

**UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM PROJETO E PROCESSOS DE**  
**FABRICAÇÃO - MESTRADO PROFISSIONAL**

**Giácomo Gai Soares**

**CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA DISSIMILAR EM SOLDA DE MATERIAIS DO**  
**TIPO ESTRUTURAL E ARBL**

Passo Fundo

2015

**Giácomo Gai Soares**

**CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA DISSIMILAR EM SOLDA DE MATERIAIS DO  
TIPO ESTRUTURAL E ARBL**

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo

2015

Giácomo Gai Soares

**CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA DISSIMILAR EM SOLDA DE MATERIAIS DO  
TIPO ESTRUTURAL E ARBL**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 06 de julho de 2015.

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor Charles Leonardo Israel  
Orientador

Professor Doutor Jocarly Patrocínio de Souza  
Universidade de Passo Fundo - UPF

Professor Doutor Paulo Henrique Sanchez Cardoso  
Universidade Federal do Rio Grande - FURG

Professor Doutor Vagner Alves Guimarães  
Universidade de Passo Fundo - UPF

*Aos meus pais e irmãos, exemplos de honestidade e trabalho.*

*À minha esposa, companheira constante na jornada.*

*Aos meus filhos, pequenos reflexos do amor de Deus.*

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus. Ele que é o alfa e o ômega, o princípio e o fim, merece toda a glória e todo o louvor.

Aos meus pais, que não mediram esforços para que eu alcançasse meus objetivos, servindo de base firme e sólida nos momentos de dificuldade.

À minha esposa, companheira e amiga, que juntamente com meus filhos, me encorajam a buscar desafios cada vez maiores e nunca desistir.

Aos meus familiares e amigos, pela compreensão e apoio, em especial ao meu irmão e amigo Giovane Gai Soares pela disposição e boa vontade em ajudar-me.

Ao meu orientador Charles Leonardo Israel, pela amizade, disponibilidade e sinceridade.

À todos os colaboradores (engenheiros, técnicos, laboratoristas, estagiários, funcionários terceirizados) do Núcleo de Tecnologia Mecânica e do Laboratório de Ensaios Mecânicos da UPF, pela dedicação e disponibilidade.

Ao Programa de Pós-Graduação em Projeto e Processos de Fabricação da UPF, pela excelente formação proporcionada.

## RESUMO

O presente trabalho tem o intuito de avaliar as influências de dois diferentes metais de adição nas características mecânicas e microestruturais de uma junta soldada dissimilar formada pelo aço estrutural de grão fino ASTM A36 e o aço estrutural de ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) S700MC. Os materiais foram unidos através do processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção, conhecido como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). Como metal de adição foram utilizados os arames sólidos de soldagem AWS ER 70S-6, para a confecção da junta soldada 1 (JS1), e AWS ER 80S-D2, para a confecção da junta soldada 2 (JS2). Ambas as juntas foram soldadas com os mesmos parâmetros de soldagem e corrente pulsada na célula robotizada do laboratório de soldagem da UPF. A caracterização microestrutural das juntas foi realizada através de ensaio metalográfico (macrografia e micrografia) e a caracterização mecânica das juntas deu-se através do perfil de microdureza Vickers, ensaio de tração e ensaio de fadiga em uma tensão crítica de trabalho. A análise fractográfica dos corpos de prova fadigados, deu-se através de microscopia eletrônica de varredura. A avaliação dos resultados dos ensaios permitiram destacar na JS1 a inclusão de silício (Si) e manganês (Mn) na zona de ligação (ZL) do metal de adição (MA) com os metais base (MB). Ambas as juntas apresentaram comportamentos semelhantes no ensaio de tração, rompendo-se em tensões próximas à 485 MPa no metal base ASTM A36. No ensaio de microdureza, a JS2 apresentou valores sensivelmente superiores. Nas micrografias, destaca-se a presença da ferrita de Widmanstätten na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) do MB ASTM A36, local onde ocorreu a fratura dos corpos de prova nos ensaios de tração. No que concerne ao ensaio de fadiga, a JS1 apresentou comportamento superior à JS2. Na análise do mecanismo de fratura, em ambas as juntas soldadas predominou a ruptura dúctil caracterizada por coalescimento de microcavidades (*dimples*). Desta maneira, a utilização de diferentes metais de adição influenciou de forma mais significativa no que diz respeito ao comportamento mecânico das juntas, destacando-se a maior vida em fadiga da JS1.

Palavras-chave: Soldagem dissimilar, Metal de adição, ARBL, Caracterização mecânica e microestrutural, Fadiga

## **ABSTRACT**

This study aims to evaluate the effects of two different filler metals in mechanical properties and microstructure of a weld dissimilar formed by fine-grained structural steel ASTM A36 and structural steel HSLA (High Strength Low Alloy) S700MC. The materials were joined by the welding process to electric arc with shielding gas, known as GMAW (Gas Metal Arc Welding). As filler metal were used welding solid wire AWS ER 70S-6, for making the welded joint 1 (JS1), and AWS ER 80S-D2, for making the welded joint 2 (JS2). Both joints were welded with the same parameters of pulsed current in welding and robotic welding cell laboratory at UPF. Microstructural characterization of joints was performed using metallographic test (and macrography micrograph) and mechanical characterization of joints made to slant the Vickers microhardness profile, tensile test and fatigue test on a work critical voltage. The fractographic analysis of fatigued specimens gave up through scanning electron microscopy. The evaluation of the test results allowed out in JS1 including silicon (Si) and manganese (Mn) in the connection zone (ZL) of the filler metal (MA) with base metals (MB). Both together behaved similarly in the tensile test, breaking up in nearby voltages to 485 MPa in base metal ASTM A36. In the hardness test, the JS2 presented significantly higher values. In micrographs, there is the presence of Widmanstätten ferrite in the heat affected zone by heat (HAZ) of MB ASTM A36, where there was a fracture of the specimens in tensile tests. Regarding the fatigue test, the JS1 showed superior behavior to JS2. The fracture mechanism analysis in both welded joints predominant ductile rupture characterized by coalescence of wells (dimples). Thus, the use of different filler metals influenced more significantly as regards the mechanical behavior of the joints, especially the higher fatigue life of JS1.

**Keywords:** dissimilar welding, Adding metal, HSLA, Mechanical and microstructural characterization, Fatigue

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Processo básico de soldagem GMAW (LINNERT, 1995) .....	22
Figura 2.2 – Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal (FISCHER, 2011) .....	24
Figura 2.3 – Macroestrutura típica da solda de um aço. (1) Metal de solda (MS) ou zona fundida (ZF) ; (2) zona termicamente afetada (ZTA); (3) metal base (MB) (RODRIGUES, 2012).....	25
Figura 2.4 – Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que ocorrem em um ponto na zona fundida da solda de um aço ao carbono (FIGUEIREDO, 2005).....	25
Figura 2.5 – Diluição medida na seção transversal de uma solda (FIGUEIREDO, 2005). .....	26
Figura 2.6 – Representação esquemática da Estrutura da ZTA em aços ao carbono (FIGUEIREDO, 2005). .....	29
Figura 2.7 – Representação esquemática da microestrutura da ZTA (FIGUEIREDO, 2005)	30
Figura 2.8 - Caracterização microestrutural do aço estrutural de grão fino ASTM A36 (SILVA JR., 2010).....	33
Figura 2.9 - Caracterização microestrutural da nomenclatura adotada por Gorni, 2009: (a) Ferrita Poligonal; (b) Ferrita Quase Poligonal; (c) Ferrita Acicular. ....	35
Figura 2.10 – Calota esférica de um cristal nucleado heterogeneamente a partir de um líquido sobre uma superfície planar (NELSON e LIPPOLD, 1999). .....	40
Figura 2.11 – Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo (KOU, 2003).....	41
Figura 2.12 – Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão. Metal de base: Al 4,5 Cu como fundido (KOU, 2003).....	41
Figura 2.13 – Representação esquemática da junta soldada estudado por Lima (LIMA, 2010) .....	42
Figura 3.1 – Representação esquemática de junta de topo com chanfro V (SSAB TURNPLAT, 2003).....	45
Figura 3.2 – Dimensões da junta de topo com chanfro V .....	46
Figura 3.3 - Célula robotizada SUMIG Anglecell (Laboratório de soldagem da UPF).....	47
Figura 3.4 – Disposição dos corpos de prova para ensaios das juntas soldadas.....	48
Figura 3.5 – Representação esquemática do perfil de microdureza Vickers.....	50
Figura 4.1 – Macrografia das juntas soldadas (6,5X – Nital 5%) - (a) JS1; (b) JS2 .....	54
Figura 4.2 – Micrografia metal base ASTM A36 (500X – Nital 2%).....	55

Figura 4.3 – Micrografia RRG ZTA ASTM A36 (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2.....	56
Figura 4.4 – Micrografia RGG ZTA ASTM A36 (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2.....	57
Figura 4.5 – Micrografia metal base DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%).....	58
Figura 4.6 – Micrografia RRG ZTA DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2 .....	59
Figura 4.7 – Micrografia RGG ZTA DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2 .....	60
Figura 4.8 – Micrografia ZF (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2 .....	61
Figura 4.9 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers JS1 .....	63
Figura 4.10 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers JS2.....	63
Figura 4.11 – Gráfico tensão x deformação do metal base ASTM A36 .....	64
Figura 4.12 – Gráfico tensão x deformação do metal base DOMEX 700 MC.....	65
Figura 4.13 – (a) Corpos de prova de tração da JS1; (b) Corpos de prova de tração da JS2 ...	66
Figura 4.14 – (a) Curva tensão/deformação média da JS1; (b) Curva tensão/deformação média da JS2.....	67
Figura 4.15 – Média de ciclos suportados pelos corpos de prova da JS1 e JS2 no ensaio de fadiga .....	69
Figura 4.16 – Macrografia da região de fratura das juntas soldadas (6,5X – Nital 5%) .....	71
Figura 4.17 – Macrografia da região de início da trinca de fadiga da JS1 (ampliação 6X) – (a) CP1; (b) CP3.....	72
Figura 4.18 – EDS das inclusões da JS1 .....	72
Figura 4.19 – Mecanismo da fratura JS1 (MEV - 2000X) – (a) CP1; (b) CP3 .....	73
Figura 4.20 – Macrografias da região de fratura da JS2 - (a) CP2; (b) CP3 .....	74
Figura 4.21 – Mecanismo da fratura JS2 (MEV - 2000X) – (a) CP2; (b) CP3 .....	75

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Temperatura de pré-aquecimento recomendada para soldagem (ESAB, 2013)..	31
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas do aço estrutural ASTM A36 (CSN Siderúrgica, 2013) .....	33
Tabela 2.3 – Composição química do aço A-36 (CSN Siderúrgica, 2013).....	33
Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas do aço DOMEX 700 MC (SSAB TURNPLAT, 2003)	36
Tabela 2.5 – Composição química do aço DOMEX 700 MC (SSAB TURNPLAT, 2003).....	36
Tabela 2.6 – Aplicações do arame sólido AWS ER 70S-6 (ESAB, 2013).....	39
Tabela 2.7 – Aplicações do arame sólido AWS ER 80S-D2 (ESAB, 2013).....	39
Tabela 3.1– Composição química dos arames sólidos para soldagem AWS ER70S-6 e AWS ER80S-D2 (ESAB, 2013).....	44
Tabela 3.2 – Características mecânicas típicas dos arames sólidos para soldagem AWS ER70S-6 e AWS ER80S-D2 (ESAB, 2013) .....	45
Tabela 3.3 – Parâmetros geométricos para juntas de topo com chanfro V (SSAB TURNPLAT, 2003).....	46
Tabela 3.4 – Parâmetros utilizados na soldagem das juntas dissimilares JS1 e JS2 .....	47
Tabela 4.1 – Resumo da análise química do metal base ASTM A36 .....	52
Tabela 4.2 – Resumo da análise química do metal base DOMEX 700 MC.....	52
Tabela 4.3 –Resumo das microdurezas Vickers da JS1 .....	62
Tabela 4.4 –Resumo das microdurezas Vickers da JS2 .....	62
Tabela 4.5 –Resumo dos ensaios de tração dos metais base .....	65
Tabela 4.6 – Limites médios de escoamento e resistência das juntas soldadas.....	68
Tabela 4.7 – Resumo do ensaio de fadiga da JS1 e JS2 .....	68
Tabela 4.8 – Teste t uni-caudal presumindo variâncias equivalentes.....	70

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de Face Centrada
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
EDS	<i>Energy Dispersive x-ray Spectrometer</i>
FA	Ferrita Acicular
FCG	Ferrita de Contorno de Grão
FW	Ferrita de Segunda Fase Alinhada ou Ferrita de Widmanstätten
GMAW	<i>Gas-Metal Arc Welding</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
JS1	Junta Soldada 1
JS2	Junta Soldada 2
MA	Metal de Adição
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal Base
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MS	Metal de Solda
P	Perlita
RGG	Região de Grão Grosseiro
RRG	Região de Refino de Grão
SMAW	Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido
TMCP	<i>Thermo-Mechanical Controlled Process</i>
UPF	Universidade de Passo Fundo
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

Ar	Argônio
Al	Alumínio
B	Boro
C	Carbono
Cd	Cádmio
Cr	Cromo
Cu	Cobre
D	Diluição (%)
Fe	Ferro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
Ti	Titânio
TiN	Nítreto de Titânio
V	Vanádio
Zn	Zinco

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	17
1.1	Problematização .....	17
1.2	Objetivos .....	18
1.2.1	Objetivo geral .....	18
1.2.2	Objetivos específicos.....	19
1.3	Justificativa.....	19
1.4	Estrutura da dissertação.....	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	21
2.1	Soldagem ao arco elétrico com gás de proteção.....	21
2.1.1	Transferência pulsada.....	23
2.2	Metalurgia da soldagem .....	24
2.2.1	Zona fundida (ZF) .....	25
2.2.2	Zona termicamente afetada (ZTA).....	28
2.2.3	Controle de dureza na ZTA .....	30
2.3	Aços estruturais .....	32
2.3.1	Aço estrutural de grão fino ASTM A36.....	32
2.3.2	Aço estrutural de ARBL S700MC (DOMEX 700 MC).....	34
2.4	Metais de adição .....	36
2.4.1	Arame sólido AWS ER 70S-6.....	38
2.4.2	Arame sólido AWS ER 80S-D2.....	39
2.5	Soldagem de materiais dissimilares .....	39
2.5.1	Solidificação do metal de solda.....	39
2.5.2	Crescimento não-epitaxial na linha de fusão.....	42
2.5.3	Estudos relacionados .....	42
3	MATERIAIS E MÉTODOS .....	44
3.1	Materiais utilizados .....	44
3.1.1	Metais base.....	44
3.1.2	Consumíveis de soldagem.....	44
3.2	Procedimentos experimentais.....	45
3.2.1	Preparação das juntas soldadas .....	45
3.2.2	Procedimento de soldagem.....	46
3.2.3	Confecção dos corpos de prova.....	47
3.2.4	Análise química.....	49

3.2.5	Macrografia .....	49
3.2.6	Micrografia .....	49
3.2.7	Perfil de dureza.....	49
3.2.8	Ensaio de tração .....	50
3.2.9	Ensaio de fadiga .....	50
3.2.10	Análise fractográfica .....	51
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	52
4.1	Análise química .....	52
4.1.1	Metal Base ASTM A36.....	52
4.1.2	Metal Base DOMEX 700 MC .....	52
4.2	Macrografia .....	53
4.3	Micrografia.....	54
4.3.1	Metal Base ASTM A36.....	54
4.3.2	Zona Termicamente Afetada no ASTM A36.....	55
4.3.3	Metal Base DOMEX 700 MC.....	57
4.3.4	Zona Termicamente Afetada no DOMEX 700 MC.....	58
4.3.5	Zona Fundida.....	60
4.4	Perfil de dureza.....	62
4.5	Ensaio de tração.....	64
4.5.1	Metais Base .....	64
4.5.2	Juntas soldadas .....	65
4.6	Ensaio de fadiga .....	68
4.7	Análise fractográfica .....	70
4.7.1	Junta soldada 1 .....	71
4.7.2	Junta soldada 2 .....	73
5	CONCLUSÕES .....	76
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	78
	ANEXO 1 – Análise química do aço ASTM A36 .....	82
	ANEXO 2 – Análise química do aço DOMEX 700 MC.....	83
	ANEXO 3 – Resultado detalhado do ensaio de microdureza vickers da JS1.....	84
	ANEXO 4 – Resultado detalhado do ensaio de microdureza vickers da JS2.....	85

## 1 INTRODUÇÃO

Com o constante aumento da população mundial, os governos de diversos países vêm incentivado projetos de veículos de transporte coletivos de passageiros, que visem menores índices de utilização de combustíveis fósseis e emissão de gás carbônico (CO<sub>2</sub>). Embora se busque fontes alternativas de energia para os automóveis em geral, tais como energia solar, carros elétricos, células combustíveis e combustíveis baseados em hidrogênio, uma solução para o problema da emissão de CO<sub>2</sub> ainda não foi encontrada. Em contrapartida, no Brasil, os principais fabricantes de veículos pesados de transporte, ou implementos rodoviários, buscam alternativas para diminuir o peso estrutural de seus veículos, e conseqüentemente, o consumo de combustível fóssil e o potencial poluidor dos mesmos.

Na indústria de fabricação de ônibus a principal matéria-prima é o aço. Visando a diminuição de peso, as fábricas trabalham no desenvolvimento de projetos de peças estruturais com novos aços, que permitam a aplicação de materiais de menor espessura (chapas mais finas), sem comprometer a resistência da estrutura.

Essa necessidade da indústria levou as siderúrgicas ao desenvolvimento de novos aços, com alta resistência, elevada soldabilidade e consideráveis níveis de ductilidade e tenacidade. Para isso, o teor de carbono foi progressivamente reduzido e a elevação da resistência e a tenacidade têm sido conseguida pela adição de elementos de liga tais como o titânio (Ti), molibdênio (Mo), cromo (Cr), nióbio (Nb), alumínio (Al) e vanádio (V). Neste contexto, surgiram os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) (PERINI, 2008).

O uso de aços de ARBL possibilita a redução do peso dos veículos acarretando um aumento da eficiência dos motores de combustão interna, gerando economia de combustível, além de atender à necessidade de maior segurança dos passageiros. A Volvo® é pioneira na utilização destes aços de alta resistência, a qual em 1995 já os emprega em barras de segurança e barras de fixação das poltronas, visando também oferecer maior segurança aos ocupantes dos seus veículos (MAGNABOSCO, 2001).

