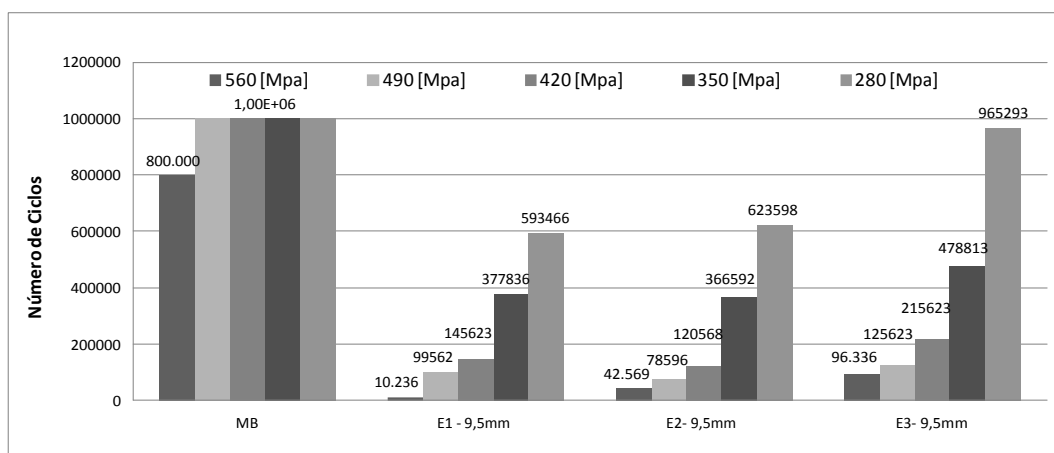


Figura 4.23 Gráfico esquemático apresentando a variação da vida em fadiga em função da energia de soldagem utilizada para espessura de 9,5 mm.

A Figura 4.24 apresenta esquematicamente a variação da microdureza máxima encontrada nas amostras em função da energia de soldagem utilizada. Através dos resultados de microdureza, a hipótese de formação de estruturas martensíticas é reforçada, em virtude da presença de regiões com Microdureza superior a 300 HV. Pode-se verificar que o comportamento da microdureza máxima encontrada nas amostras não é proporcional à variação da energia de soldagem.

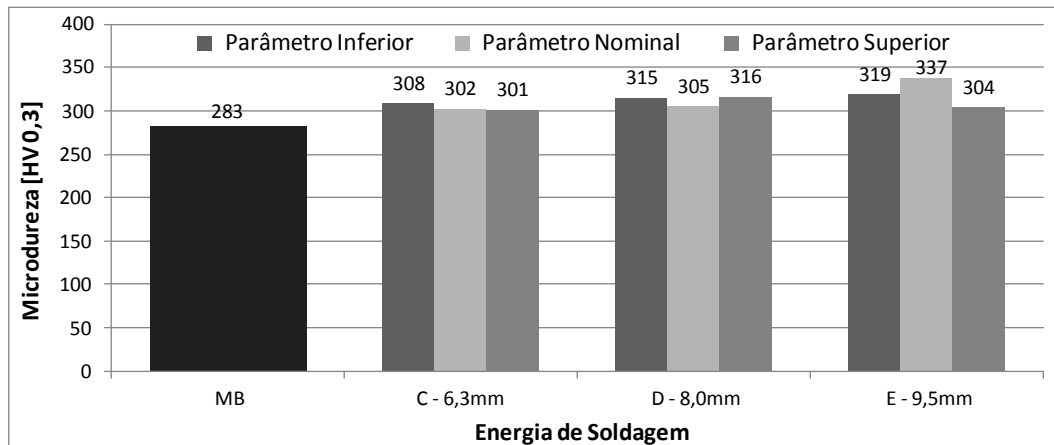


Figura 4.24 Gráfico esquemático apresentando a variação da microdureza em função da energia de soldagem utilizada

A Figura 4.25 apresenta a variação da tensão de escoamento e tensão de ruptura em função da variação da energia de soldagem. Pode-se verificar que tanto a tensão de escoamento quanto a tensão de ruptura apresentam com comportamento diretamente proporcional ao aumento da energia de soldagem utilizada.

O comportamento das juntas soldadas com os diferentes níveis em relação à sua resistência a fadiga pode ser verificado através da Figura 4.26. A partir desta Figura pode-se verificar que o tempo de vida em fadiga do material é diretamente proporcional ao aumento de energia de soldagem.

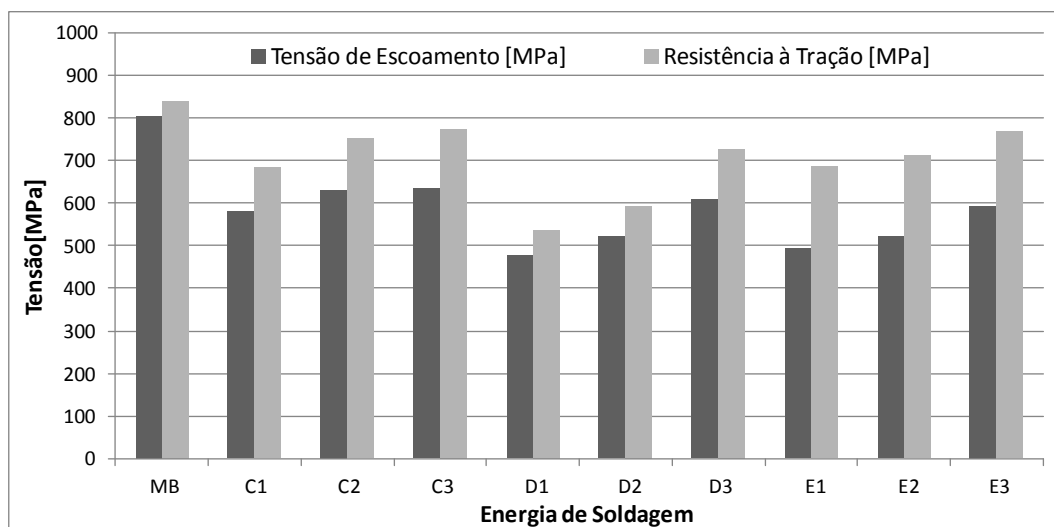


Figura 4.25 Gráfico esquemático apresentando a variação da tensão de escoamento e ruptura em função da energia de soldagem.

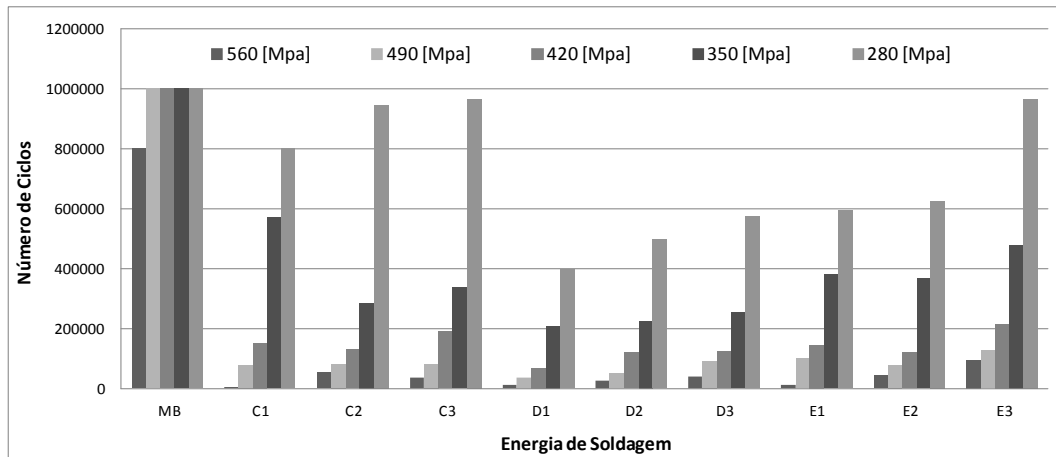


Figura 4.26 Gráfico esquemático apresentado o comportamento em fadiga em função da energia de soldagem utilizada.

A Figura 4.27 apresenta de forma esquemática o comportamento das propriedades analisadas em função da variação de energia. Pode-se verificar pelo estudo apresentado que as propriedades microestruturais e perfil de microdureza não apresentaram grande variação em função da energia aplicada. As propriedades mecânicas, tal como tensão de escoamento, tensão de ruptura e vida em fadiga apresentaram um comportamento diretamente proporcional ao aumento da energia de soldagem.

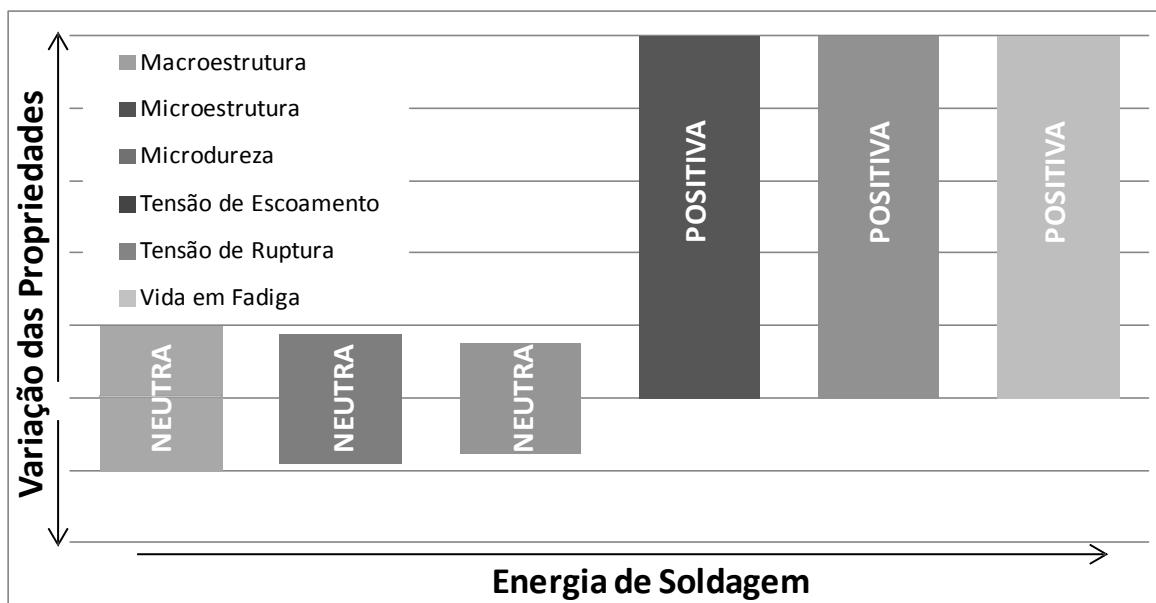


Figura 4.27 Figura esquemática resumindo a variação das propriedades analisadas em função da energia de soldagem aplicada.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho tinha como objetivo verificar o comportamento da junta soldada em função da variação a energia aplicada durante o processo de soldagem. Primeiramente, foi realizada uma avaliação da junta com a utilização de uma análise macrográfica. O objetivo desta análise foi verificar e perfil da junta de solda formada em função da variação da energia de soldagem (energia de soldagem nominal, inferior e superior).

Pode-se verificar que o parâmetro de energia de soldagem inferior não promoveu total enchimento da junta para as três espessuras de chapas analisada. A utilização da energia de soldagem nominal apresentou comportamento satisfatório somente quando aplicado à junta soldada com 6,3 mm de espessura (amostra C), nas demais espessuras este parâmetro não promoveu total penetração na junta soldada. A energia de soldagem superior apresentou total penetração em todas as juntas soldadas analisadas neste trabalho. Em relação ao enchimento total da junta, este parâmetro superior levou ao melhor resultado somente quando aplicado a amostra com maior espessura (amostra E = 9,5 mm). Para as demais espessuras, o parâmetro de soldagem superior não apresentou total enchimento da junta.

As análises microestruturais foram realizadas com objetivo de verificar a possível formação de diferentes microestruturas em função das diferentes energias de soldagem aplicadas. Pode-se verificar que a variação de energia não propiciou a formação de diferentes microestruturas. Para a região do metal de solda, pode-se verificar a formação de grãos de ferrita alotriomorfa (contorno de grão), ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular. A microestrutura encontrada nas amostras na região de crescimento do grão (RCG) foi basicamente Bainita superior, ferrita acicular e idiomorfa. A formação de martensita, ou de um constituinte martensita/austenita provavelmente está presente na microestrutura, porém não foi possível ser identificado em função do ataque realizado com Nital.

A região de refino de grão de refino de grão (RRG) é formada por grão de ferrita idiomorfa e perlita, apresentando uma microestrutura com grão bastante refinados em relação das demais regiões existentes no perfil de solda. O material de base da junta é formado por grãos de ferrita alongados no sentido de laminação da chapa (grãos refinados). Esta granulação refinada é decorrente da presença de carbonetos que durante o processo de laminação controlada retardam o crescimento do grão.