### 1.1 Problematização

De acordo com o Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA, 2015), dentre os aços estruturais existentes atualmente, o mais utilizado e conhecido é o aço estrutural de grão fino ASTM A36. Na indústria metalmeccânica da região de Passo Fundo esta realidade não é

diferente, porém, com o advento dos aços de ARBL, em muitas aplicações estruturais o ASTM A36 vem sendo substituído pelo S700MC.

Apesar de o aço S700MC apresentar boa soldabilidade, em algumas situações onde o aço estrutural de grão fino foi substituído pelo ARBL, as indústrias da região do Planalto Médio (região onde está inserida a cidade de Passo Fundo) enfrentaram dificuldades em garantir as propriedades mecânicas das juntas soldadas.

A mudança para aços de alta resistência, implica também em uma mudança na especificação de procedimentos de soldagem sendo a ZTA a que exige uma maior atenção. Normalmente não é possível restaurar as propriedades mecânicas dos aços produzidos por laminação controlada, portanto não é surpreendente que quando soldado possa ocorrer amolecimento na ZTA dependendo do processamento e/ou composição química do aço (ANDIA, 2014).

Dessa forma, visando garantir as características mecânicas desejadas para as juntas soldadas, uma empresa do ramo metalmeccânico da região do Planalto Médio, optou pela soldagem dissimilar dos aços A36 e S700MC para fabricação de determinado elemento estrutural. Durante a análise da viabilidade da proposta, os engenheiros da referida empresa depararam-se com o seguinte problema: Qual o metal de adição indicado para a soldagem dissimilar dos aços A36 e S700MC através do processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção? AWS ER 70S-6 ou AWS ER 80S-D2? (Tais metais de adição são utilizados pela empresa para a soldagem dos aços A36 e S700MC individualmente.)

## 1.2 Objetivos

### 1.2.1 Objetivo geral

- Verificar se os metais de adição utilizados (AWS ER 70S-6 e AWS ER 80S-D2), influenciam significativamente as características mecânicas e microestruturais de juntas dissimilares formadas pelos aços estruturais ASTM A36 e S700MC.

### 1.2.2 Objetivos específicos

- Comparar a geometria das juntas soldadas em relação à penetração e presença de descontinuidades;
- Verificar a integridade das juntas soldadas;
- Examinar qual metal de adição (MA) proporciona às juntas maior dureza, resistência mecânica e resistência ao escoamento;
- Avaliar a influência dos diferentes metais de adição em relação a microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA);
- Confrontar os resultados de vida em fadiga das juntas soldadas;
- Comparar o mecanismo de fratura em fadiga presente nas juntas soldadas.

### 1.3 Justificativa

O processo de soldagem altera significativamente a resistência dos metais, principalmente quando a junta soldada é formada por materiais dissimilares. A soldagem dissimilar é caracterizada por diferentes gradientes de temperatura e mudanças microestruturais, as quais produzem grandes variações em suas propriedades químicas, físicas e mecânicas. Ao estudar a soldagem de juntas dissimilares, deparamo-nos com dificuldades já conhecidas na soldagem de metais similares individualmente, e problemas particulares que surgem ao combinarmos ligas de diferentes composições (BAULY, 2000).

Levando em consideração as particularidades da soldagem dissimilar, a investigação seguiu os requisitos de projeto estipulados pela indústria que solicitou a pesquisa. Tais requisitos foram determinados em função do emprego do elemento estrutural onde será aplicada a solda dissimilar em questão. Além dos metais base (ASTM A36 e S700MC), metais de adição (AWS ER 70-S6 e AWS ER 80-SD2), processo de soldagem (GMAW) e gás de proteção (Argônio com mistura de 15% de Dióxido de Carbono) a serem utilizados, a empresa também sugeriu a tensão média para o ensaio de fadiga das juntas soldadas (315 MPa) e o número de ciclos ( $10^6$ ) a ser considerado como vida infinita de fadiga.

#### **1.4 Estrutura da dissertação**

Para melhor compreensão deste trabalho, na seção seguinte (capítulo 2) é apresentada uma revisão de literatura resumida sobre o processo de soldagem empregado, a metalurgia da soldagem, os materiais a serem soldados, os metais de adição utilizados e a soldagem de materiais dissimilares.

Dando seqüência, o capítulo 3 explana sobre os materiais e equipamentos utilizados para a realização do estudo, bem como, a metodologia aplicada para o desenvolvimento da pesquisa.

No capítulo 4 é apresentada a discussão dos resultados alcançados em cada um dos ensaios realizados e finalizando esta dissertação, o capítulo 5 traz as conclusões obtidas com o estudo realizado.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O presente capítulo trás uma breve revisão bibliográfica sobre os principais assuntos relacionados ao estudo realizado. Para uma melhor compreensão do leitor, inicialmente são apresentados os conhecimentos fundamentais sobre o processo de soldagem utilizado: A soldagem ao arco elétrico com gás de proteção. Na sequência são tratados os principais tópicos sobre metalurgia da soldagem. Dando continuidade, aborda-se os materiais soldados e os metais de adição utilizados neste trabalho. Finalizando, apresenta-se uma concisa discussão relacionada a soldagem de materiais dissimilares.

### 2.1 Soldagem ao arco elétrico com gás de proteção

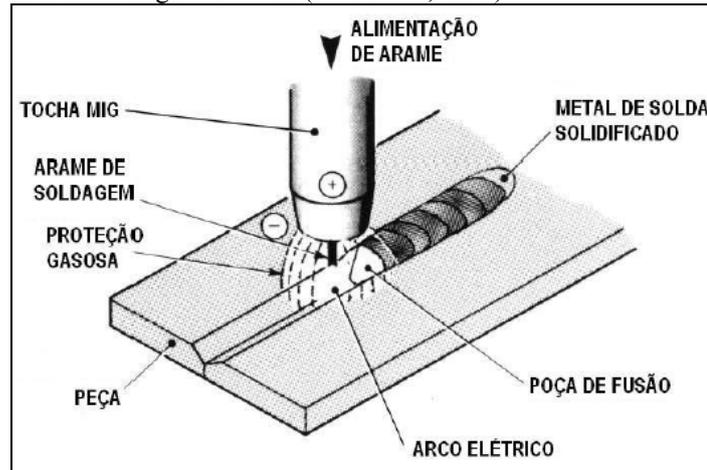
A soldagem de juntas metálicas é baseada na ação de forças atômicas e/ ou moleculares, podendo ser aplicadas a uma grande gama de produtos com rapidez e segurança, mas principalmente com economia de material (RODRIGUES, 2012).

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, com o desenvolvimento da engenharia e dos processos de fabricação, cada vez mais a utilização de juntas soldadas requer 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 (RODRIGUES, 2012). Mesmo assim, o processo de soldagem é dominante em diversas indústrias de fabricação, como indústria de fabricação de implementos rodoviários, pois possuem a vantagem de poderem ser realizadas com robôs ou outros equipamentos automatizados (MOREIRA, 2008).

No processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), mostrado na figura 2.1, também conhecido como 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 peça de fusão.

Figura 2.1 – Processo básico de soldagem GMAW (LINNERT, 1995)



O calor gerado pelo arco é usado para fundir as peças a serem unidas e o arame eletrodo, que é transferido para a junta e constitui o metal de adição (MONDENESI, 2009).

A soldagem MIG/MAG pode ser usada em materiais numa ampla faixa de espessura tanto e metais ferrosos como não ferrosos. O diâmetro dos eletrodos usados varia normalmente entre 0,8 e 2,4 mm. O processo MAG é utilizado apenas para soldagem de materiais ferrosos, tendo como gás de proteção o Dióxido de Carbono (CO<sub>2</sub>), ou misturas ricas neste gás, enquanto a soldagem MIG pode ser usada tanto na soldagem de ferrosos quanto de não ferrosos, como alumínio, cobre, magnésio, níquel e suas ligas (MONDENESI, 2009).

De um modo geral, pode-se dizer que as principais vantagens da soldagem MIG/MAG quando comparada à soldagem com eletrodos revestidos são: alta taxa de deposição e alto fator de ocupação do soldador, grande versatilidade quanto ao tipo de material e espessuras aplicáveis, não existência de fluxos de soldagem e, conseqüentemente, ausência de operações de remoção de escória e limpeza e exigência de menor habilidade do soldador (MONDENESI, 2009).

Na soldagem com eletrodos consumíveis, o metal fundido na ponta do eletrodo tem que se transferir para a poça de fusão. O modo de ocorrência desta transferência é muito importante na soldagem MIG/MAG, pois afeta muitas características do processo, como, por exemplo: a estabilidade do arco, a quantidade de gases (principalmente hidrogênio, nitrogênio e oxigênio) absorvidos pelo metal fundido, a aplicabilidade do processo em determinadas posições de soldagem e o nível de respingos gerados. De uma forma simplificada, pode-se considerar que existem quatro formas básicas de transferência de metal de adição do eletrodo para a peça: transferência por curto-circuito, transferência globular, transferência por "spray" ou aerosol e transferência controlada (MONDENESI, 2009).

A transferência controlada é obtida em fontes eletrônicas pela introdução de perturbações controladas na corrente de soldagem e/ou na alimentação de arame (MONDENESI, 2009). A transferência controlada mais utilizada é a pulsada, e pelo fato de ser objeto de estudo deste trabalho será apresentada na seção seguinte.

### 2.1.1 Transferência pulsada

A idéia inicial da tecnologia de arco pulsado, é mudar a corrente (energia) com uma certa frequência entre dois níveis durante o processo. Um nível de alta energia na faixa de corrente para transferência do metal por spray e um nível de baixa energia como transferência por curto-circuito, no intuito de controlar a energia durante o processo e provocar uma transferência controlada sem respingos. O objetivo é transferir, com cada pulso da corrente, uma gota de metal fundido do eletrodo para a poça de fusão (FISCHER, 2011).

As vantagens principais do processo são (FISCHER, 2011):

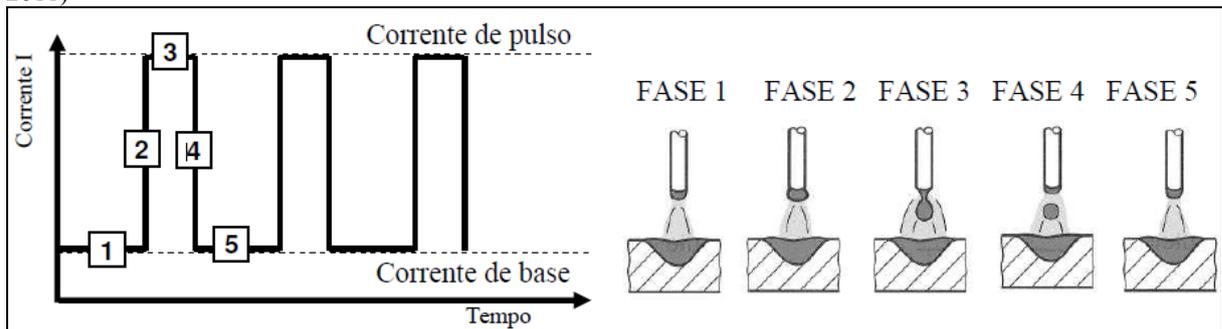
- aplicável a uma larga faixa de potência de soldagem, para chapas finas e grossas;
- soldagem e brasagem de vários materiais como, por exemplo, aço comum, aço inoxidável e alumínio;
- transferência do metal sem curto-circuito e sem formação de respingos;
- alta qualidade das propriedades mecânicas e das características visuais da solda;
- possibilidade de reduzir a energia dentro do processo em comparação com arco spray;
- aumento da velocidade de soldagem em comparação com transferência por curto-circuito e globular;
- aplicação de arames com maior diâmetro na soldagem de chapas finas.

No início da aplicação do processo arco pulsado, o grande número de parâmetros ajustáveis e a interação entre os mesmos, complicou a aplicação prática. Apenas com a introdução da tecnologia de regulação sinérgica de fontes de soldagem viabilizou-se para a tecnologia arco pulsado a possibilidade da aplicação prática (FISCHER, 2011).

Na Figura 2.2 visualiza-se a forma teórica de uma onda por corrente pulsada (FISCHER, 2011):

- fase 1 - a corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto e pré-aquecer o material base e o eletrodo;
- fase 2 - subida da corrente para o nível de corrente de pulso;
- fase 3 - estrangulamento do material fundido na ponta de eletrodo;
- fase 4 - descida da corrente e separação da gota do eletrodo;
- fase 5 - gota é transferida para a poça de fusão.

Figura 2.2 – Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal (FISCHER, 2011)

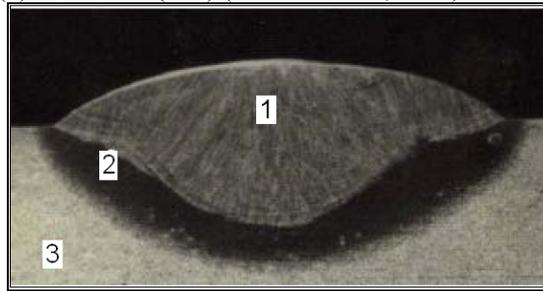


## 2.2 Metalurgia da soldagem

De maneira geral, a metalurgia da soldagem difere da metalurgia convencional em certos pontos, mas é baseada nos mesmos fundamentos. Por exemplo, elementos de liga têm uma forte influência nas propriedades das juntas soldadas, de maneira análoga a seu efeito nas propriedades mecânicas dos aços (PERINI, 2008). Diferentes elementos podem, entretanto, afetar de forma diferente detalhes da reação de decomposição da austenita (PERINI, 2008).

Além da composição química, outros fatores afetam as propriedades da junta soldada, como o aporte de calor e o ciclo térmico (PERINI, 2008). A maioria dos processos de soldagem tem como principal fonte de energia o calor. Esta fonte de calor tem influência direta nas transformações metalúrgicas e nos fenômenos mecânicos que ocorrem na zona da solda (RODRIGUES, 2012). A figura 2.3 apresenta a macroestrutura típica da solda de um aço.

Figura 2.3 – Macroestrutura típica da solda de um aço. (1) Metal de solda (MS) ou zona fundida (ZF) ; (2) zona termicamente afetada (ZTA); (3) metal base (MB) (RODRIGUES, 2012).



Alguns autores ainda consideram a presença de uma quarta região, compreendida entre o cordão de solda e a ZTA, denominada zona de ligação (ZL) 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 (RODRIGUES, 2012). A figura 2.4 mostra esquematicamente estas alterações na soldagem de um aço doce, para um ponto situado na zona fundida.

Figura 2.4 – Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que ocorrem em um ponto na zona fundida da solda de um aço ao carbono (FIGUEIREDO, 2005).



### 2.2.1 Zona fundida (ZF)

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 (RODRIGUES, 2012). 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 como: Zn, Cd, Cr e Al (FIGUEIREDO, 2005).

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 2.1 (FIGUEIREDO, 2005).

$$D = \frac{MB}{MA + MB} \times 100\% \quad (2.1)$$

Onde:

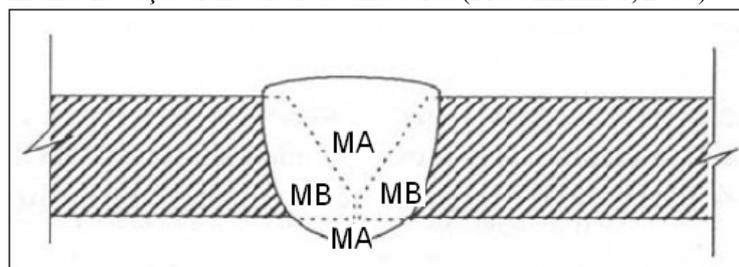
$D$  = Diluição

$MB$  = Metal Base

$MA$  = Metal de Adição

A diluição pode ser medida em macrografias da seção transversal de soldas, como mostra a figura 2.5. Seu valor pode variar entre 100% em soldas sem metal de adição ( $MA$ ) e 0% no caso da brasagem (RODRIGUES, 2012).

Figura 2.5 – Diluição medida na seção transversal de uma solda (FIGUEIREDO, 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 (RODRIGUES, 2012).

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, 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 depende (RODRIGUES, 2012):

- do processo e do procedimento de soldagem;
- da composição do meio de proteção da poça de fusão;
- do arco (gases e escórias);
- das composições do metal base e de adição;
- da presença de elementos desoxidantes.

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 (RODRIGUES, 2012).

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).

No que concerne a microestrutura da ZF, 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 austenita, 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) (FIGUEIREDO, 2005).

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 pelos seguintes fatores (PERINI, 2008):

- estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregação e estado de deformações);
- condições de aquecimento e resfriamento;
- efeitos 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) diferentes precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões. 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 habituados (PERINI, 2008).

### 2.2.2 Zona termicamente afetada (ZTA)

As características da ZTA dependem fundamentalmente do tipo de MB 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 ZTA será mais complexa. No caso dos aços carbono e aços baixa-liga, esta apresentará diversas regiões características como mostra a figura 2.6 (FIGUEIREDO, 2005).

Ao contrário do que ocorre com a ZF, 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 (RODRIGUES, 2012).

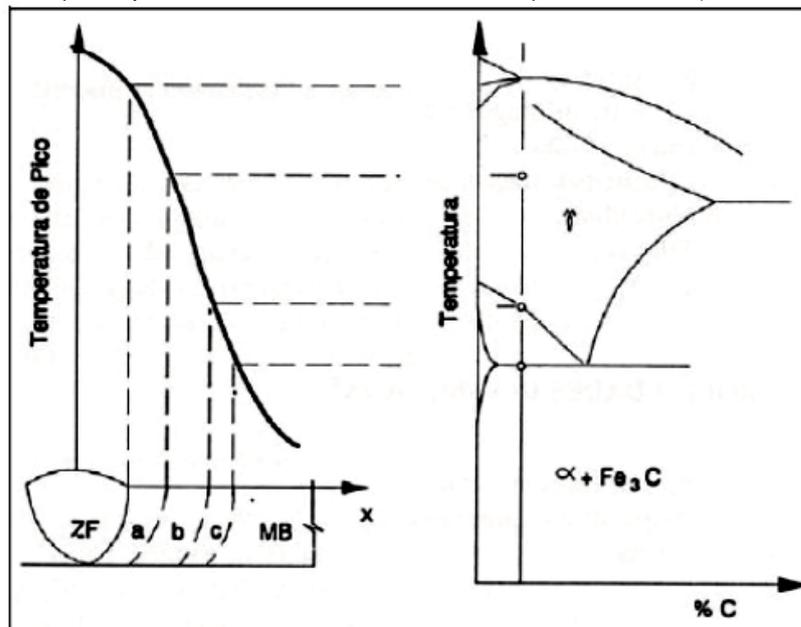
A região de grão grosseiro (RGG), região "a" na Figura 2.6, corresponde a região do metal base, mais próxima do metal de solda, que foi submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão. Nesta situação, a estrutura austenítica sofre um grande crescimento de grão. Este crescimento dependerá do 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 ZTA de um aço, podendo ter menor tenacidade e até apresentar problemas de fissuração (FIGUEIREDO, 2005).