O aumento na energia de soldagem utilizada resultou em melhoria nas propriedades de tração e fadiga do material sem significante influencia na microestrutura do material.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Segue como sugestão para trabalhos futuros realização de juntas soldadas tecnicamente aceitáveis em projetos de engenharia através de parâmetros que permitam a aplicação do mesmo na indústria. Outra sugestão seria utilizar diferentes reagentes químicos que promovam diferentes revelações microestruturais com o intuito de verificar com maior profundidade a geração de outros constituintes assim como também a utilização de microscopia eletrônica para verificação e quantificação dos agentes intermetálicos que possam ser formados durante o processo de soldagem em função da variação de energia utilizada.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AARONSON, H. I. **The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions – IN: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes**, Colorado: Interscience Publishers, 1960.
- ABDALLA, A. J., **Modelo de Discordâncias em um aço ARBL submetido à Fadiga**. Inst. Estudos Avançados – Inst. Estudos Energéticos e Nucleares; 2006.
- ALFREDO, W. **Lei da Balança – Considerações Gerais, CENTRAN** - Centro de excelência em Engenharia de Transportes, 2009.
- ALUCOBOND- **Produtos para união permanente e não permanente**
<<http://www.alucobond.com/alucore-jointing.html?&L=6>> Acessado em Agosto 2010.
- ANJIDAN, S., **Room-temperature mechanical properties of dual-phase steels deformed at high temperatures**, Sharif University of Technology, Azadi Ave, P.O. Box 11365-9466, Tehran, Iran;– 2005.
- ASM HandBook – **Metallography and Microstructures** – Vol. 9, 1993.
- ASM HandBook – **Properties and Selection: Iron, Steels and High Performed Alloys** – Vol. 1, 1993.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR ISO 6892:**Materiais metálicos: Ensaio de tração à temperatura ambiente**. Rio de Janeiro, 2002.
- ASTM E3 95, **Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International / 01-Jan-1995
- ASTM E466-07 – **Standard Practice for Conduction Force Controlled Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**, 2007.
- AWS Welding Handbook, **Welding Process**, Volume 2, 8ª Edition – American Welding Society, 1991.
- BABU, S. S. **The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits – Current Opinion in Solid State and Materials**, Vol. 8, p.267-278, 2004.
- BARR, W., **The fracture of Metals**, Institute of Metallurgists, 117, 1950 Apud F. B. Pickering, **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

BESUTTI, K., **Avaliação comparativa de propriedades entre o aço SAC 350 e os aços de alta resistência DOCOL e DOMEX 700W na aplicação de vagão ferroviário**, UCS, Caxias do Sul, 2009.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels: Transformation, Microstructure and Properties** – 2 ed. London: IOM Communications Ltd, 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steel: Microstructure and Properties** – 3 ed. Oxford: Elsevier, 2006.

BHADESHIA, H., **The microstructure of Submerged Arc-weld Deposits for High-strength Steels**. Journal of Materials Science, 24 – 1989.

BRANCO, F. K., **Influência da Microestrutura na Anisotropia de chapas metálicas de diferentes aços estruturais**. Centro Universitário da FEI – 2007.

CHIAVERINI, V., **Aços e Ferros Fundidos**, 6ª Edição – 1988.

CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS. **Guia de Fornecedores de laminados planos e perfis**, Ed. Fevereiro 2008.

CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS. **Microestrutura e Resistência Mecânica dos Aços de Alta resistência**, – Ed. Dezembro 2008.

DEMIRA, B. and Erdoganb, M., **The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual-phase steels**, Karaelmas University, 78050 Karabuk, Turkey; – 2008.

DIETER, G. E., **Metalurgia Mecânica**, Ganabara Dois RJ 1981 2. ed., p.282-90, p. 62-4, p. 319

DIN 50133: 1985-02, **Testing of metallic materials; Vickers hardness test, HV 0,2 to HV 100**, 1985.

DIN EN 10149-1, **Hot-rolled products made of high yield strength steels for cold forming** - Delivery conditions for thermomechanically rolled steels (FOREIGN STANDARD) 2005.

ESAB BR – **Soldagem MIG/MAG**, 25 de janeiro de 2005.

Figueiredo, K. M., **Tecnologia da Soldagem**, Centro de educação do Maranhão – Centro de Mecânica e Materiais, São Luis do Maranhão, 2005.

FRISK, K., **Thermodynamic modelling of multicomponent cubic Nb, Ti and V carbides/carbonitrides**, Corrosion and Metals Research Institute (KIMAB), Drottning Kristinas, Stockholm, Sweden, 2007.

GORNI, A., **Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento sobre a microesturutra e propriedades mecânicas de um Aço Bifasico**. Dissertação, Escola Politécnica da USP, 1981.

HALL, E. O., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Proc. Phys. Soc. Series B, 64, 747, 1951 Apud F. B. Pickering, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

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, p.195-205, July 2001.

JÚNIOR, R. C., **Soldagem de Aços de Alta Resistência – ESAB/BRAZIL**, Outubro de 2008.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance** – 1 ed. Ohio: ASM International, 2005.

KRUMENAUER, F. **Engenharia Simultânea e Projeto Orientado para a Manufaturabilidade e Montagem de Portas Automotivas**. Dissertação Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007.

Lacerda, J. C.; **Efeito do aporte térmico e adição de nitrogênio no gás de proteção na transição dúctil-frágil de um aço inoxidável AISI 409 soldado pelo processo GMAW**, Dissertação de Mestrado – UFOP-CETEC-UEMG

LESLIE, W., **The relationship between structure and mechanical properties of metals**, NPL Conf. Proc., HMSO, 334, 1963 Apud F. B. Pickering, **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

LINNERT, G. E., **Welding Metallurgy, Carbon and Alloy Steels** – Volume 2, 3ª Edition – American Welding Society, 1995.

LOUREIRO, A. J. R. **Effect of Heat Input on Plastic Deformation on Undermatched Welds** – Journal of Materials Processing Technology, Vol. 128, p.240-249, 2002.

Modenesi; P., **Introdução à física do arco elétrico**, UFMG, Belo Horizonte, Janeiro – 2005.

MOREIRA, H. S.; **Estudo da Influência dos parâmetros de soldagem MIG e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular**, Escola Politécnica – USP/SP – 2008.

MORGAN, E. R. et al., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Journal Metals, August, 829, 1965 Apud F. B. Pickering, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

MORRISON, W. and Woodhead, J., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Journal of Iron and Steel Institute, 201,43, 1963 Apud F. B. Pickering, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

MOVAHEDA, P, Kolahgara S. et al., **The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets**, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran;– 2009.

PEREIRA, M. **Desenvolvimento de Aço Bifásicos, Multifásicos e IF em consonância com o Projeto ULSAB-AVC**. 17°CBECEMat, pg 7053-7054, 2006.

PERINI; F., **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. Dissertação. PPGM:UCS, 2008.

PHILLIPS, R. and Chapman, J. A., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Iron and Steel Institute, 204, 615, 1966 Apud F. B. Pickering, Applied Science Publishers LTD, London, 1978.

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. **Transformation Twins in the Weld HAZ of a Low-Carbon High-Strength Microalloyed Steel** – Materials Science & Engineering: A, Vol. 435-436, p.371-382, November 2006.

RANDON, S/A. **Informações técnicas e informativa dos produtos rodoviários**. <www.randon.com.br> Acesso em Agosto 2010.

SSAB TUNNPLAT – **Hot rolled, extra high strength, cold forging steel DOMEX 700 MC**. SSAB Swedish Steel, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2002.