A região b da figura 2.6 é a região de refino de grão (RRG). 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 2.6 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 (FIGUEIREDO, 2005).

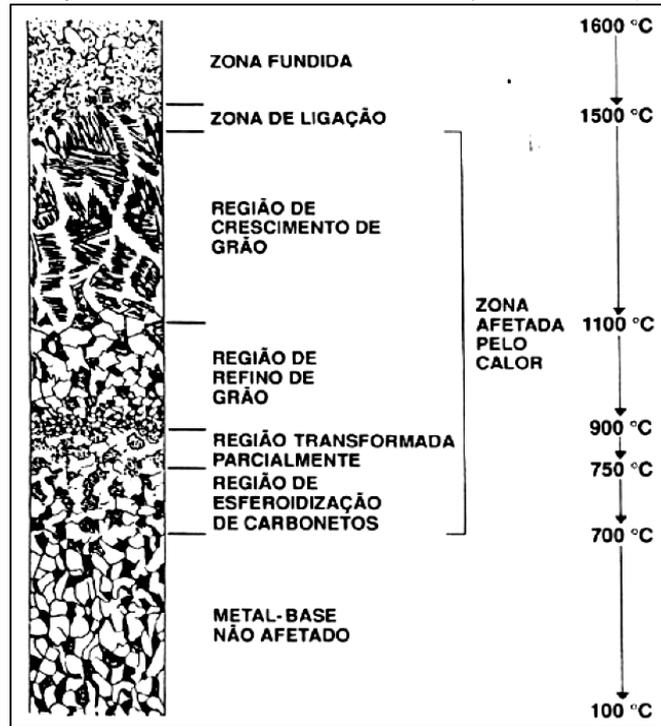
Regiões mais afastadas do cordão de solda, cujas temperaturas de pico foram inferiores a 727°C, apresentam mudanças microestruturais cada vez menos perceptíveis (RODRIGUES, 2012).

Figura 2.6 – Representação esquemática da Estrutura da ZTA em aços ao carbono (FIGUEIREDO, 2005).



A Figura 2.7 mostra, esquematicamente, a microestrutura da zona afetada pelo calor, com suas respectivas faixas de temperatura (FIGUEIREDO, 2005).

Figura 2.7 – Representação esquemática da microestrutura da ZTA (FIGUEIREDO, 2005)



### 2.2.3 Controle de dureza na ZTA

Controlar os níveis de dureza minimiza a possibilidade de ocorrer trincas a frio na ZTA. O controle deve ser feito por meio da taxa de resfriamento e depende da temperabilidade do material de base.

A taxa de resfriamento está relacionada às condições de soldagem, geometria da peça e tipo de junta. O nível de dureza está relacionado também com a espessura do metal de base, processo de soldagem e controle do processo (CANTARIN 2011).

Outro fator de relevante importância que afeta o nível de dureza é o carbono equivalente (CE), que está diretamente ligado ao teor de carbono e aos teores dos elementos de liga (KEJELIN et al., 2005).

A norma API 5L (2007) sugere duas equações diferentes para o cálculo do carbono equivalente. Para aços com percentual de carbono, em peso, maior a 0,12%, recomenda-se a utilização da equação 2.2.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.2)$$

Com base na composição química apresentada na tabela 2.2 e na equação 2.2, para o aço ASTM A36, tem-se:

$$CE_{A36} = 0,250\%$$

Para aços com percentual de carbono, em peso, menor ou igual a 0,12%, deve-se aplicar a equação 2.3.

$$CE = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.3)$$

Considerando a composição química do DOMEX 700 MC mostrada na tabela 2.4, pela equação 2.3, tem-se:

$$CE_{DOMEX} = 0,248\%$$

Com o resultado de carbono equivalente dos materiais, obtido pelas equações 2.2 e 2.3, verifica-se através da tabela 2.1 que para a soldagem da junta dissimilar proposta, não há necessidade de realizar o pré-aquecimento dos MB antes de executar o processo de soldagem, pois o mesmo é opcional.

Tabela 2.1 – Temperatura de pré-aquecimento recomendada para soldagem (ESAB, 2013)

Carbono Equivalente (%)	Temperatura de pré-aquecimento Recomendada (°C)
< 0,30	Opcional
0,31 - 0,45	100 - 200
0,45 - 0,60	200 - 250
> 0,60	250 - 300

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 como: preaquecimento, 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 (RODRIGUES, 2012).

## 2.3 Aços estruturais

As ligas a base de ferro ocupam lugar de destaque entre os materiais industriais há, pelo menos, dois séculos. Existem duas famílias principais de ligas a base de ferro: aços e ferro fundidos. Os aços são as ligas a base de ferro mais amplamente aplicadas. (COLPAERT, 2008)

Classicamente, os aços estruturais são aços de médio a baixo carbono ( $C < 0,25\%$ ) ligados ao manganês, com teores de fósforo e enxofre controlados. (COLPAERT, 2008) Os aços estruturais, normalmente são utilizados em vergalhões para reforço de concreto, barras (normalmente em aplicações estáticas), bem como perfis para aplicações estruturais e fabricação de equipamentos industriais.

Para a maioria das aplicações dos aços estruturais, a importância da resistência mecânica é, de certo modo, relativamente pequena, do mesmo modo que o fator peso não é primordial. Assim sendo, os aços estruturais de grão fino constituem características satisfatórias, destacando-se com um percentual de emprego significativo dentro do grupo de aços estruturais.

Em outras aplicações, entretanto, exige-se uma relação resistência/peso mais satisfatória. Na indústria automotiva, por exemplo, a combinação de resistência, tenacidade e características de conformabilidade e soldabilidade são de suma importância na produção de carros econômicos e eficientes. Nestas aplicações, os aços indicados são os aços estruturais de baixo teor em liga, conhecidos como de alta resistência e baixa liga (ARBL ou HSLA, do inglês, *High Strength Low Alloy*).

### 2.3.1 Aço estrutural de grão fino ASTM A36

Os aços estruturais de grão fino apresentam propriedades mecânicas que podem ser obtidas diretamente na condição “como laminado a quente” sem cuidados especiais que caracterizem o processamento como laminação controlada ou processamento termomecânico controlado. A especificação ASTM A36 é talvez a manifestação mais clássica deste tipo de aço. (COLPAERT, 2008)

A tabela 2.2 mostra as propriedades mecânicas do aço estrutural de grão fino ASTM A36.

Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas do aço estrutural ASTM A36 (CSN Siderúrgica, 2013)

Tensão de Escoamento min. (MPa)	Tensão de Ruptura min. (MPa)	Tensão de Ruptura máx. (MPa)	Alongamento % min.
250	400	550	20

Esses valores de tensão de escoamento são alcançados pelo médio teor de carbono e manganês, conforme a tabela 2.3, o que proporciona boa soldabilidade ao material.

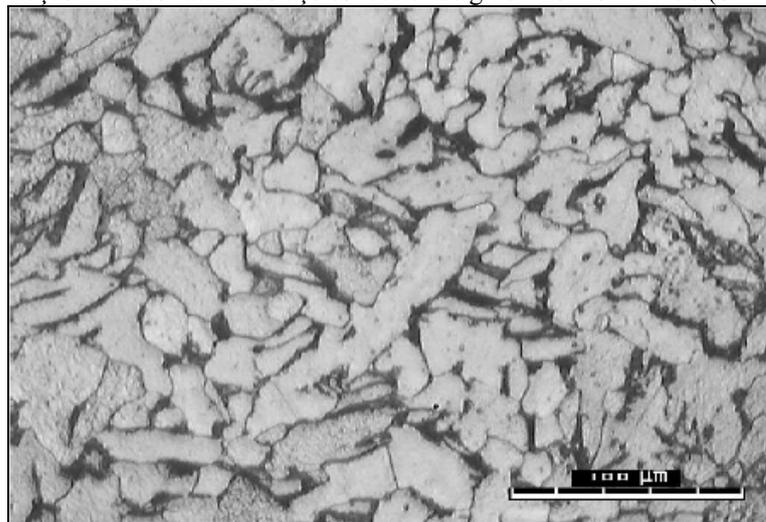
Tabela 2.3 – Composição química do aço A-36 (CSN Siderúrgica, 2013)

C%	P %	S %	Si %
Máx.	Máx.	Máx.	Máx
0,25	0,040	0,050	0,400

O carbono é o principal responsável pelo aumento da resistência mecânica e pela queda da ductibilidade, trabalhabilidade, resistência ao choque e soldabilidade. Sendo assim, pequenas quantidades de outros elementos de liga são utilizados para melhoria das propriedades do aço, obtendo o máximo em propriedades de uma liga contendo um baixo teor de carbono.

A microestrutura do aço ASTM A36 é composta por ferrita (partes claras) e perlita (partes escuras). A Figura 2.8 mostra uma imagem da microestrutura do aço estrutural ASTM A36.

Figura 2.8 - Caracterização microestrutural do aço estrutural de grão fino ASTM A36 (SILVA JR., 2010)



### 2.3.2 Aço estrutural de ARBL S700MC (DOMEX 700 MC)

De um ponto de vista metalúrgico o grupo de aços conhecido como de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou aços microligados, são aços baixo carbono formulados com pequenas adições de elementos de liga, o que resulta num aumento de resistência mecânica, melhores tenacidade e soldabilidade. (KOU, 2003)

A evolução e o aperfeiçoamento dos processos de produção tem possibilitado a fabricação de aços com níveis de resistência cada vez mais elevada, resultado do desenvolvimento e de modernos projetos que buscam uma otimização da relação resistência/peso (FARAGASSO, 2011).

Os aços ARBL são utilizados principalmente na condição como laminado ou normalizados. O processo de laminação é essencial para o desenvolvimento das propriedades mecânicas finais. Práticas especiais de laminação têm sido desenvolvidas, como por exemplo, a laminação controlada, que por vezes é aplicada com um resfriamento em água na própria linha de operação, entre os passes de laminação. O uso destas práticas é conhecido como processo termomecânico controlado (Thermo-Mechanical Controlled Process - TMCP), o qual utiliza água para acelerar o resfriamento entre passes de laminação (KOU, 2003).

O desenvolvimento dos processos de laminação controlada mostra-se como um método muito eficaz na melhoria das propriedades mecânicas dos aços e se baseia no controle da taxas de nucleação e crescimento nos processos de recristalização. A laminação controlada atinge esta meta através do refino da microestrutura gerada pelo controle rigoroso de vários parâmetros da laminação em diferentes patamares de temperatura (OUCHI, 2001).

Dois são os estágios da laminação controlada. Em um primeiro momento, os passes de laminação ocorrem entre 1100 e 950°C e seu objetivo é a completa recristalização da austenita a cada passe. No segundo estágio, os elementos de liga estabilizam a austenita retardando sua recristalização a temperaturas abaixo dos 900°C. Ao final do segundo estágio de laminação, os grãos da austenita possuem grande encruamento, o que gera diversas frentes para a nucleação da ferrita refinada. De maneira geral, a laminação controlada dos aços de ARBL ocorre em uma faixa de temperatura onde existe um campo bifásico de austenita + ferrita que, quando resfriado, dá origem a aços ferríticos-perlíticos que devem ser submetidos à normalização após a laminação (SILVA, 2009).

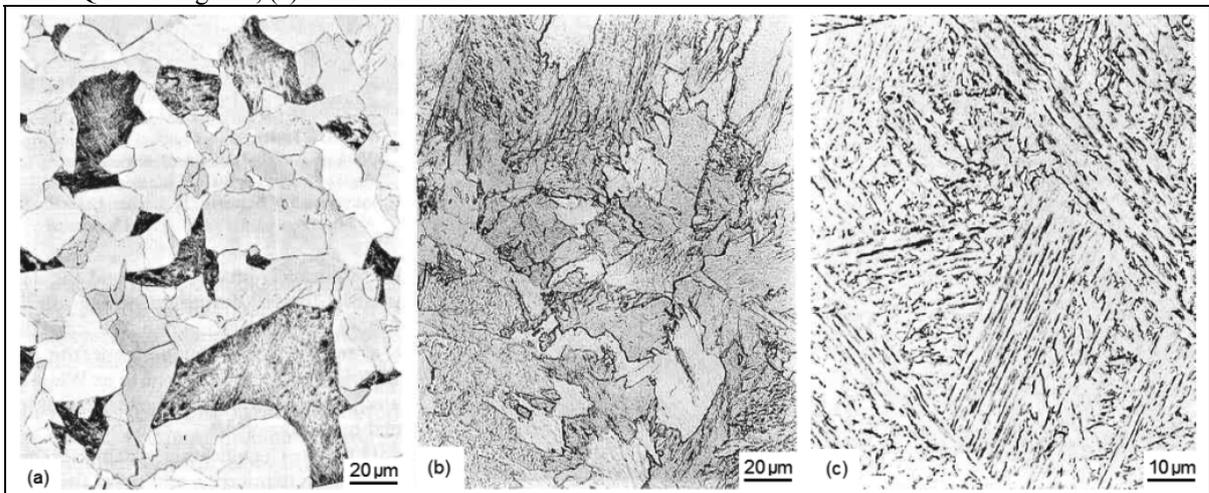
Os aços ARBL têm suas propriedades mecânicas melhoradas através da combinação do refino dos grãos ferríticos, endurecimento por precipitação e pela formação de subgrãos ferríticos. A formação destes subgrãos ocorre através de um rearranjo de discordâncias

formando contornos de baixo ângulo que limitam discordâncias. Devido a este mecanismo de aumento, adicionado a movimentação de discordâncias, os aços ARBL não demandam exclusivamente da formação de produtos de alto carbono (perlita, bainita e martensita) para melhorarem sua resistência mecânica. O baixo teor de carbono contribui para a boa soldabilidade e tenacidade da maioria dos aços ARB (KEJELIN et al., 2005).

Embora sejam utilizados teores de manganês (até 1,5%) e de silício (até 0,7%) como nos aços comuns ao carbono, os aços ARBL contêm uma pequena quantidade de nióbio (até 0,05%), vanádio (até 0,1%) e titânio (até 0,07%) para assegurar tanto o refino de grão, quanto o endurecimento por precipitação. Em algumas aplicações, onde se envolve paredes espessas ou demanda-se maior resistência, níquel ou molibdênio podem ser usados para completar a formulação da liga. Tipicamente, o teor máximo de carbono contido nos aços ARBL é menor de 0,2% e o total em elementos de liga, não ultrapassa 2% (KOU, 2003).

A busca por limites de resistência entre 600 e 800 MPa, aliados à baixa razão elástica, tem levado os aços a possuírem uma composição microestrutural de ferrita poligonal, ferrita quase poligonal e ferrita acicular. A Figura 2.9 caracteriza essas microestruturas (GORNI et al., 2009)

Figura 2.9 - Caracterização microestrutural da nomenclatura adotada por Gorni, 2009: (a) Ferrita Poligonal; (b) Ferrita Quase Poligonal; (c) Ferrita Acicular.



Os aços ARBL geralmente possuem estrito controle de impurezas como enxofre, fósforo e oxigênio para melhorar outras propriedades como conformabilidade, resistência à decoesão lamelar e a trincas à quente (KEJELIN et al., 2005).

Dentre os diversos tipos de aços ARBL, desta-se o S700MC. Para este estudo, foi utilizada a terminologia DOMEX 700 MC, que é a marca registrada da chapa de aço laminada

a quente da siderúrgica SSAB Turnplatt. A nomenclatura para este aço de alta resistência é descrita na Norma DIN EN 10149 (SSAB TURNPLAT, 2003; DIN EN 10149-1, 2005).

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 (SSAB TURNPLAT, 2003). A tabela 2.4 apresenta as propriedades mecânicas do aço DOMEX 700 MC.

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas do aço DOMEX 700 MC (SSAB TURNPLAT, 2003)

Tensão de Escoamento min. (MPa)	Tensão de Ruptura min. (MPa)	Tensão de Ruptura máx. (MPa)	Alongamento % min.
700	750	950	12

O aço DOMEX 700 MC, em sua composição química, conforme a tabela 2.5, por possuir baixos teores de carbono e de manganês necessita a adição de refinadores de grão, tais como nióbio, titânio ou vanádio, para melhorar sua capacidade de conformação a frio e soldabilidade (SSAB TURNPLAT, 2003).

Tabela 2.5 – Composição química do aço DOMEX 700 MC (SSAB TURNPLAT, 2003)

C % Máx.	Si % Máx.	Mn % Máx.	P % Máx.	S % Máx.	Al % Máx.	Nb % Máx.	V % Máx.	Ti % Máx.
0,12	0,10	2,10	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,15

## 2.4 Metais de adição

A correta seleção do metal de adição não deve jamais ser subestimada, uma vez que a solda fabricada deve ser compatível com o metal de base. Neste sentido, quatro requisitos fundamentais devem ser atendidos:

- compatibilidade metalúrgica;
- propriedades mecânicas;
- propriedades físicas;

- propriedades anti-corrosivas.

O metal de adição selecionado deve estar apto a produzir uma solda capaz de acomodar a diluição do metal de base evitando a formação de uma microestrutura susceptível à nucleação e propagação de trincas tanto no metal de solda, quanto no metal de base. Deve também ser produzido um depósito com aceitáveis níveis de porosidade e inclusões. Além disso, a solda deverá permanecer estruturalmente estável, inclusive sob severas condições de serviço especificadas pelo projeto. A precipitação de novas fases ou alterações nas fases originais podem levar a degradação das propriedades mecânicas e anti-corrosivas (FOLKHARD, 1988).

Inadvertidamente, a soldagem de metais dissimilares está susceptível a alguns problemas de fabricação e metalúrgicos que podem levar a falhas em serviço do componente fabricado. O problema de fabricação mais pronunciado está na seleção incorreta dos consumíveis a serem utilizados, principalmente consumíveis em aço carbono (FOLKHARD, 1988).

O uso de eletrodos de soldagem de aço carbono resulta na formação de um metal de solda duro, com estrutura susceptível a trincas devido à diluição de elementos de liga contidos em um dos metais de base que compõe a junta dissimilar (KEJELIN et al., 2005).