SSAB TUNNPLAT, **Domex, gama de aços de alto limite elástico, laminados a quente**. SSAB Swedish Steel, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2001.

SSAB TUNNPLAT, **Hot rolled, extra high strength, cold forging steel DOMEX 700 MC**. SSAB Swedish Steel, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2008.

SSAB TUNNPLAT, **Sheet steel joining handbook**. Sweden. SSAB Tunnplatt, Disponível em: <ssabdirect.com>, 2004

SSAB TUNNPLAT, **Welding of Domex MC cold-forming steels**, 2005.

Strohaecker, T. R. et al. **Fadiga e Análise de Falhas** – Laboratório de Metalurgia Física, LAMEF-UFRGS, 2006.

THEWLIS, G. **Classification and Quantification of Microstructure in Steels** – Materials Science and Technology, Vol. 20, p.143-160, February 2004.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies** – 2 ed. Portland: CRC Press, 2007.

ULSAB. **Ultra Light steel auto body consortium**. Final report, v. 1.0.2, Phase 2 march, 1998. Disponível em: <www.autosteel.org>.

USIMINAS; Soluções. **História do Aço**. <www.usiminas.com.br> Acessado em Julho 2010.

VIEIRA, A. **Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos**, Dissertação, PUC-RJ, Setembro 2007.

WAINER, E., **Soldagem, Associação Brasileira de Metais**, 14ª edição ampliada, São Paulo, 1979.

WALLNER, C., **Vida em Fadiga do Aço ARBL com Estrutura Ferrita-Perlita (Q7)**. FEI – Faculdade de engenharia Industrial, 2001.

WANG, N. **Fatigue Property of Low Cost and High Strength Wheel Steel for Commercial Vehicle**. State Key Laboratory Technology and Automation, Northeastern University, Shenyang 1100004, Liaoning, China, Pg 1-2, 2009

YI, H. Strengthening **Mechanism of a New 700 MPa Hot Rolled Strength Steel**. State Key Laboratory Technology and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004, Liaoning, China, Pg 1-2, 2008

ANEXO A

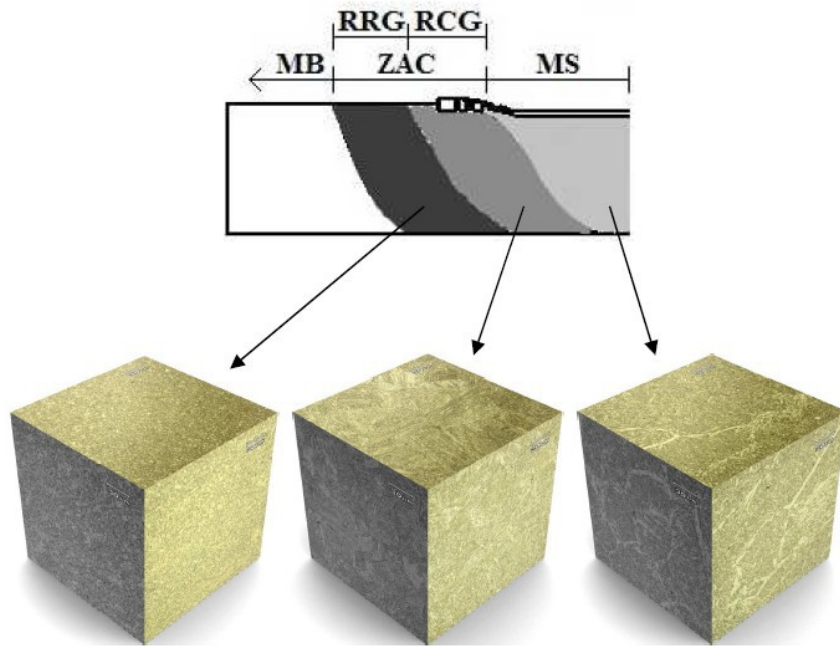


Figura A1: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova C1.

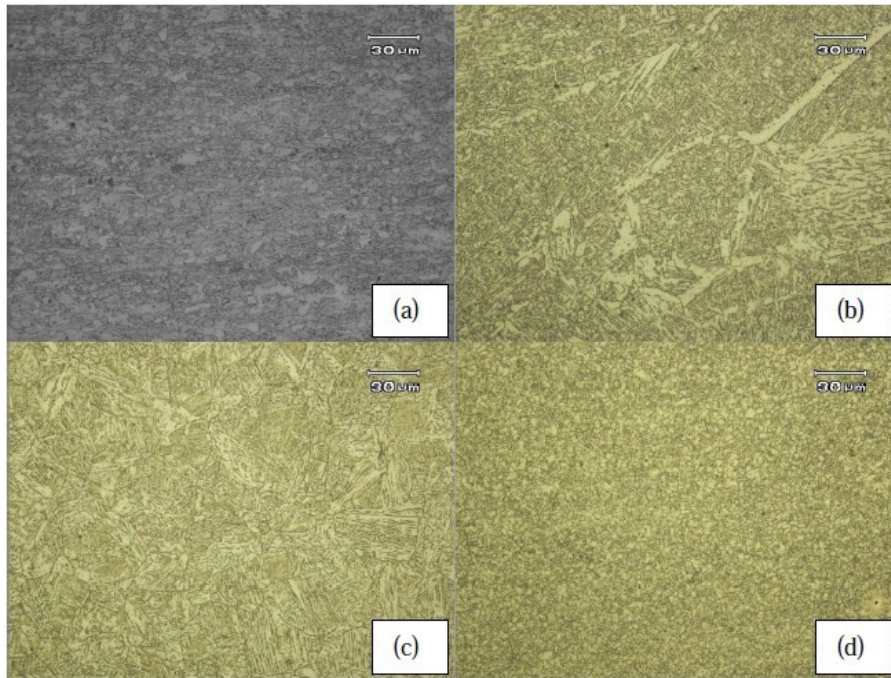


Figura A2: Microestrutura do corpo de prova C1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