Por outro lado, os elementos de liga adicionados ao metal de adição também podem beneficiar as propriedades das juntas soldadas. Em geral, a presença de um elemento de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita durante a soldagem, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-a, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada (PERINI, 2008).

Elementos de liga são introduzidos nos arames para auxiliar na desoxidação da poça de fusão o que conseqüentemente contribuirá para determinação das propriedades mecânicas. Desoxidação é a combinação de um elemento com o oxigênio da poça de fusão, resultando a formação de uma escória ou filme vítreo sobre a superfície do cordão de solda. Esse efeito reduz um dos principais problemas no metal de solda que é o aparecimento de porosidade (COSTA, 2012).

Os desoxidantes mais comumente usados são: Silício, Manganês, Alumínio, Titânio, Zircônio e Carbono. Uma atenção especial deve ser dada ao carbono, pois é o elemento com maior influência nas propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas. Quando o teor de carbono do arame e/ou peça estiver acima de 12% o metal de solda perderá carbono na forma de CO, ocasionando o aparecimento de porosidades. Entretanto, elementos desoxidantes adicionais devem ser adicionados para inibir este efeito (COSTA, 2012).

De forma resumida, os efeitos de alguns elementos químicos na microestrutura da junta soldada são os seguintes:

- **Carbono:** possivelmente o mais importante elemento em termos da influência na microestrutura da solda. Teores elevados deste elemento não são usados para se evitar a formação de martensita maclada. Em geral, o seu teor fica entre 0,05 e 0,15%. Nesta faixa, o carbono controla principalmente a quantidade de carbonetos formados, mas também favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão (PERINI, 2008).
- **Manganês:** promove um refinamento da microestrutura. Um aumento de seu teor até cerca de 1,5% leva à formação de ferrita acicular em lugar de ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais de ferrita (PERINI, 2008).
- **Silício:** é o principal desoxidante do metal de solda, sendo, neste aspecto, cerca de quatro vezes mais efetivo que o manganês. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estruturas de placas laterais (PERINI, 2008).
- **Níquel:** influencia a microestrutura de forma similar, mas menos intensa do que o Mn, favorecendo o refinamento da estrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Ni tem um importante efeito benéfico na tenacidade da junta soldada (PERINI, 2008).
- **Molibdênio e cromo:** estabilizam a ferrita e aumentam fortemente a temperabilidade. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior (PERINI, 2008).

#### 2.4.1 Arame sólido AWS ER 70S-6

Para a correta seleção dos metais de adição (MA) utilizados neste trabalho, considerando os metais base (MB) que compõem a junta, observou-se as recomendações do fabricante de consumíveis. Como pode-se observar na tabela 2.6, o arame sólido AWS ER 70S-6 mostra-se como metal de adição compatível à soldagem do ASTM A36, pois este pode ser classificado como um aço não ligado utilizado na indústria automotiva.

Tabela 2.6 – Aplicações do arame sólido AWS ER 70S-6 (ESAB, 2013)

Arame sólido	Aplicação
ER70S-6	Soldagem de aços não ligados. Indicado para soldagem na construção em geral, fabricação Naval & Offshore e na indústria automotiva.

O arame sólido AWS ER 70S-6, não cobreado, de baixo teor de carbono, apresenta excelente desempenho, maior estabilidade de arco e menores níveis de respingo, até mesmo quando utilizam elevadas correntes de soldagem. A ausência da camada de cobre evita problemas de alimentação, o que torna este arame especialmente indicado para soldagens mecanizadas e robotizadas. Este arame possui elevada tecnologia de proteção contra a corrosão de sua superfície (ESAB, 2013).

#### 2.4.2 Arame sólido AWS ER 80S-D2

Como pode-se observar na tabela 2.7, o arame sólido AWS ER 80S-D2 apresenta-se como metal de adição compatível à soldagem do aço DOMEX 700 MC por este se tratar de um ARBL.

Tabela 2.7 – Aplicações do arame sólido AWS ER 80S-D2 (ESAB, 2013)

Arame sólido	Aplicação
ER80S-D2	Soldagem de aços baixa liga ligados ao manganês e ao molibdênio, aços resistentes a fluência e aços baixa liga e alta resistência

Este arame possibilita soldagem em altas correntes com grande estabilidade de arco, baixo índice de respingos e boa alimentação de arame (ESAB, 2013).

## 2.5 Soldagem de materiais dissimilares

### 2.5.1 Solidificação do metal de solda

Solidificação é um processo que ocorre pela nucleação e crescimento de uma nova fase (sólido) através do avanço da interface sólido líquido. Por muitos anos, a solidificação do metal de solda tem sido comparada ao processo de fundição. Desta forma, muitos princípios

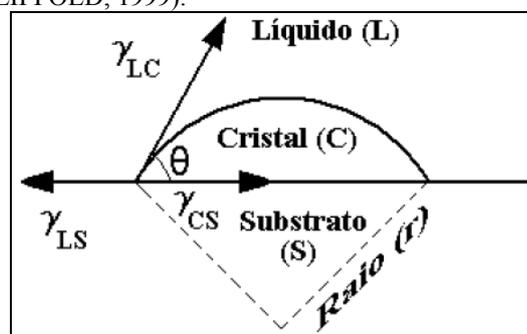
fundamentais de fundição vêm sendo aplicados à solidificação do metal de solda, tais como nucleação e crescimento, segregação, instabilidade da interface, etc (KEJELIN et al., 2005).

Nucleação heterogênea é a forma prevalecente de solidificação, pois requer um menor super-resfriamento, ou força motriz, em relação à nucleação homogênea. Na prática, é bem conhecido que metais e muitos outros líquidos super-resfriados alguns poucos graus antes de iniciar a cristalizar-se. A razão pelo baixo super-resfriamento é porque inúmeros agentes nucleantes como impurezas, inoculantes e paredes de molde agem como catalisadores para nucleação, reduzindo a barreira de energia livre ou o raio crítico do núcleo. Esta redução de energia livre é provocada por uma redução na energia interfacial, a qual é efetivamente atingida se o sólido se formar sobre outra superfície (KOU, 2003).

Na fundição, quando uma parede de um molde é usada como substrato para nucleação, a energia livre requerida é função do ângulo de molhamento ( $\theta$ ) entre o substrato e o sólido formado. Este é tipicamente o caso de uma solda onde o substrato (metal de base) parcialmente fundido na linha de fusão age como a parede de um molde em relação ao metal de solda fundido. A relação entre o ângulo de molhamento e a energia interfacial está mostrada na figura 2.10.

Em soldas autógenas (sem metal de adição) ou envolvendo metal de base e de adição similares, o metal de solda líquido está em contato com o substrato (metal de base) parcialmente fundido na linha de fusão. Como resultado, o ângulo de contato ou ângulo de molhamento é zero, e a barreira de energia de nucleação também é zero. Desta forma, o crescimento do sólido se inicia na linha de fusão sem dificuldade (KEJELIN et al., 2005).

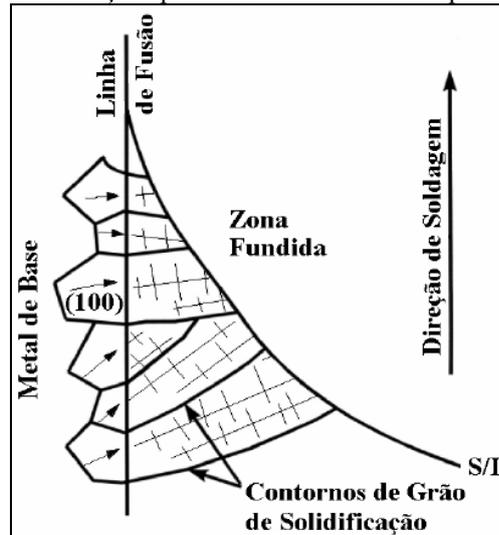
Figura 2.10 – Calota esférica de um cristal nucleado heterogeneamente a partir de um líquido sobre uma superfície planar (NELSON e LIPPOLD, 1999).



Devido ao completo molhamento do substrato ( $\theta$ ) pelo metal de solda, o crescimento dos grãos é iniciado através arranjo dos átomos proveniente da fase líquida sobre o substrato cristalino existente, estendendo-se sem alterar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica. Este processo, conhecido por crescimento epitaxial, que está mostrado no

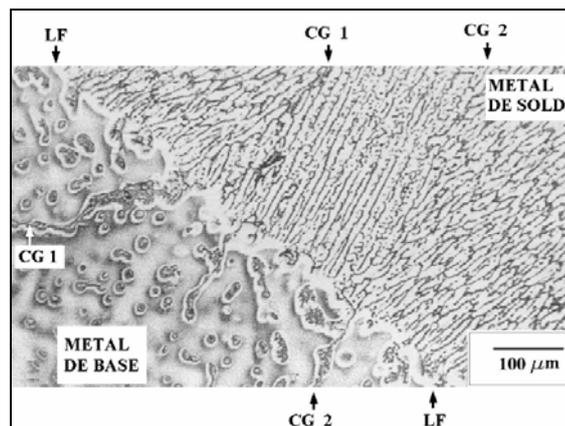
esquema da figura 2.11, a qual mostra também que uma vez iniciado, o processo de solidificação evolui em direção à linha central da solda através de um mecanismo de crescimento competitivo, isto é, grãos com suas direções de fácil crescimento orientadas sobre o eixo de fluxo de calor tendem a suprimir o crescimento dos grãos cuja direção de fácil crescimento não está orientada. A direção de fácil crescimento para estruturas cúbica de face centrada (CFC) e cúbica de corpo centrado (CCC) é (100) (KOU, 2003).

Figura 2.11 – Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo (KOU, 2003)



Os mecanismos de crescimento epitaxial e competitivo compõem a forma predominante de solidificação em soldagem, produzindo uma relação de orientação entre os grãos da ZTA e do metal de solda ao longo da linha de fusão. A figura 2.12 a seguir mostra três diferentes grãos do metal de base, os quais possuem orientações aleatórias, e se pode observar que todas as dendritas que crescem epitaxialmente de cada grão possuem a mesma orientação (KEJELIN et al., 2005).

Figura 2.12 – Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão. Metal de base: Al 4,5 Cu como fundido (KOU, 2003)



### 2.5.2 Crescimento não-epitaxial na linha de fusão

Na soldagem de metais dissimilares, onde os metais de base e de solda exibem entre si grande diferença de composição química e estrutura, eventos de nucleação que demandam de um determinado sub-resfriamento podem ser necessários para iniciar o crescimento de um sólido a partir da linha de fusão. A natureza e as características destes eventos serão determinadas pelas diferenças em composição química, estrutura cristalina e parâmetros de rede entre os metais de base e de solda adjacentes à linha de fusão. Desta forma, o comportamento de solidificação de soldas dissimilares pode desviar bastante daquele observado em soldas homogêneas ou similares (NELSON e LIPPOLD, 1999).

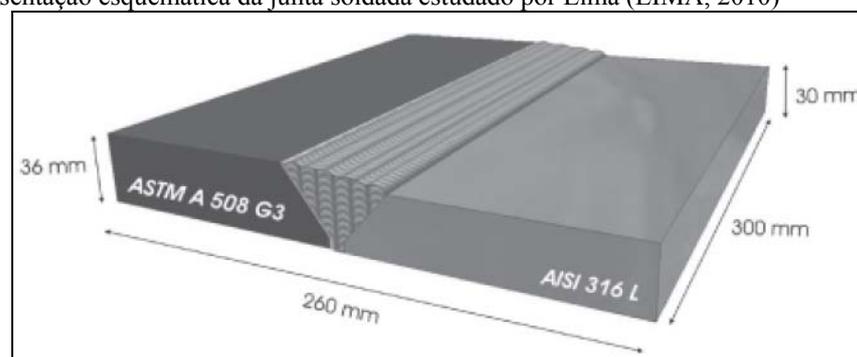
### 2.5.3 Estudos relacionados

As aplicações da soldagem de metais dissimilares incluem revestimento para resistência à corrosão e uniões de metais de base que exibem grande diferença de estrutura e propriedades (FOLKHARD, 1988).

No que diz respeito ao emprego da soldagem dissimilar em uniões de metais base que exibem grande diferença de estrutura e propriedades, que é o elemento de estudo deste trabalho, destaca-se as pesquisas de Lima, 2010 e Costa, 2012.

Na pesquisa de Lima, 2010 foi avaliada a soldagem de uma junta dissimilar de aço baixa liga ASTM A508 G3 e aço inoxidável austenítico AISI 316L utilizando as ligas de níquel 82 e 182 como metais de adição, como pode-se observar na figura 2.13. A soldagem foi realizada manualmente empregando os processos de soldagem ao arco SMAW (Shielded Metal Arc Welding) e GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) (LIMA, 2010).

Figura 2.13 – Representação esquemática da junta soldada estudado por Lima (LIMA, 2010)



Os corpos de prova soldados por Lima, foram caracterizados microestruturalmente através de microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura com microanálise por dispersão de energia de raios X (EDS) e ensaios de microdureza Vickers (LIMA, 2010).

Observou-se no estudo uma microestrutura constituída de dendritas de austenita com a presença de precipitados com formas e dimensões definidas pelo aporte térmico e pela direção de soldagem. Não houve variação significativa da dureza ao longo da junta soldada, demonstrando a adequação dos parâmetros de soldagem utilizados (LIMA, 2010).

Já no trabalho de Costa, 2012 foi realizada a caracterização mecânica e metalúrgica de juntas de materiais dissimilares unidos através do processo de soldagem GMAW. No trabalho foram unidos os materiais Domex 700 e LN 380 com 8 mm de espessura, ambos pertencentes à classe ARBL. As chapas foram soldadas usando dois tipos de arame de deposição: ER 70S-6 e ER 80S-G (COSTA, 2012).

A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de tração, tanto nos metais de base quanto nas juntas soldadas, e perfis de microdureza Vickers, enquanto que a caracterização metalúrgica foi realizada pelas análises químicas dos metais de base e dos arames de deposição e metalográfica (macrografias e micrografias) (COSTA, 2012).

Na análise dos resultados, Costa observou que embora a resistência mecânica do arame ER 80S-G seja maior que o arame ER 70S-6, este fato não resultou em nenhuma diferença no que concerne a caracterização mecânica e microestrutural das juntas (COSTA, 2012).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo trás informações sobre os materiais (metais base, consumíveis de soldagem e equipamentos) utilizados para o desenvolvimento da pesquisa, bem como detalha a metodologia aplicada para investigação do problema.

#### 3.1 Materiais utilizados

##### 3.1.1 Metais base

Na composição das juntas soldadas, por solicitação da empresa requerente da pesquisa, foram utilizadas chapas de 9,53 mm de espessura dos seguintes aços estruturais:

- Aço estrutural de grão fino ASTM A36;
- Aço estrutural de ARBL DOMEX 700 MC;

Conforme demonstra a tabela 2.2, o aço ASTM A36 apresenta tensão de escoamento mínima igual a 250 MPa e tensão de ruptura mínima de 400 MPa. Da mesma forma, para o aço DOMEX 700 MC, a tabela 2.4 mostra tensão de escoamento mínima igual a 700 MPa e tensão de ruptura mínima de 750 MPa.

A composição química dos aços ASTM A36 e DOMEX 700 MC podem ser analisadas nas tabelas 2.3 e 2.5 respectivamente.

##### 3.1.2 Consumíveis de soldagem

Para a confecção das juntas soldadas, foram utilizados os arames sólidos AWS ER70S-6 e AWS ER80S-D2 com diâmetro de 1,2 mm. As tabelas 3.1 e 3.2 mostram, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas típicas destes arames.

Tabela 3.1– Composição química dos arames sólidos para soldagem AWS ER70S-6 e AWS ER80S-D2 (ESAB, 2013)

Classificação	C	Si	Mn	Cu	Ni
ER70S-6	0,10	0,90	1,50	---	---
ER80S-D2	0,10	0,80	1,40	0,40	0,80

Tabela 3.2 – Características mecânicas típicas dos arames sólidos para soldagem AWS ER70S-6 e AWS ER80S-D2 (ESAB, 2013)

Classificação	Tensão de Ruptura (N/mm <sup>2</sup> )	Tensão de Escoamento (N/mm <sup>2</sup> )	Alongamento (%)
AWS ER70S-6	560	470	26
AWS ER80S-D2	645	540	25

Como já mencionado anteriormente, o arame sólido AWS ER70S-6 é o metal MA indicado pelo fabricante de consumíveis para a soldagem do MB ASTM A36, enquanto que o arame sólido AWS ER80S-D2 é indicado para união do aço DOMEX 700 MC. Além da orientação do fabricante de consumíveis, foi levado em consideração o fato de que tais MA já são utilizados, pela indústria que sugeriu tal estudo, na soldagem de peças com MB similares.

O gás de proteção utilizado, mistura de 85% Argônio e 15% CO<sub>2</sub>, foi especificado pela empresa parceira no desenvolvimento do trabalho. Tal mistura é comumente utilizada nas fábricas da região pois proporciona arco estável e boa penetração na soldagem de aços.

### 3.2 Procedimentos experimentais

#### 3.2.1 Preparação das juntas soldadas

Visando a soldagem de duas juntas dissimilares, foram fresados chanfros em duas chapas de aço ASTM A36 e duas chapas de Aço DOMEX 700 MC. Todas as chapas apresentavam 9,53 mm de espessura, 100 mm de largura e 310 mm de comprimento.

O dimensionamento dos chanfros seguiu as orientações do fabricante do aço DOMEX 700 MC, mostradas na figura 3.1 e na tabela 3.3.