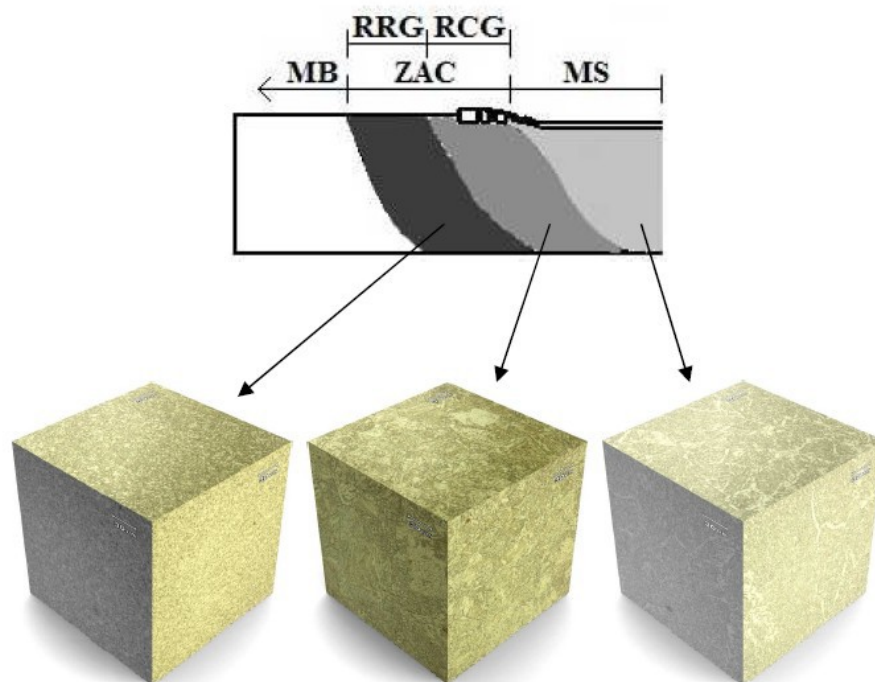


Figura A3: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova C3.

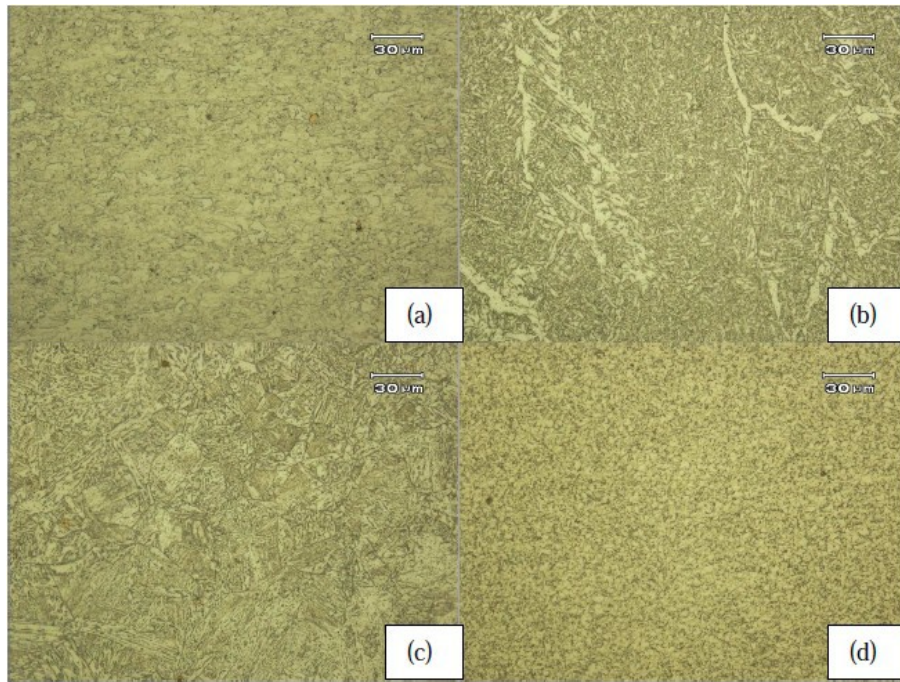


Figura A4: Microestrutura do corpo de prova C3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

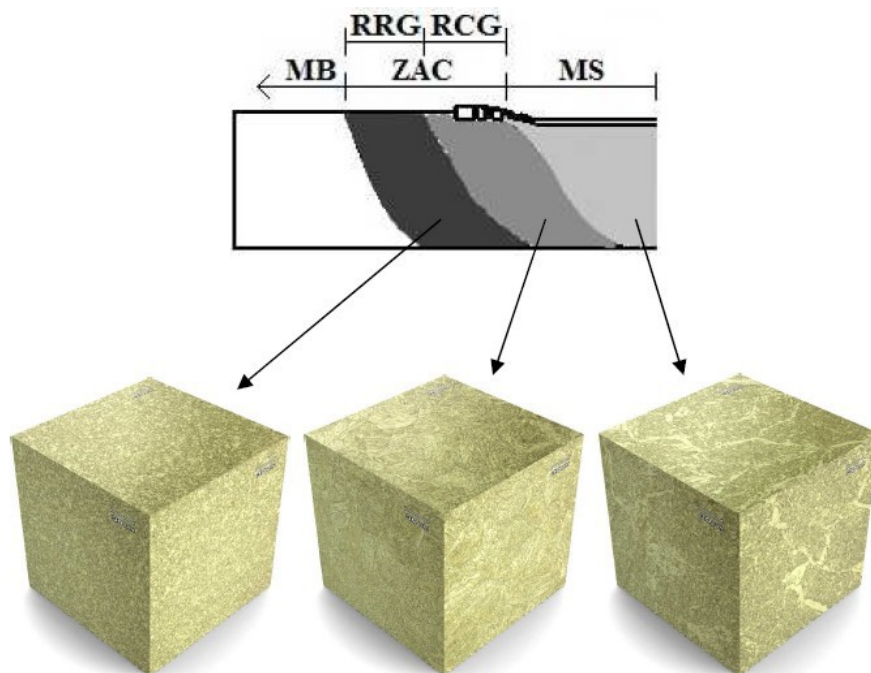


Figura A5: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D1.

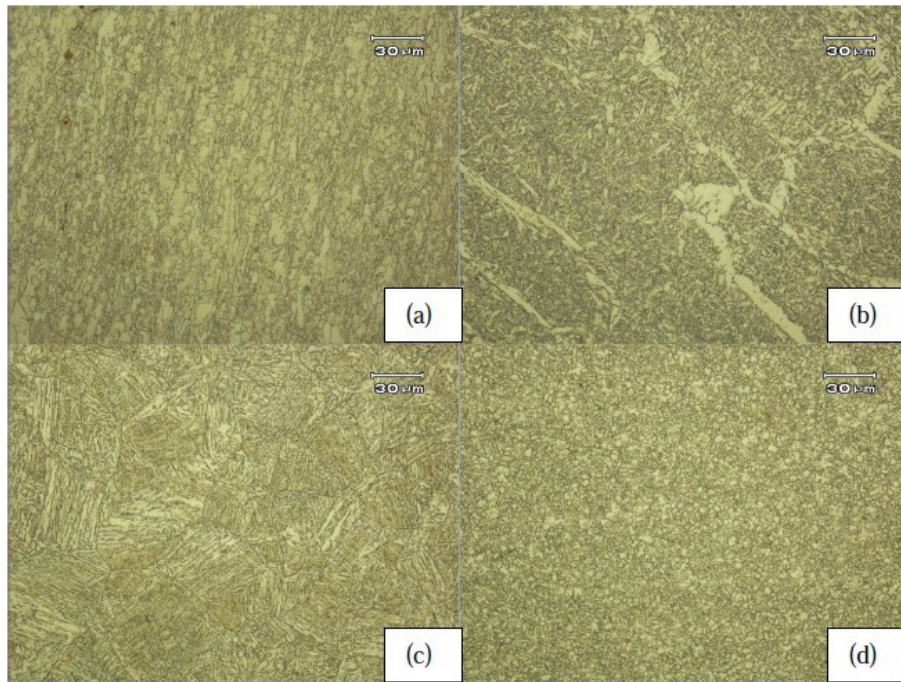


Figura A6: Microestrutura do corpo de prova D1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