Figura 3.1 – Representação esquemática de junta de topo com chanfro V (SSAB TURNPLAT, 2003)

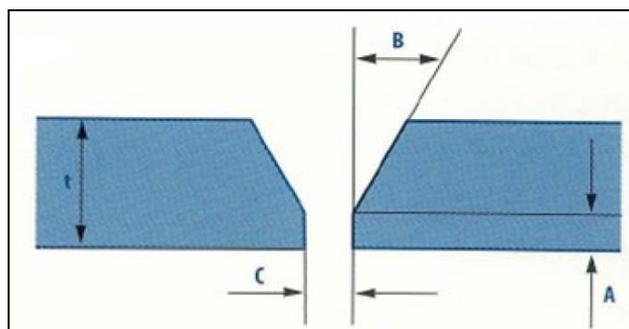
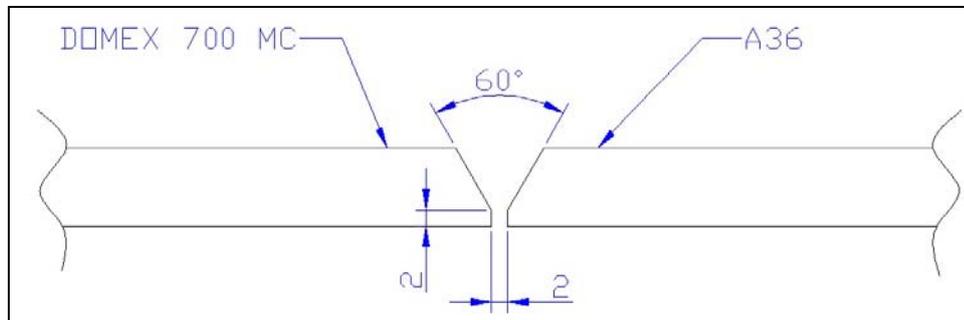


Tabela 3.3 – Parâmetros geométricos para juntas de topo com chanfro V (SSAB TURNPLAT, 2003)

Processo de Soldagem	t(mm)	A(mm)	B(°)	C(mm)
GMAW	4 - 16	1 - 2	25 - 30	2 - 3

Considerando o processo de soldagem a ser empregado (GMAW), o ferramental e os processos de fabricação disponíveis nos laboratórios da UPF, determinou-se uma abertura de raiz de 2 mm, altura de nariz de 2 mm e ângulo do chanfro de 60°, conforme mostrado na figura 3.2.

Figura 3.2 – Dimensões da junta de topo com chanfro V



### 3.2.2 Procedimento de soldagem

Foram confeccionadas duas juntas soldadas. A primeira junta soldada (JS1) foi confeccionada com duas chapas de materiais dissimilares (Aço ASTM A36 e DOMEX 700 MC) e soldada com arame sólido AWS ER70S-6. A segunda junta soldada (JS2) foi composta por duas chapas dos mesmos materiais dissimilares (Aço ASTM A36 e DOMEX 700 MC), porém, soldada com o arame sólido AWS ER80S-D2.

As chapas foram soldadas através do processo de soldagem ao GMAW no laboratório de soldagem da UPF na célula robotizada SUMIG – Anglecell, mostrada na figura 3.3. A célula robotizada é composta por um braço mecânico SUMIG modelo OTD AII-B4. A fonte de soldagem inversora SUMIG OTC, modelo DP 400 AF-4011, conta com sistema de alimentação de arame por meio de roldanas e refrigeração por convecção.

Figura 3.3 - Célula robotizada SUMIG Anglecell (Laboratório de soldagem da UPF)



Após vários testes preliminares, os parâmetros de soldagem mostrados na tabela 3.4 foram selecionados pois proporcionaram penetração e reforço adequados ao cordão de solda. A soldagem foi realizada, para ambas as juntas (JS1 e JS2), em dois passes com corrente pulsada.

O modo de transferência pulsada, foi escolhido pelo fato de proporcionar maior penetração no passe de raiz, isenção de respingos e menor aporte térmico na peça. (FISCHER, 2011).

Tabela 3.4 – Parâmetros utilizados na soldagem das juntas dissimilares JS1 e JS2

Passo	E (V)	I (A)	V (cm/min)	H (KJ/mm)	Vazão de Gás (l/min)
Raiz	18-22	170	35	0,52 - 0,64	15
Preenchimento	26-30	260	23	1,76 - 2,03	15

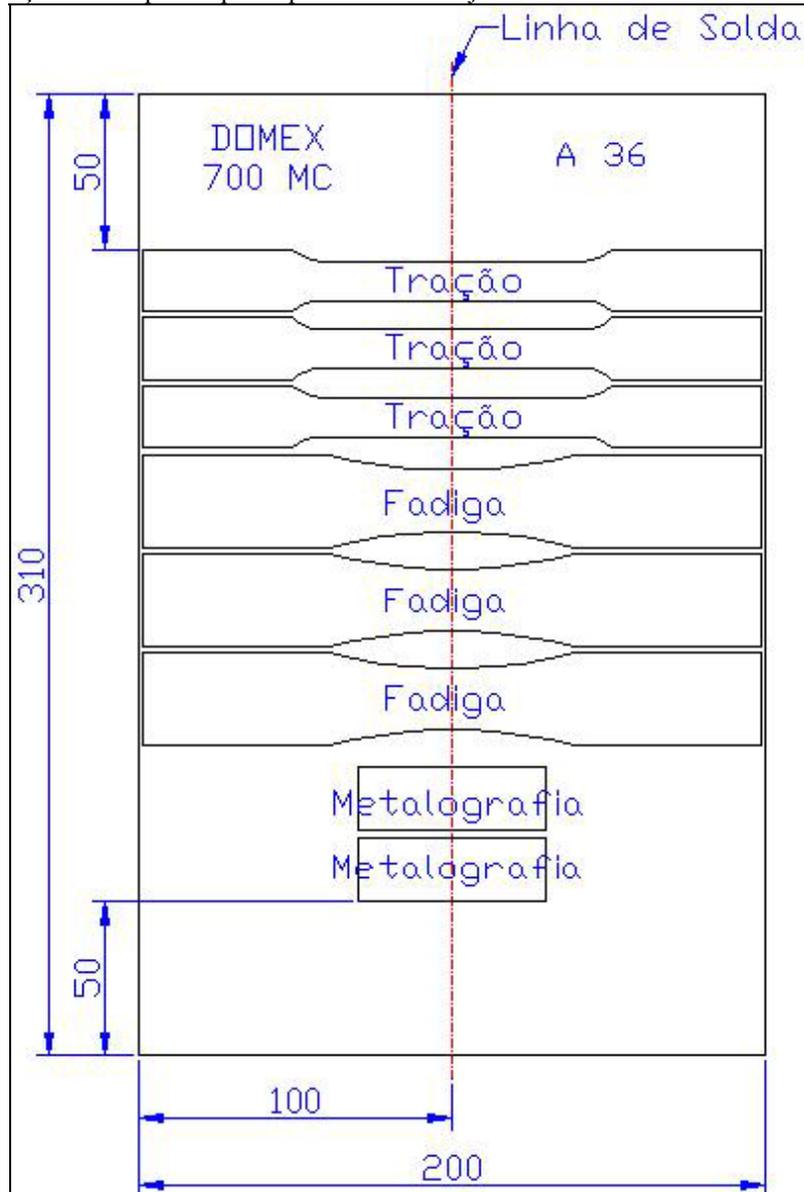
### 3.2.3 Confecção dos corpos de prova

Inicialmente foram usinados no centro de usinagem do IFRS - Campus Ibirubá, três corpos de prova para ensaio de tração de cada um dos MB (ASTM A36 e DOMEX 700 MC), totalizando seis corpos de prova para ensaio de tração dos MB. Para fabricação dos corpos de prova para ensaio de tração, tomou-se como referência a norma ASTM E 8 m – 00b.

Os corpos de prova para ensaios das juntas soldadas produzidos através do processo de corte por jato d'água no Centro Tecnológico de Pedras, Gemas e Jóias do Rio Grande do Sul. Conforme mostra a figura 3.4, para análise da JS1 foram extraídos três corpos de prova para ensaio de tração, duas amostras para análise metalográfica e ensaio de microdureza e três corpos de prova para ensaio de fadiga. As extremidades do material foram descartadas.

Para a JS2 foi repetido o mesmo procedimento.

Figura 3.4 – Disposição dos corpos de prova para ensaios das juntas soldadas



O dimensionamento dos corpos de prova para ensaio de tração das juntas soldadas, da mesma forma que para o ensaio dos MB, tomou como referência a norma ASTM E 8m – 00b.

Os corpos de prova para ensaio de fadiga foram preparados de acordo com a norma ASTM E 466 – 96.

### 3.2.4 Análise química

Visando a certificação da composição química dos metais base, aço ASTM A36 e DOMEX 700 MC, realizou-se análise no espectrômetro de emissão ótica Foundry-Master Xline do Laboratório de Ensaio Mecânicos da UPF. Para aquisição dos dados utilizou-se o software WAS LAB.

### 3.2.5 Macrografia

Visando avaliar se houve total penetração da solda e as características da ZTA, dois corpos de prova, de cada junta soldada (JS1 e JS2), foram lixados obedecendo à seguinte ordem de granulometria das lixas: 80, 150, 220 e 400 mesh. Depois de terminada esta etapa as amostras foram atacadas com Nital 5% durante 10 segundos e analisados no Esterescópio Zeiss, modelo Stemi 2000-C, do Laboratório de Metalografia da UPF

### 3.2.6 Micrografia

Dando continuidade ao experimento, as amostras das duas juntas soldadas (JS1 e JS2), foram novamente lixadas com lixas de 600, 1000 e 1200 mesh, para posterior polimento em feltro com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  de granulometria. As superfícies então foram atacadas com Nital 2%, com tempo de imersão de 10 segundos.

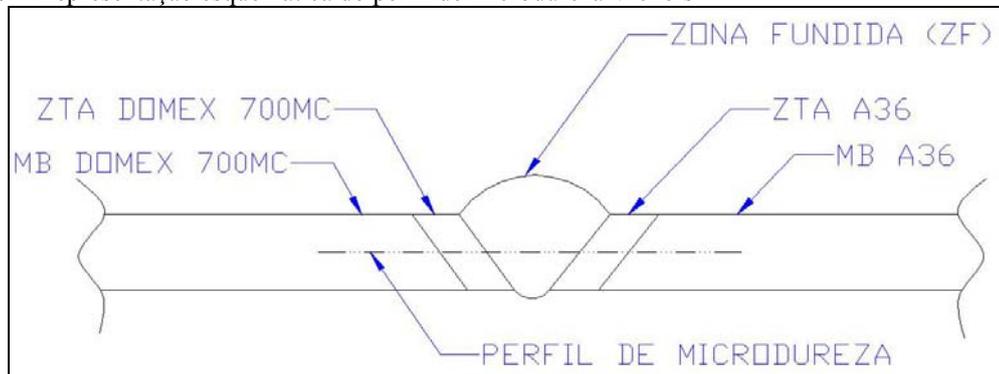
Depois de atacadas, as amostras foram analisadas através do microscópio óptico Zeiss, com o intuito de identificar as microestruturas dos metais base, da zona termicamente afetada pelo calor e do metal de solda.

### 3.2.7 Perfil de dureza

A próxima etapa de estudo foi a análise de microdureza das juntas soldadas (JS1 e JS2). As amostras utilizadas na macrografia e micrografia foram empregadas para a realização do perfil de microdureza Vickers no Microdurômetro Shimadzu, modelo HMV- G20ST com capacidade variável dentro da faixa de 98,07mN até 19,61N. A carga utilizada foi de 300g, aplicada sobre a superfície durante 10 segundos e com distância entre pontos de 1 mm.

Como mostra a figura 3.9, foi realizada uma linha horizontal de perfil de dureza no centro da amostra. Esta linha passou pelo metal base aço DOMEX 700 MC, ZTA do DOMEX 700 MC, metal de adição, ZTA do aço ASTM A36 e metal base aço ASTM A36.

Figura 3.5 – Representação esquemática do perfil de microdureza Vickers



Tanto para a JS1 e para a JS2, o perfil de microdureza foi realizado em três amostras seguindo os procedimentos supracitados.

### 3.2.8 Ensaio de tração

Para fins de verificação da conformidade das propriedades mecânicas mencionadas pelos fornecedores, três corpos de prova de cada um dos metais base (ASTM A36 e DOMEX 700 MC) foram ensaiados. A Norma ASTM E 8m – 00b foi utilizada como base de informação para a realização do procedimento de ensaio.

Da mesma maneira que os metais base, três corpos de prova, de cada junta soldada (JS1 e JS2), foram submetidos a ensaio na máquina universal de ensaio de tração Schenk, modelo UPM 200, com capacidade de 200 KN, do Laboratório de Ensaio Mecânicos da UPF. A taxa de carregamento foi de 0,4 mm/min e a temperatura para o ensaio foi a ambiente.

### 3.2.9 Ensaio de fadiga

A Norma ASTM E 466 – 96 e os requisitos de projeto da empresa que solicitou tal estudo foram utilizados como base técnica para realização dos ensaios de fadiga.

Foram ensaiados três corpos de prova de cada uma das juntas soldadas (JS1 e JS2), a uma temperatura de 23° C, razão de carregamento 0,1 e frequência de 10 Hz, na máquina de ensaio de fadiga Shimadzu Servopulser - Tipo E do laboratório da UPF.

Conforme já mencionado, em função do emprego do elemento estrutural onde será aplicada a solda dissimilar em questão, a tensão média para o ensaio de fadiga das juntas soldadas foi de 315 MPa.

Por determinação do requerente desta pesquisa, limitou-se os ensaios de fadiga a  $10^6$  ciclos, ou seja, os ensaios foram interrompidos quando os corpos de prova alcançaram tal ciclagem.

### 3.2.10 Análise fractográfica

Dos corpos de prova submetidos ao ensaio de fadiga, selecionou-se aleatoriamente duas amostras de cada uma das juntas soldadas (JS1 e JS2) para análise fractográfica. Após limpeza das amostras na máquina de lavagem ultrassônica do laboratório de metalografia da UPF, as fraturas foram avaliadas no Esterescópio Zeiss, modelo Stemi 2000-C, com o intuito de detectar a região onde iniciou-se a fratura nos corpos de prova.

Dando continuidade ao estudo, avaliou-se o aspecto microscópico das fraturas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) Shimadzu, modelo VEGA LM, do laboratório de microscopia eletrônica da UPF.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Análise química

#### 4.1.1 Metal Base ASTM A36

A tabela 4.1 apresenta um resumo da análise química realizada no espectrômetro de emissão óptica do Laboratório de Ensaios Mecânicos da UPF. Nela são mostrados os valores médios dos principais elementos químicos que compõem o metal base ASTM A36.

Tabela 4.1 – Resumo da análise química do metal base ASTM A36

C %	P %	S %	Si %
0,179	0,022	0,013	0,224

Comparando a tabela 4.1 com a tabela 2.3, que apresenta os valores máximos para cada elemento químico, especificados pelo fabricante, observa-se que todos os elementos estão dentro do estabelecido.

No anexo 1, que apresenta a análise química completa do metal base ASTM A36, nota-se que o material possui 98,6% de Fe e 1,4% em massa de elementos de liga e outros elementos.

#### 4.1.2 Metal Base DOMEX 700 MC

Na análise química completa do metal base DOMEX 700 MC, apresentada no anexo 2, nota-se que o material possui 97,5% de Fe e 2,5% em massa de elementos de liga e outros elementos. Um resumo, com os percentuais médios dos principais elementos químicos que compõem DOMEX 700 MC é mostrado na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Resumo da análise química do metal base DOMEX 700 MC

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Nb %	V %	Ti %
0,079	0,061	1,890	0,016	0,003	0,025	0,063	0,012	0,141

Comparando a tabela 4.2 com a tabela 2.4, observa-se que todos os elementos estão dentro do estabelecido, exceto o alumínio (Al). O percentual máximo de Al especificado pelo fabricante é 0,015%, porém, na análise química do DOMEX 700 MC encontrou-se valores que variam de 0,0245% a 0,0252%, como mostra o anexo 2.

Acredita-se que esse elevado percentual de alumínio no metal base influencia positivamente as características da junta soldada.

Como já mencionado anteriormente, os aços tratados ao alumínio apresentam precipitados de nitreto de alumínio, o que permite a obtenção de um material com granulação mais fina e impede o crescimento de grão até temperaturas da ordem de 1250°C. O Al é comumente usado como desoxidante da liga. Teores de Al, superiores a 0,0015%, que não formarem alumina durante a desoxidação do aço e permanecerem na liga, formam nitreto de alumínio, que permite o refinamento intenso do grão de austenita em ciclos de reaquentamentos posteriores, como o caso da ZTA (GORNI, 2007).

Quando comparado ao ASTM A36, nota-se na composição química do DOMEX 700 MC, uma concentração elevada de outros elementos refinadores de grão como Nb, V e Ti. Esses elementos, da mesma forma que o Al, proporcionam a desejada combinação de resistência mecânica e tenacidade às soldas.

## 4.2 Macrografia

A figura 4.1 (a) apresenta a macrografia da seção transversal da JS1, enquanto a figura 4.1 (b) a macrografia da seção transversal da JS2. As macrografias mostram que houve penetração total em ambas as juntas soldadas.

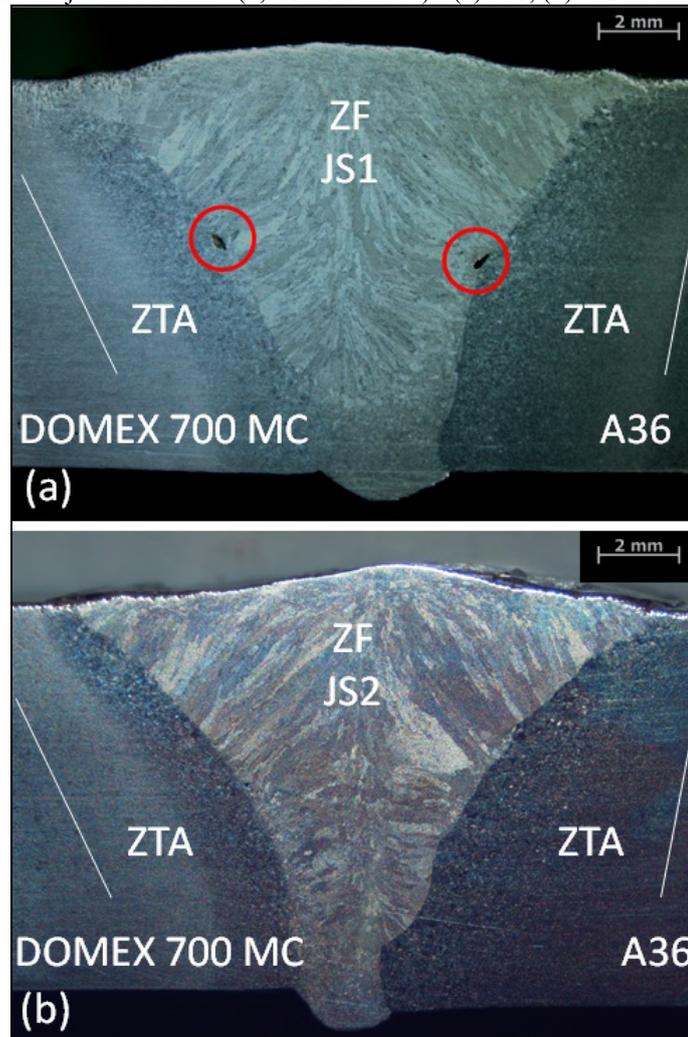
Na JS1, figura 4.1 (a), observa-se na zona de ligação (ZL) entre os metais base (MB) e a zona fundida (ZF) a existência de uma descontinuidade (círculos vermelhos). Esse fator não ocorre na JS2, figura 4.1 (b). Aparentemente a descontinuidade apresentada classifica-se como porosidade ou inclusão de escória. Visando detectar a natureza da descontinuidade, bem como suas possíveis causas e conseqüências, a JS1 foi analisada por microscopia eletrônica e será discutida nas seções seguintes.

Nas amostras da JS1 e da JS2 a ZTA dos diferentes MB (DOMEX 700 MC e ASTM A36) tiveram dimensões semelhantes. Este fator é justificado, pois, independente do MA, os parâmetros de soldagens utilizados foram os mesmos, ou seja, ambas juntas sofreram o mesmo aporte térmico durante a soldagem.

A análise macrográfica das juntas soldadas também mostra o crescimento epitaxial dos grãos.

Os mecanismos de crescimento epitaxial e competitivo compõem a forma predominante de solidificação em soldagem, produzindo uma relação de orientação entre os grãos da ZTA e do metal de solda ao longo da linha de fusão (KEJELIN et al., 2005).

Figura 4.1 – Macrografia das juntas soldadas (6,5X – Nital 5%) - (a) JS1; (b) JS2



### 4.3 Micrografia

#### 4.3.1 Metal Base ASTM A36

A figura 4.2 apresenta a microestrutura do metal base ASTM A36. Observa-se uma estrutura composta de ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras).

Figura 4.2 – Micrografia metal base ASTM A36 (500X – Nital 2%)

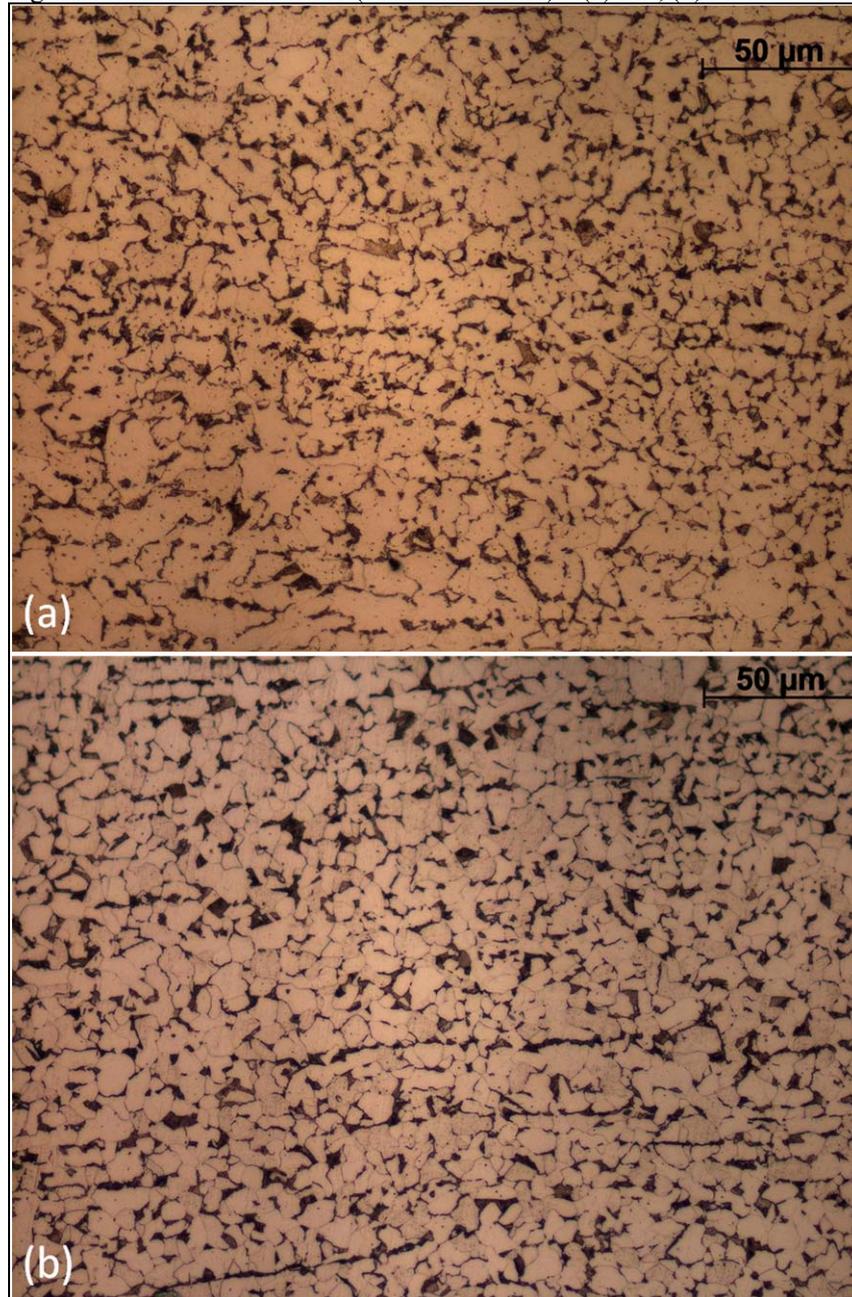


#### 4.3.2 Zona Termicamente Afetada no ASTM A36

A figura 4.3 mostra a região de refino do grão (RRG) na ZTA do metal base ASTM A36. Como já era esperado, independente do metal de adição utilizado, a microestrutura da JS1, figura 4.3 (a), e da JS2, figura 4.3 (b), mostram-se muito semelhantes. Em comparação com a estrutura do metal base, percebe-se grãos de ferrita mais refinados e menos irregulares.

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 (FIGUEIREDO, 2005).

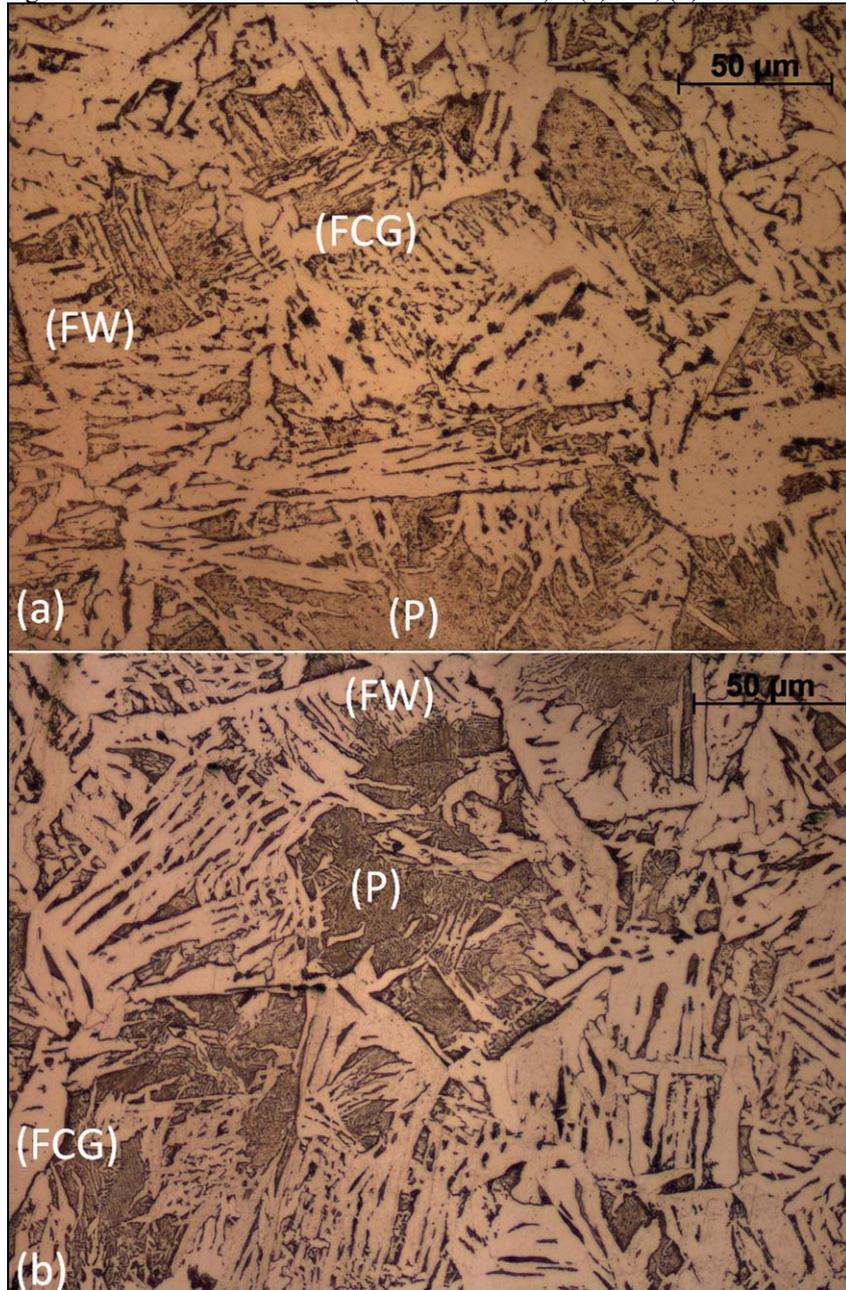
Figura 4.3 – Micrografia RRG ZTA ASTM A36 (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2



A figura 4.4 mostra a RGG na ZTA do metal base ASTM A36. A microestrutura da JS1, figura 4.4 (a), e da JS2, figura 4.4 (b), também mostram-se muito semelhantes. Nota-se nessa região o característico crescimento dos grãos em relação ao metal base.

Com o ataque realizado, torna-se possível identificar a presença de perlita (P) e duas fases de ferrita: ferrita de contorno de grão (FCG) e ferrita de segunda fase alinhada ou ferrita de Widmanstätten (FW).

Figura 4.4 – Micrografia RGG ZTA ASTM A36 (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2



#### 4.3.3 Metal Base DOMEX 700 MC

A figura 4.5 mostra a microestrutura do metal base DOMEX 700 MC.

Quando comparada a microestrutura do A36, destaca-se os grãos de ferrita encruados, irregulares e finos. Nota-se o alongamento dos mesmos no sentido de laminação do material. Esse alongamento e refinamento do grão são conseqüências do processo termomecânico que o material é submetido durante a laminação.

Figura 4.5 – Micrografia metal base DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%)



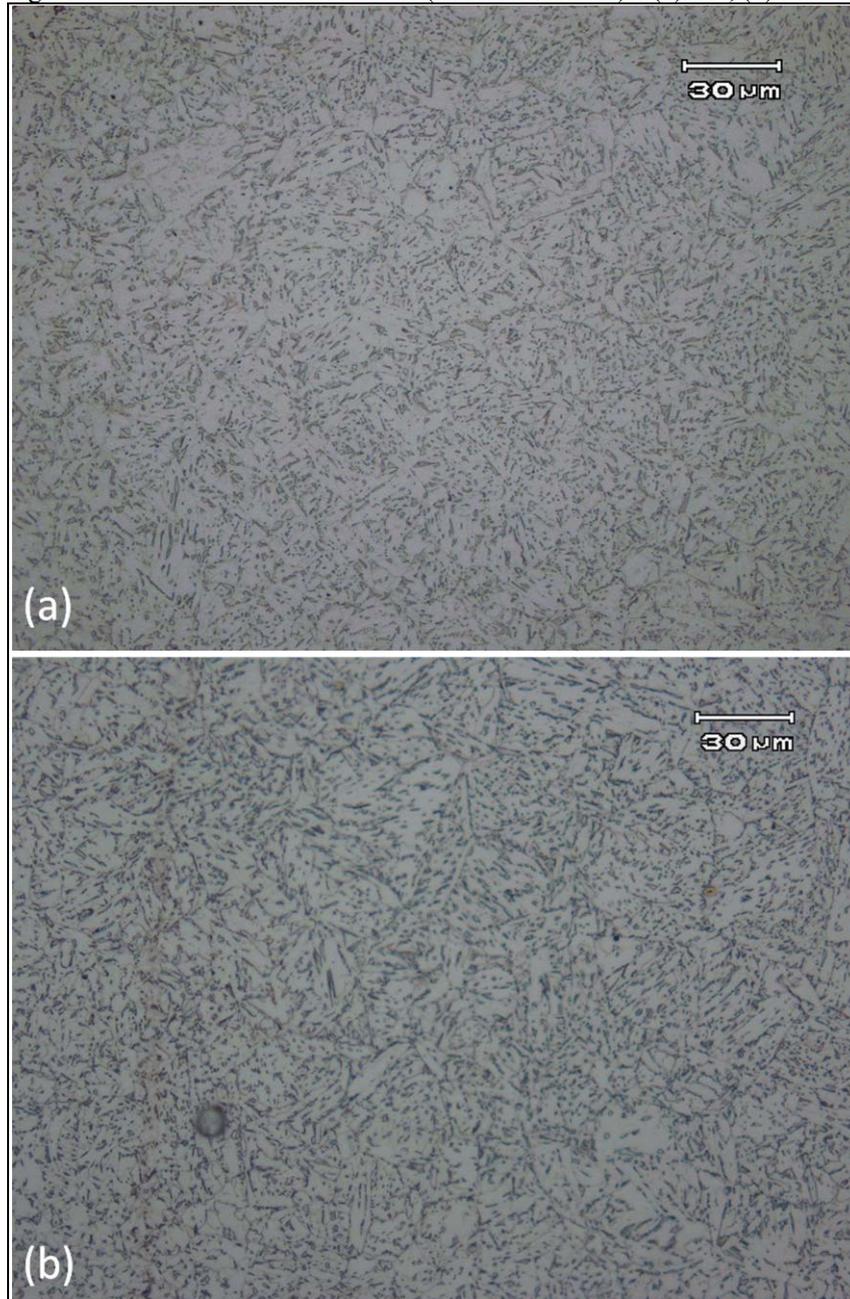
#### 4.3.4 Zona Termicamente Afetada no DOMEX 700 MC

A figura 4.6 mostra a região de refino do grão (RRG) na ZTA do metal base DOMEX 700 MC. Independente do metal de adição utilizado na soldagem das juntas, como já era esperado, a microestrutura da JS1 , figura 4.6 (a), e da JS2, figura 4.6 (b), mostram-se muito semelhantes.

Quando comparadas à estrutura do metal base, percebe-se grãos de ferrita menos irregulares e mais refinados.

Os grãos nessa região são mais regulares pois o ciclo térmico, durante o processo de soldagem, foi suficiente para causar a recristalização do material, ou seja, passando de uma estrutura deformada para uma isenta de deformação (MODENESI, 2009).

Figura 4.6 – Micrografia RRG ZTA DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2

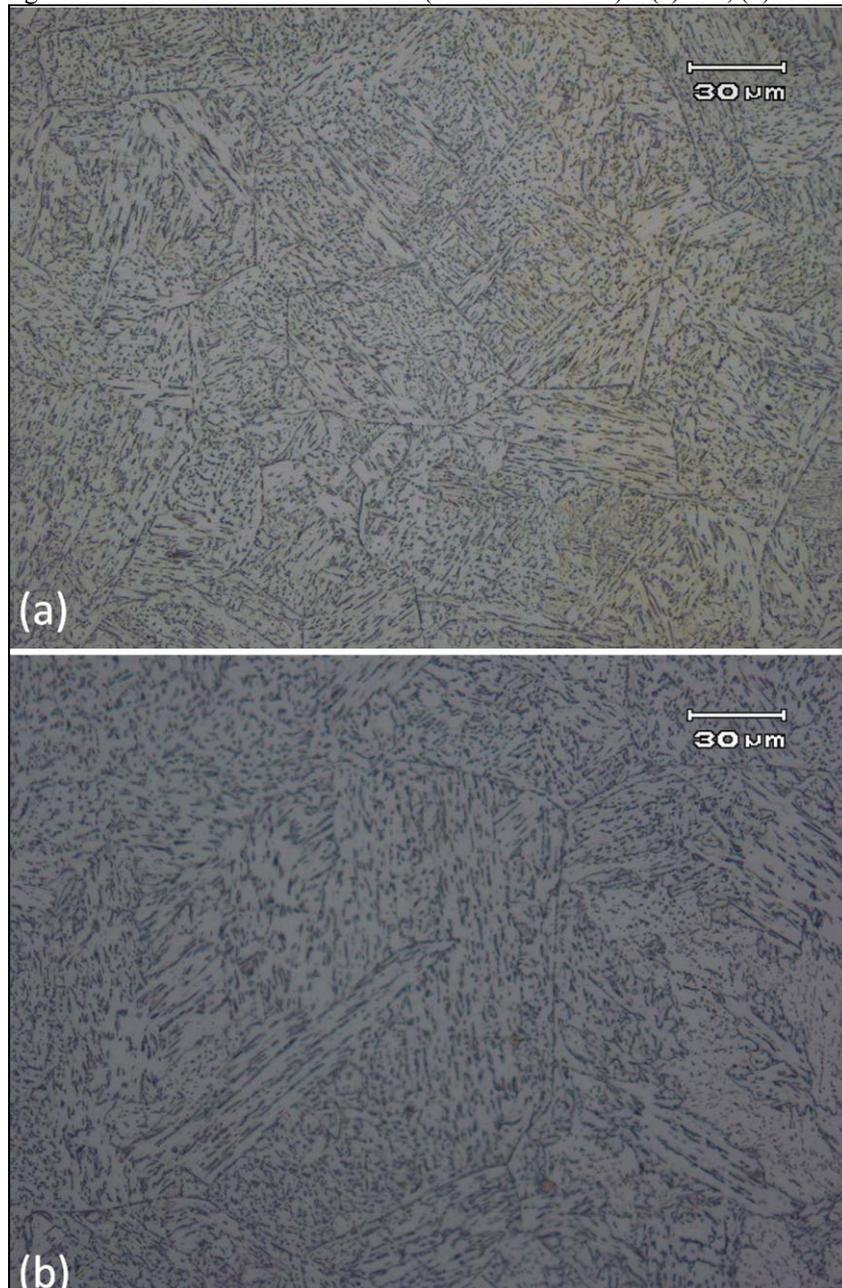


A figura 4.7 apresenta a região de grão grosseiro (RRG) na ZTA do metal base DOMEX 700 MC. Da mesma maneira que na RRG, a microestrutura da JS1, figura 4.7 (a), e da JS2, figura 4.7 (b), mostram-se muito semelhantes.