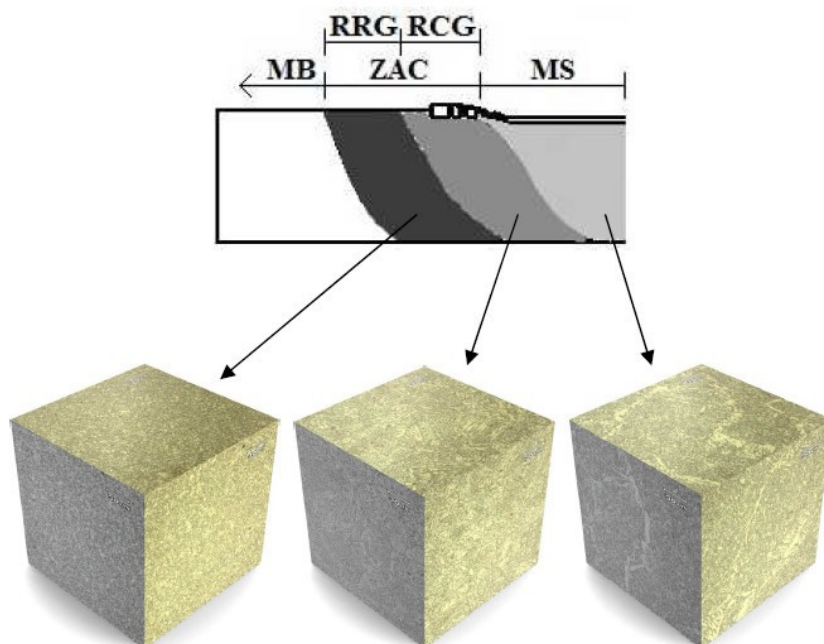


Figura A7: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D2.

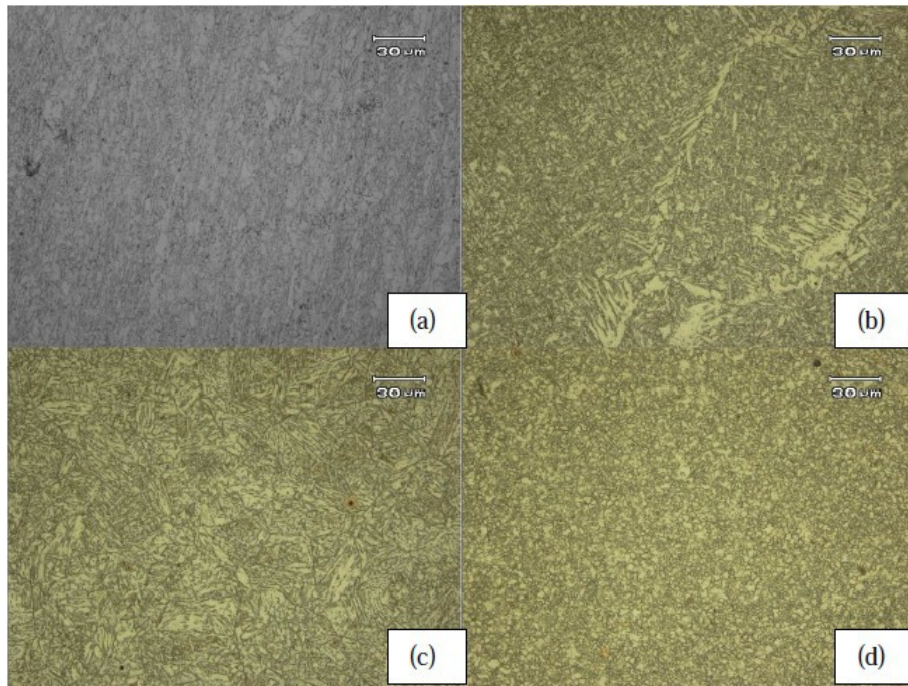


Figura A8: Microestrutura do corpo de prova D2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

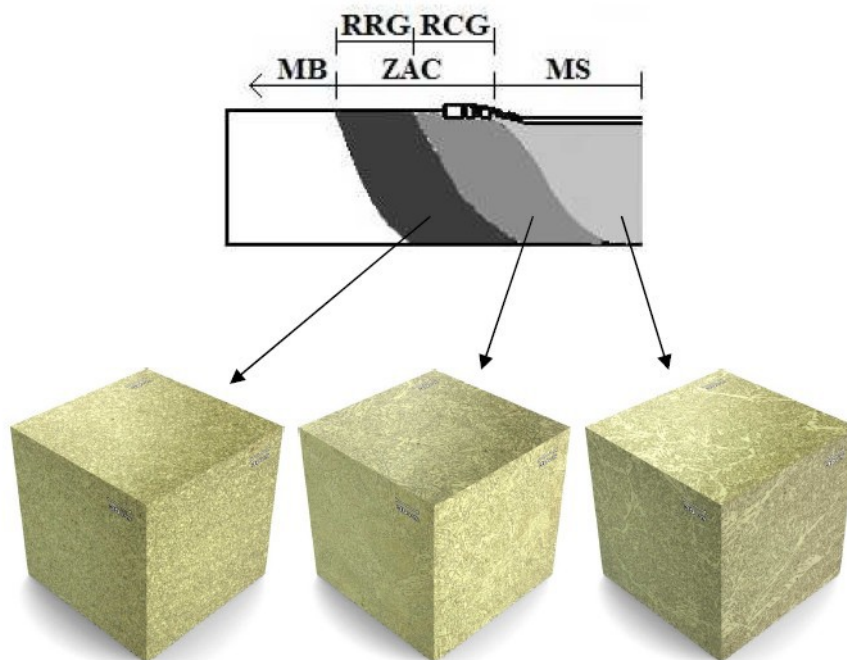


Figura A9: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova D3.

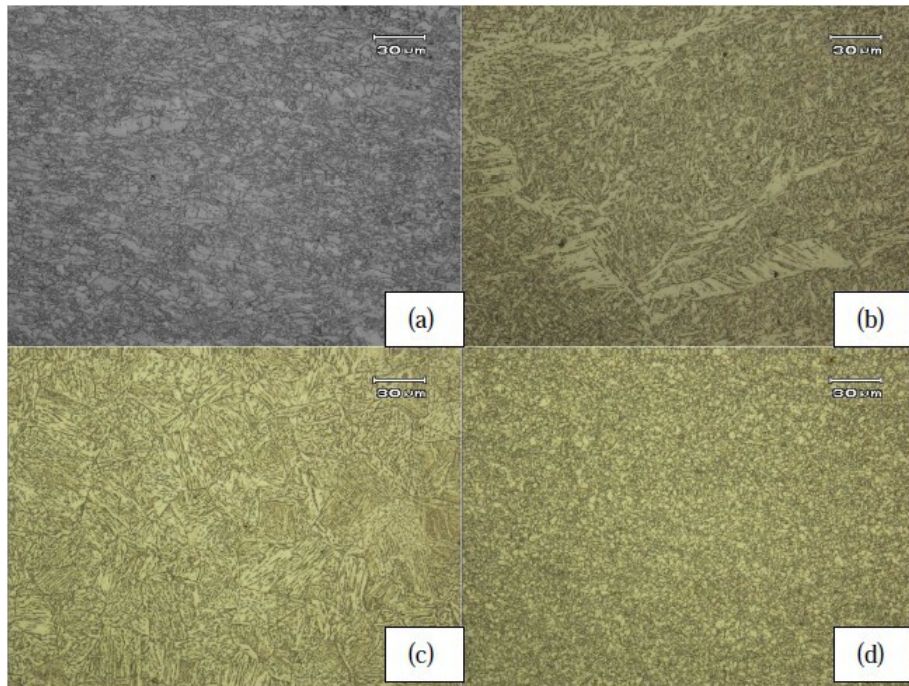


Figura A10: Microestrutura do corpo de prova D3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

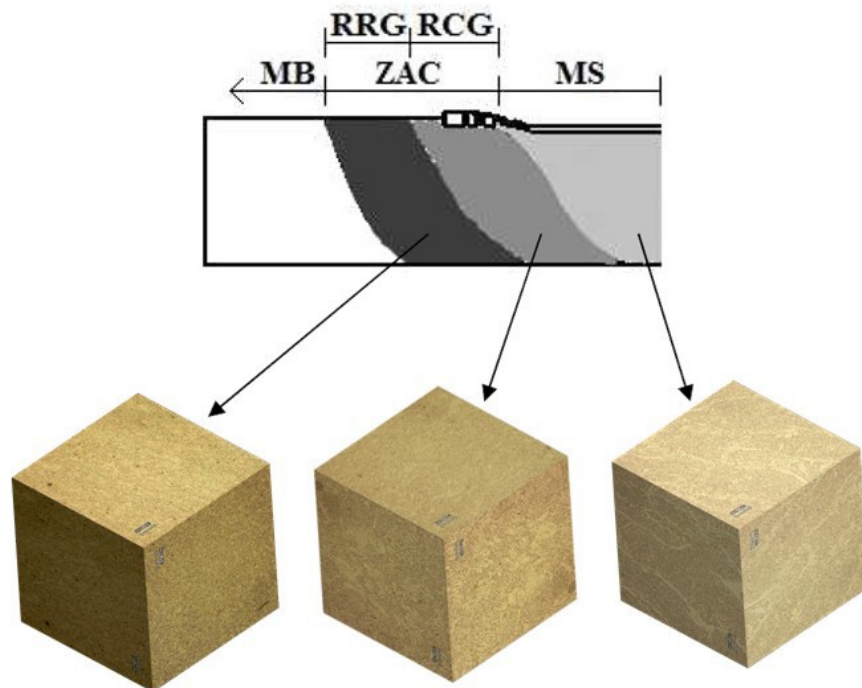


Figura A11: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E1.

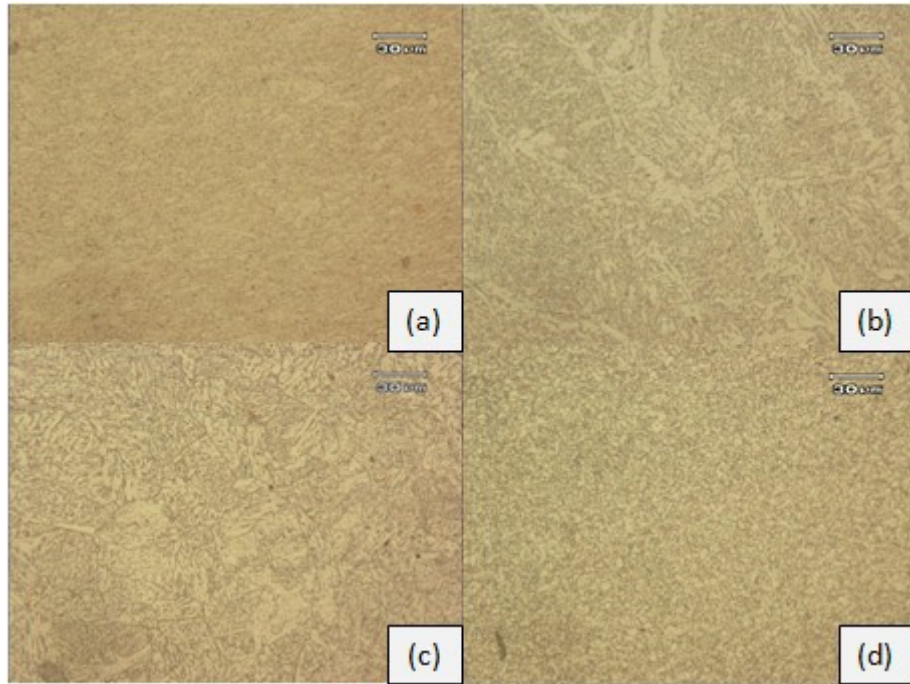


Figura A12: Microestrutura do corpo de prova E1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

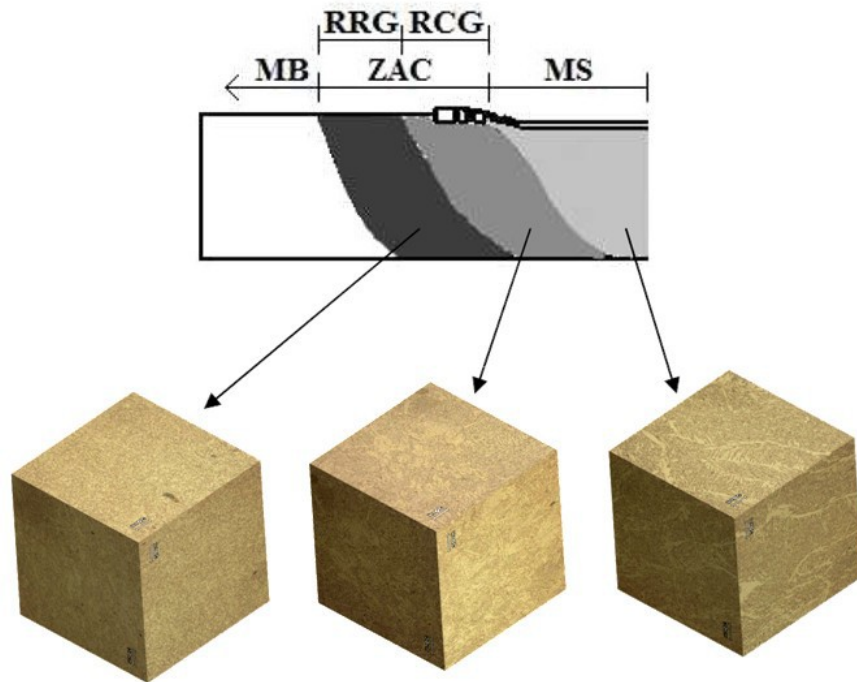


Figura A13: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E2.