Esta região tende a ser a mais problemática da ZTA de um aço. De um modo geral é caracterizada por uma estrutura grosseira, com ferrita apresentando uma morfologia em placas e a presença de bainita (MODENESI, 2009).

Com o ataque realizado, registra-se a presença de ferrita acicular. Comparando-se com a RRG da ZTA do A36, nota-se grão menores e mais refinados no DOMEX 700 MC.

Figura 4.7 – Micrografia RGG ZTA DOMEX 700 MC (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2



#### 4.3.5 Zona Fundida

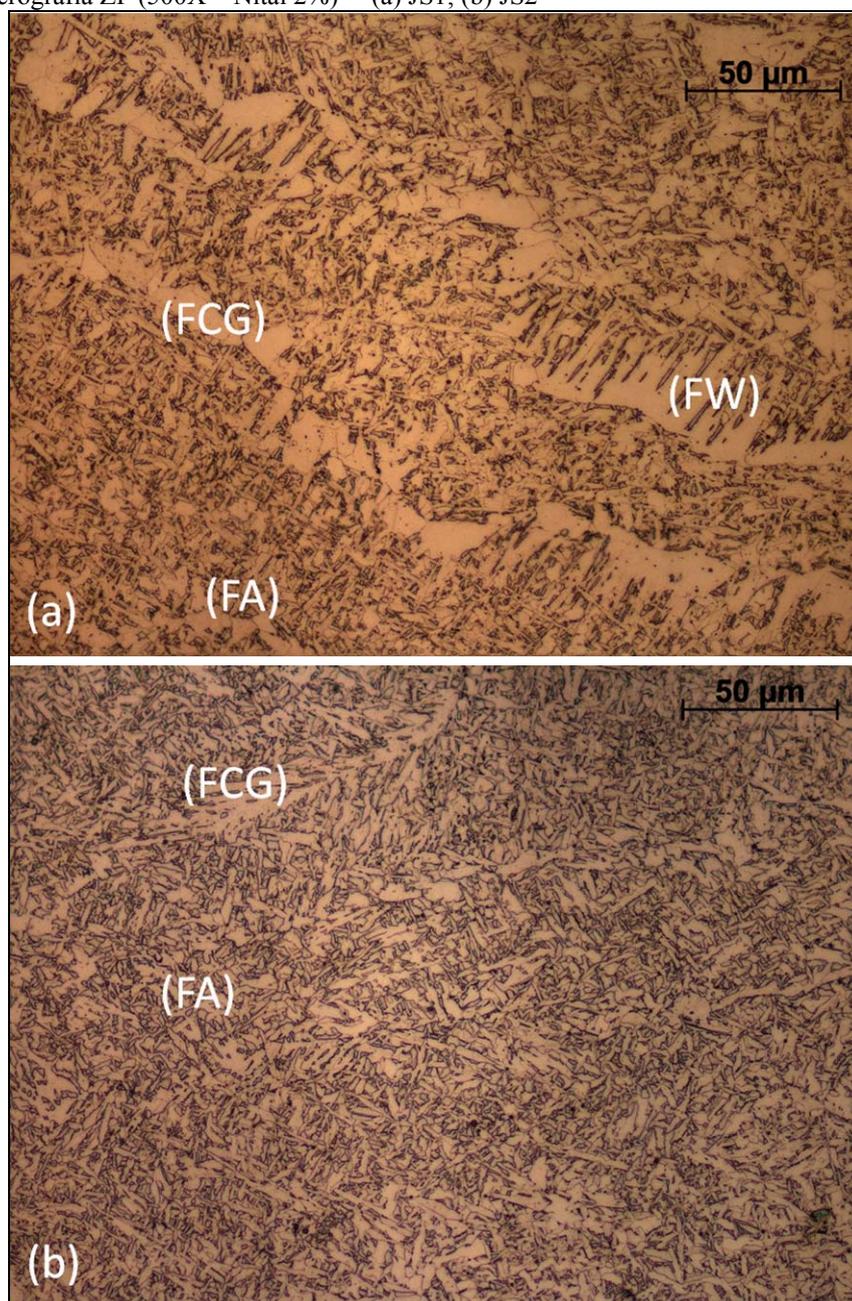
As microestruturas da zona fundida (ZF) da JS1 e da JS2, são mostradas nas figuras 4.8 (a) e 4.8 (b) respectivamente.

Destaca-se na JS1 a presença de três tipos distintos de ferrita (regiões claras): ferrita de segunda fase alinhada ou ferrita de Widmanstätten (FW), ferrita de contorno de grão (FCG) e ferrita acicular (FA).

Observa-se na JS2 um maior refino do grão e a ausência da ferrita de Widmanstätten (FW). Nesta junta, a ferrita de contorno de grão (FCG) mostra-se em menor quantidade quando comparada à JS1, o que proporciona a zona fundida da JS2, maior quantidade de ferrita acicular (FA) em sua microestrutura.

Ressalta-se que devido ao seu pequeno tamanho de grão e diferença de orientação cristalina entre os grãos, a ferrita acicular é considerada a melhor para garantir uma tenacidade elevada para o metal de solda de aço com limite de escoamento em torno de 500 MPa. (MODENESI, 2009).

Figura 4.8 – Micrografia ZF (500X – Nital 2%) – (a) JS1; (b) JS2



#### 4.4 Perfil de dureza

As tabelas 4.3 e 4.4 mostram os valores máximos, mínimos e médios do ensaio de microdureza Vickers da JS1 e JS2 respectivamente. Avaliando-se os valores médios nas tabelas, observa-se a dureza característica dos metais base DOMEX 700 MC e ASTM A36.

No que diz respeito a ZTA do DOMEX 700 MC, levando em consideração os valores máximos apresentados nas tabelas 4.3 e 4.4, da mesma forma que nas micrografias, não identificou-se a presença de bainita nas microestruturas da JS1 e da JS2. Em relação a ZTA do ASTM A36, quando comparada a dureza do MB, observa-se um pequeno aumento da dureza, porém, estes valores não são significativos a ponto de causar a fragilização das juntas.

Na ZF, observa-se que a JS2 apresenta uma dureza média superior a dureza média da JS1. Esta pequena diferença de dureza já era esperada, e deve-se aos elementos de liga presentes no metal de adição utilizado na JS2 (AWS ER 80S-D2).

Tabela 4.3 –Resumo das microdurezas Vickers da JS1

	DOMEX 700 MC	ZTA DOMEX 700 MC	ZF	ZTA ASTM A36	ASTM A36
Máximo	323	247	257	226	196
Mínimo	285	205	217	161	150
Média	305	230	232	191	163

Tabela 4.4 –Resumo das microdurezas Vickers da JS2

	DOMEX 700 MC	ZTA DOMEX 700 MC	ZF	ZTA ASTM A36	ASTM A36
Máximo	338	266	254	250	178
Mínimo	294	185	236	156	153
Média	315	235	243	190	162

Nas figuras 4.9 e 4.10, observa-se que a dureza do material DOMEX 700 MC, decresce na ZTA. O decréscimo da dureza do DOMEX tem relação com a microestrutura observada nesta região e as temperaturas que o MB foi submetido durante a soldagem.

Na ZTA a junta é aquecida a temperaturas comumente utilizadas no tratamento de normalização dos aços (900 a 1000°C) (FIGUEIREDO, 2005). Dessa maneira, como já mencionado anteriormente, pode-se dizer que o ciclo térmico foi suficiente para causar a

recristalização do material, ou seja, passando de uma estrutura deformada para uma isenta de deformação (MODENESI, 2009).

Nota-se também, que em ambas as juntas (JS1 e JS2) a dureza da ZTA, tanto para o DOMEX 700 MC e o para o ASTM A36, apresenta-se maior na RGG, próximo a zona de ligação. Este comportamento caracteriza-se pelas microestruturas detectadas pela micrografia nesta região.

Figura 4.9 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers JS1

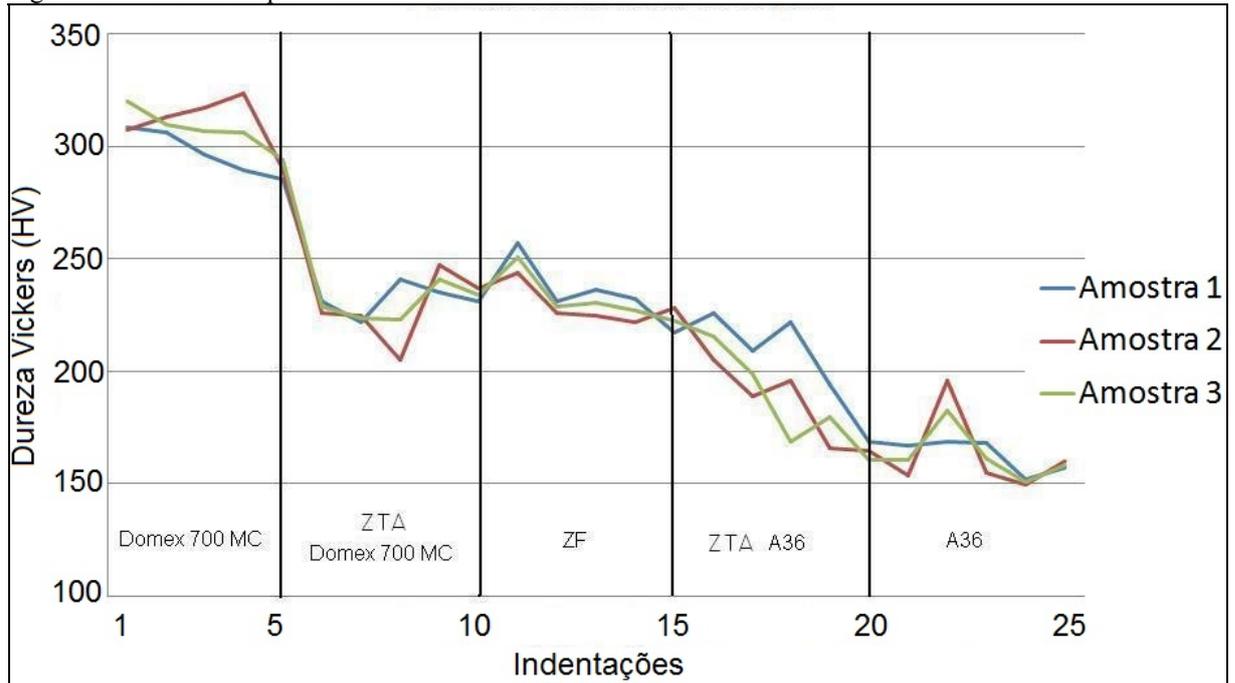
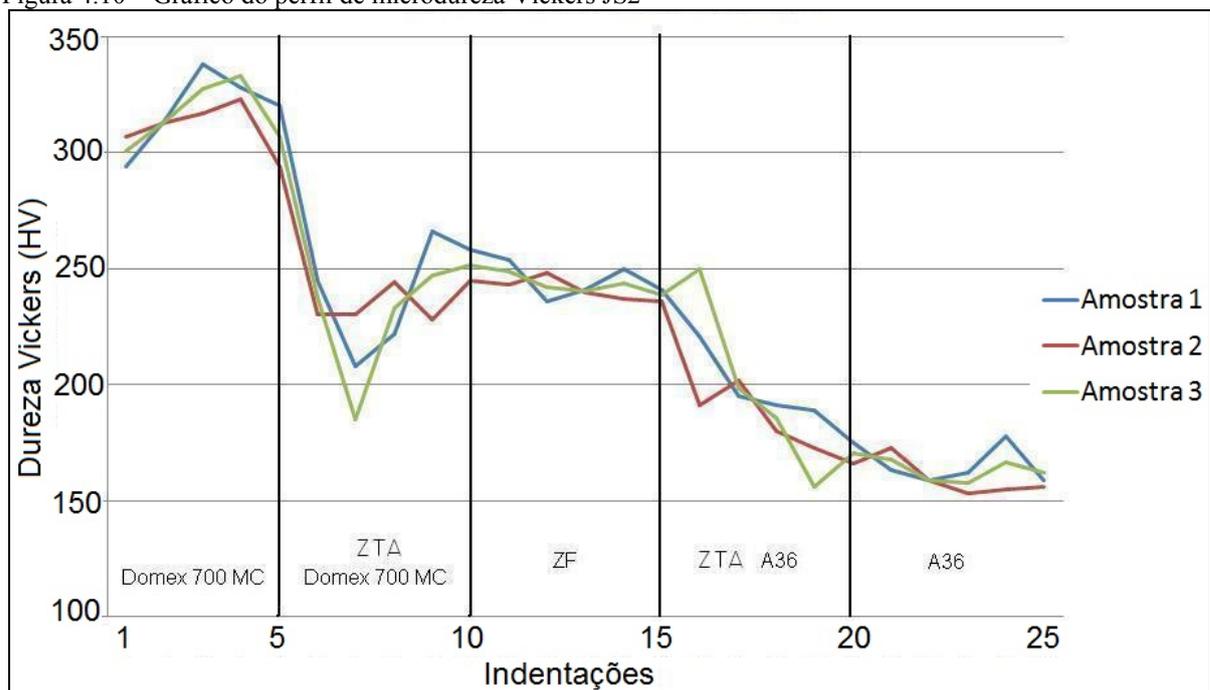


Figura 4.10 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers JS2



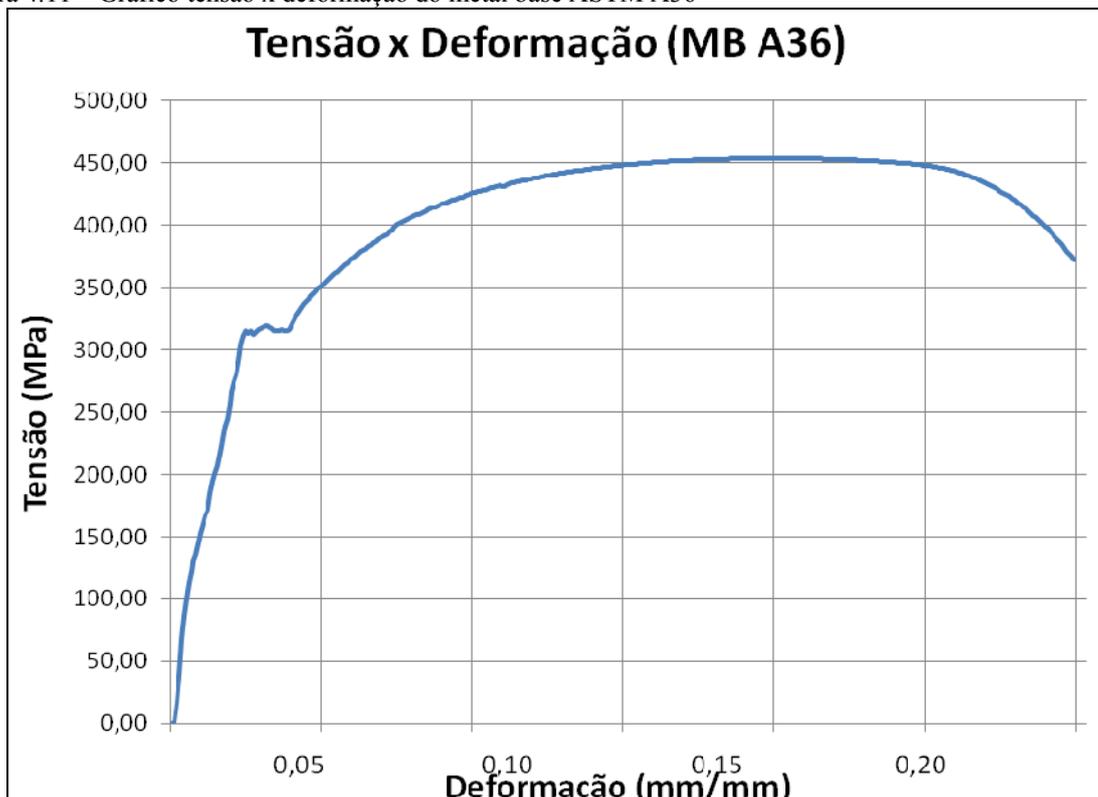
O anexo 3 apresenta o resultado detalhado do ensaio de microdureza Vickers da JS1. Da mesma forma, o anexo 4 trás os valores para a JS2.

## 4.5 Ensaio de tração

### 4.5.1 Metais Base

A figura 4.11 apresenta o gráfico tensão/deformação do metal base ASTM A36. Nela observam-se os limites de escoamento (inferior e superior) bem definidos e o comportamento dúctil do material.

Figura 4.11 – Gráfico tensão x deformação do metal base ASTM A36



Na tabela 4.5, que mostra um resumo dos ensaios de tração dos metais base, nota-se que a tensão de escoamento e a tensão máxima do ASTM A36 ficaram dentro dos requisitos determinados pelo fabricante na tabela 2.1.

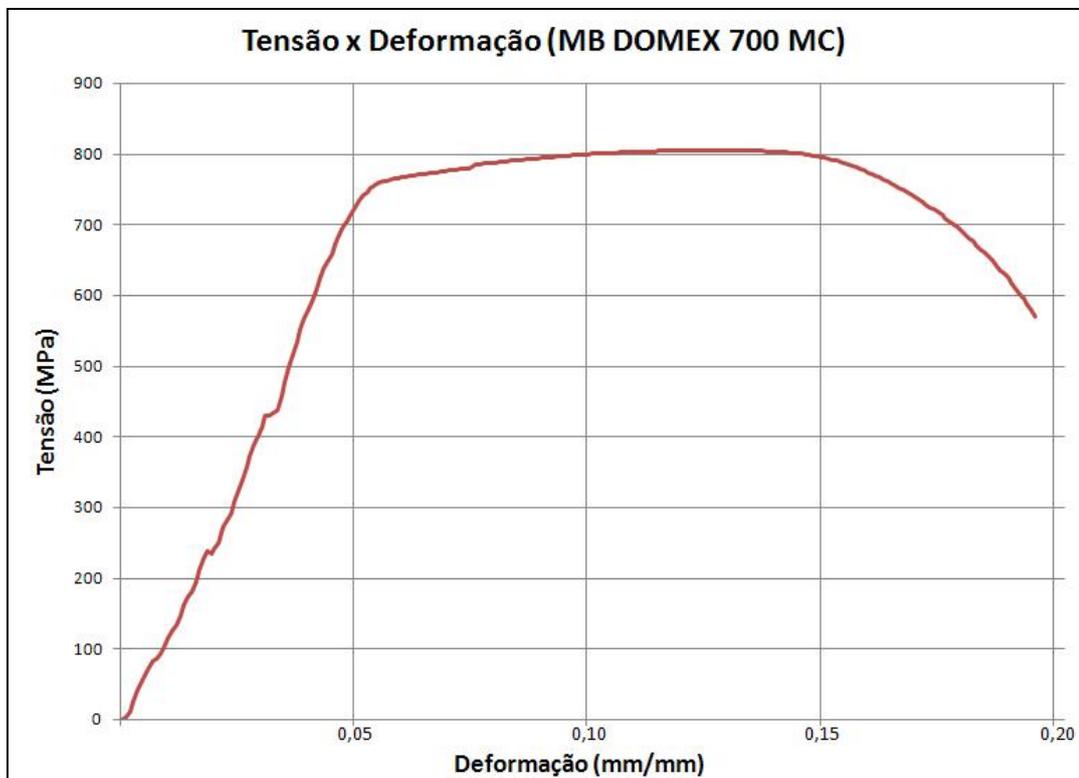
Comparando-se os valores da tensão de escoamento e da tensão máxima do metal base DOMEX 700 MC, tabela 4.5, com os parâmetros especificados na tabela 2.3, observa-se que o resultado do ensaio de tração atendeu às especificações do fabricante.