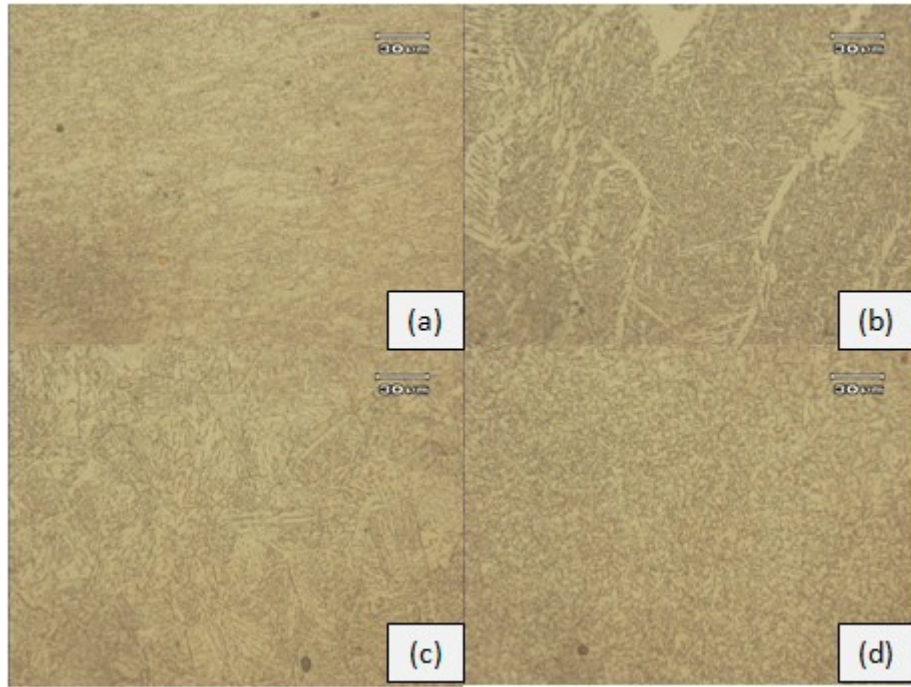


Figura A14: Microestrutura do corpo de prova E2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

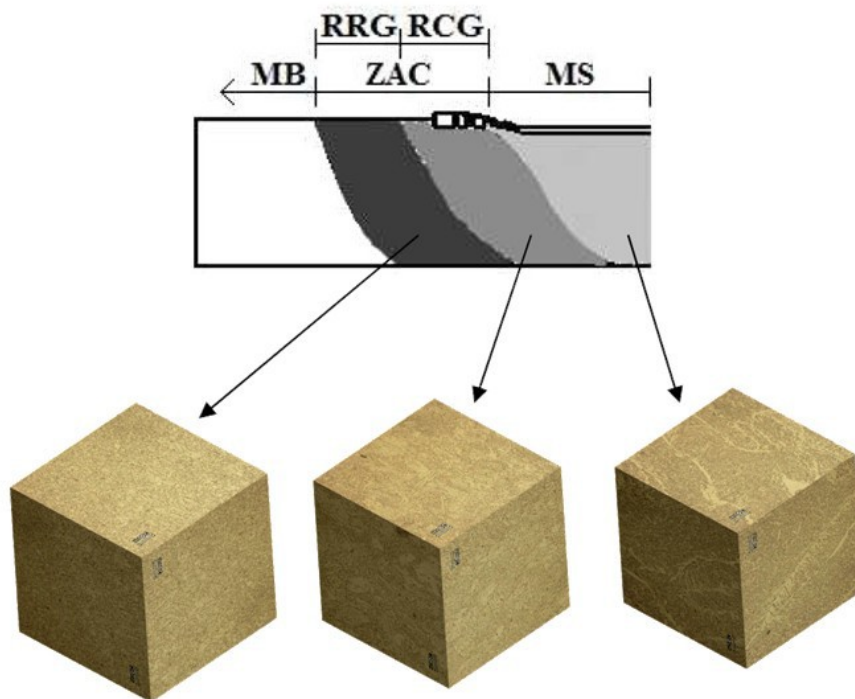


Figura A15: Microestrutura em 3D do MS, RCG e RRF do Corpo de prova E3.

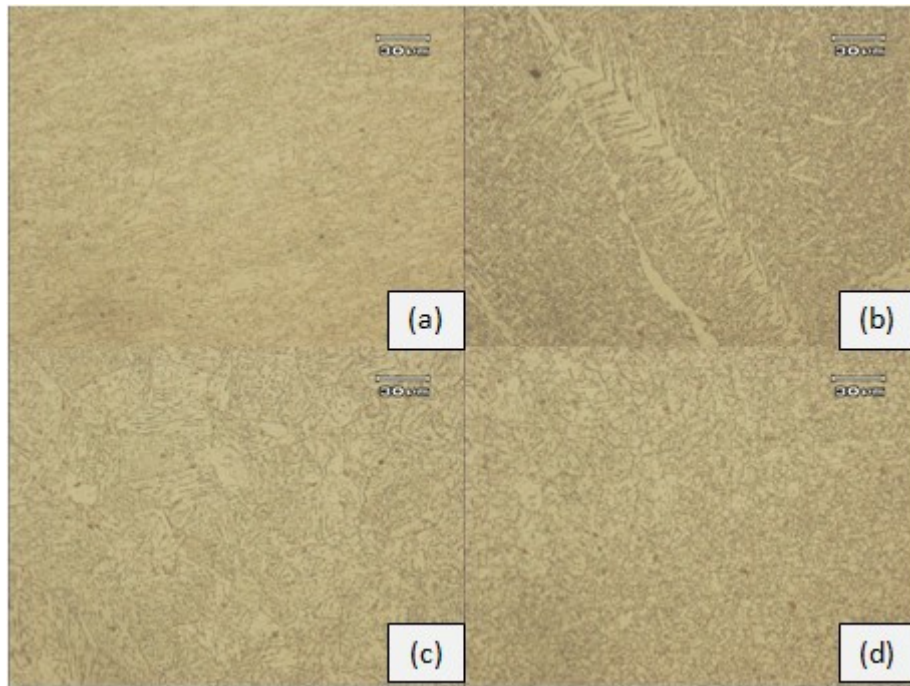


Figura A16: Microestrutura do corpo de prova E3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.