Tabela 4.5 –Resumo dos ensaios de tração dos metais base

Metal Base	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Alongamento Final (%)
ASTM A36	313,95	453,59	30
DOMEX 700 MC	767,32	805,34	19

A figura 4.12, destaca o comportamento característico do DOMEX 700 MC. Pelo fato do material possuir maior quantidade de elementos de liga em solução sólida, apresenta maior dureza. Esses níveis de dureza dificultam o movimento das discordâncias, fazendo com que o material não apresente o escoamento descontínuo observado para o ASTM A36.

Figura 4.12 – Gráfico tensão x deformação do metal base DOMEX 700 MC



#### 4.5.2 Juntas soldadas

No que concerne aos resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas (JS1 e JS2), foi comprovada a integridade das juntas. Todos os corpos de prova, independente do arame de solda utilizado (AWS ER 70S-6 ou AWS ER 80S-D2), romperam no metal base ASTM A36, como mostra a figura 4.13.

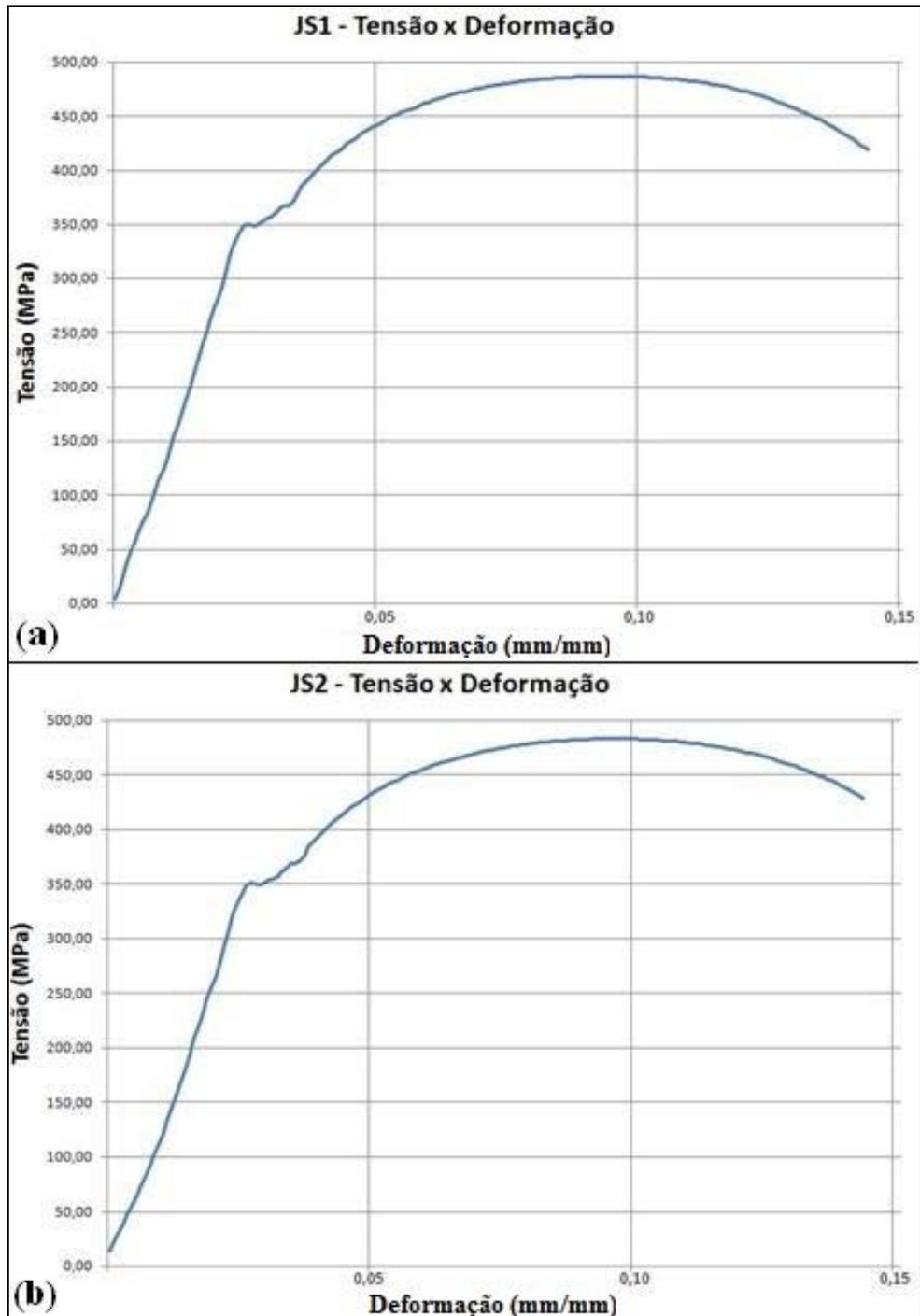
Figura 4.13 – (a) Corpos de prova de tração da JS1; (b) Corpos de prova de tração da JS2



Este resultado era esperado devido ao *overmatching* dos arames de deposição e do aço DOMEX 700 MC em relação ao metal base ASTM A36, ou seja, a resistência mecânica dos arames utilizados e do metal base DOMEX 700 MC é superior a resistência do aço ASTM A36.

Em relação ao alongamento percentual dos corpos de prova soldados, observando a figura 4.14, nota-se que ambas as juntas soldadas apresentaram comportamento semelhante, com deformação em torno de 0,14 mm/mm. Quando comparados aos metais base ASTM A36 e DOMEX 700 MC, que apresentaram respectivamente um deslocamento de 0,30 mm/mm e 0,18 mm/mm, as juntas soldadas (JS1 e JS2) mostraram uma redução no percentual de alongamento. Este fenômeno justifica-se pela complexidade da junta soldada e pelas restrições a deformação plástica apresentadas pelo metal base DOMEX 700 MC, bem como, pelos metais de adição.

Figura 4.14 – (a) Curva tensão/deformação média da JS1; (b) Curva tensão/deformação média da JS2



Com base nos dados da tabela 4.6, observa-se que as juntas soldadas apresentaram uma elevação no limite de escoamento e resistência quando comparadas ao metal base ASTM A36. Estima-se que as alterações ocorridas nas propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados devem-se ao aporte de calor e ciclo térmico que as juntas foram submetidas.

A maioria dos processos de soldagem tem como principal fonte de energia o calor. Esta fonte de calor tem influência direta nas transformações metalúrgicas e nos fenômenos mecânicos que ocorrem na zona da solda (RODRIGUES, 2012).

Tabela 4.6 – Limites médios de escoamento e resistência das juntas soldadas

Junta Soldada	Tensão de Escoamento Média (MPa)	Desvio Padrão Tensão de Escoamento	Tensão Máxima Média (MPa)	Desvio Padrão Tensão Máxima	Alongamento Final Médio (%)	Desvio Padrão Alongamento Final
JS1	349,57	0,39	486,69	2,42	15	0,41
JS2	349,62	3,39	482,71	4,14	13	0,20

A tabela 4.6 também deixa claro que as juntas soldadas (JS1 e JS2) apresentaram comportamentos semelhantes em relação a tensão de escoamento e a tensão máxima. Dessa forma, através do ensaio de tração, não foi detectado influencia dos metais de adição no que diz respeito à resistência mecânica.

#### 4.6 Ensaio de fadiga

A tabela 4.7 trás um resumo do ensaio de fadiga das duas juntas soldadas. Analisando-se os valores da tabela, nota-se que o desvio padrão, ou seja, a dispersão dos resultados foi maior para a JS1. Acredita-se que tal dispersão é decorrente das descontinuidades detectadas na macrografia da junta soldada. Em corpos de prova soldados, muitas são as variáveis que podem influenciar no resultado do ensaio de fadiga.

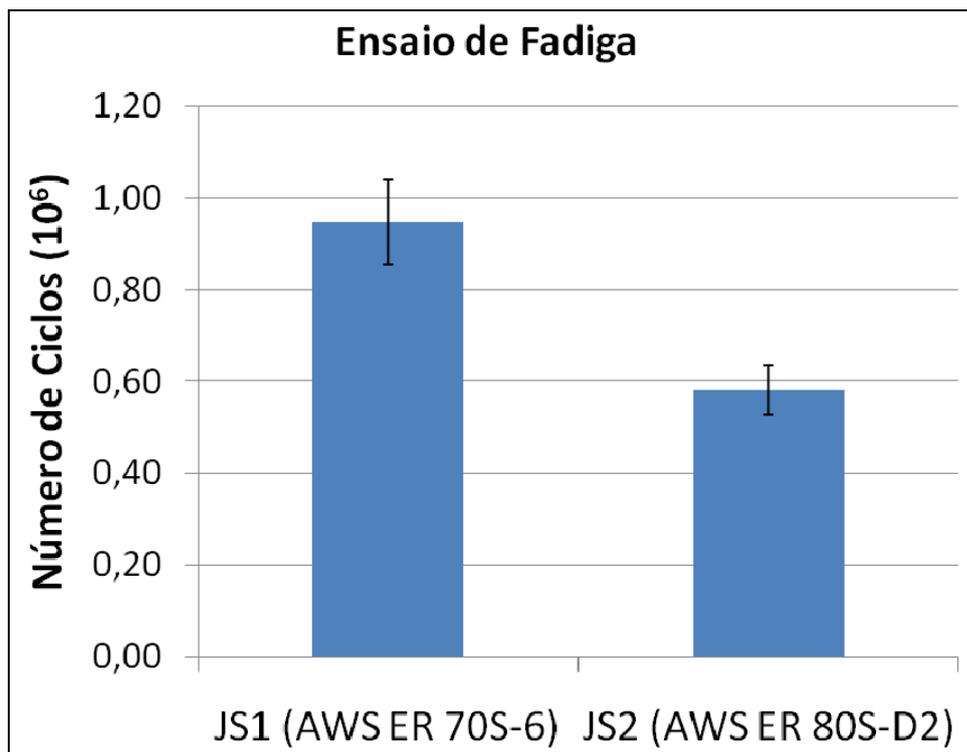
A soldagem afeta o material através do processo de aquecimento e subsequente resfriamento, ocasionado pelo processo de fusão que adiciona o material da solda (para soldas com adição de material), resultando em materiais não homogêneos e diferentes (FRICKE, 2003). Somado a isto, a solda usualmente não é perfeita, contendo inclusões, poros, cavidades, etc. O perfil entre a solda e o metal base provoca descontinuidades geradoras de alta concentração de tensões. Por último, as tensões residuais e as distorções devido ao processo de soldagem afetam o comportamento à fadiga (GOES, 2010). Para amostras que contém concentradores de tensão, como as que possuem juntas soldadas, o limite de fadiga não costuma ser muito bem definido, podendo até mesmo não existir (ALBUQUERQUE, 2004).

Tabela 4.7 – Resumo do ensaio de fadiga da JS1 e JS2

Junta Soldada	Nº de Ciclos			Média	Desvio Padrão
	CP 1	CP 2	CP 3		
JS1 (AWS ER 70S-6)	839413	1000000	1000000	946471,00	92714,95
JS2 (AWS ER 80S-D2)	600414	622819	521242	581491,67	53366,78

A figura 4.15 apresenta de forma gráfica a média do número de ciclos suportados pela JS1 e pela JS2, bem como, a dispersão dos resultados. O gráfico aponta que os corpos de prova soldados com o arame sólido AWS ER 70S-6 (JS1), apresentaram uma vida em fadiga média maior, porém, devido à dispersão dos resultados, no intuito de afirmar se a média de ciclos suportados pelos corpos de prova da JS1 é maior que a média da JS2, realizou-se a análise estatística dos resultados

Figura 4.15 – Média de ciclos suportados pelos corpos de prova da JS1 e JS2 no ensaio de fadiga



No estudo estatístico utilizou-se o teste t para amostras independentes, com um nível de confiança de 95%, considerando-se duas hipóteses:

a) a média de ciclos suportados pela JS1 é menor ou igual a média de ciclos suportados pela JS2 ( $H_0: \mu_{JS1} \leq \mu_{JS2}$ );

b) a média de ciclos suportados pela JS1 é maior que a média de ciclos suportados pela JS2 ( $H_a: \mu_{JS1} > \mu_{JS2}$ );

A análise das hipóteses foi realizada tomando como base os resultados mostrados na tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Teste t uni-caudal presumindo variâncias equivalentes

	JS1 (AWS ER 70S-6)	JS2 (AWS ER 80S-D2)
Média	946471,00	581491,67
Variância	8596061523,00	2848012756,33
Observações	3,00	3,00
Variância agrupada	5722037139,67	
Gl	4,00	
t <sub>estatístico</sub>	5,91	
t <sub>crítico</sub>	2,78	

Comparando-se o valor de  $t_{\text{estatístico}}$  com o valor de  $t_{\text{crítico}}$ , que determina o limite para aceitação da hipótese  $H_0$ , verifica-se que  $t_{\text{estatístico}} > t_{\text{crítico}}$ . Portanto, a hipótese  $H_0$  deve ser descartada e a hipótese  $H_1$  considerada. Desta forma, pela análise estatística, comprova-se que a média de ciclos suportados pela JS1 é maior que a média de ciclos suportados pela JS2.

Destaca-se ainda, que os valores médios alcançados para a vida em fadiga em ambas as juntas (JS1 e JS2), para uma tensão de 315 MPa, são satisfatórios quando comparados ao estudo realizado por Reguly e Rodrigues, 2012. Na análise desenvolvida, os pesquisadores utilizaram como MB chapas do aço DOMEX 700 MC de 9,5 mm de espessura e arame de deposição AWS ER 70S-6. No ensaio de fadiga, em condições semelhantes às deste trabalho, a pesquisa alcançou a média de 216.000 ciclos e 480.000 com tensões de 350 MPa e 280 MPa, respectivamente.

#### 4.7 Análise fractográfica

A figura 4.16 mostra a macrografia da região de ruptura de um corpo de prova submetido ao ensaio de fadiga selecionado aleatoriamente. Todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de fadiga, tanto da JS1 como da JS2, apresentaram fratura na ZL entre o MB A36 e a ZF.

Figura 4.16 – Macrografia da região de fratura das juntas soldadas (6,5X – Nital 5%)



Os motivos pelos quais a fratura ocorreu na ZL, serão discutidos na seção seguinte.

#### 4.7.1 Junta soldada 1

As figuras 4.17 (a) e 4.17 (b) apresentam o aspecto macroscópico da região da fratura da JS1 nos corpos de prova CP1 e CP3, respectivamente. Tal macrografia apresenta a seção transversal do MB A36.

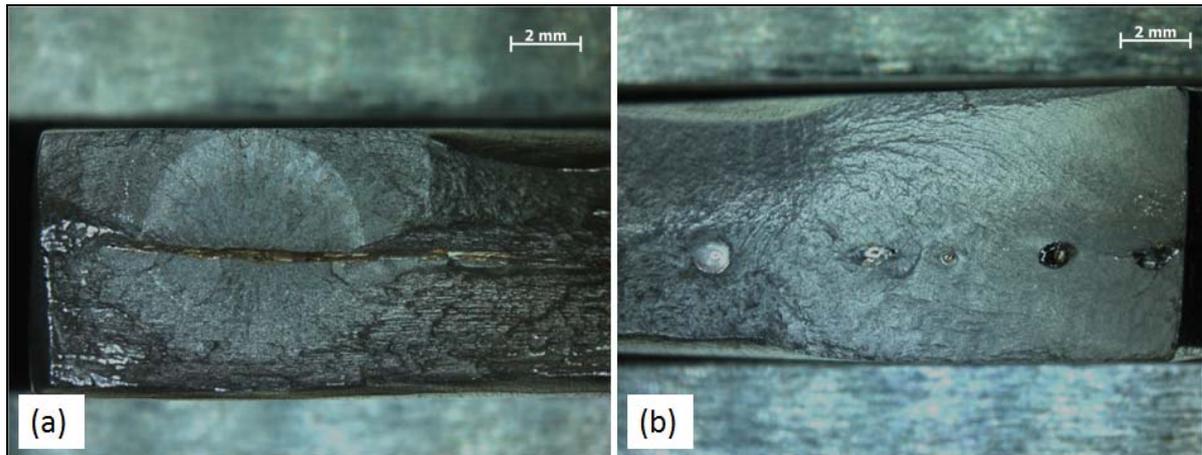
Nota-se que, em ambas as juntas soldadas, a fratura ocorreu na região em torno de descontinuidades de soldagem. Por se tratarem de concentradores de tensões, justifica-se o fato dos corpos de prova de fadiga terem rompido na ZL entre o MB A36 e a ZF, local onde observa-se tais descontinuidades.

Na figura 4.17(a), visualiza-se que a região lisa, de onde possivelmente propagaram-se as trincas, localizou-se em torno de uma descontinuidade do material. Verifica-se também regiões com características de decoesão lamelar.

Na figura 4.17 (b) destaca-se a presença de inclusões de escória alinhadas longitudinalmente na região de provável propagação das trincas. A trinca de fadiga inicia-se geralmente no cordão de solda, numa zona em que a concentração de tensões seja mais elevada, ou num local onde haja defeitos de soldagem (MENDES, 2009).

Tais inclusões já haviam sido detectadas na macrografia da JS1. Inclusões presentes na matriz do material também afetam a distribuição de tensões, agindo como concentradores de tensões. Podem contribuir fortemente para a iniciação da trinca (PERES, 2008).

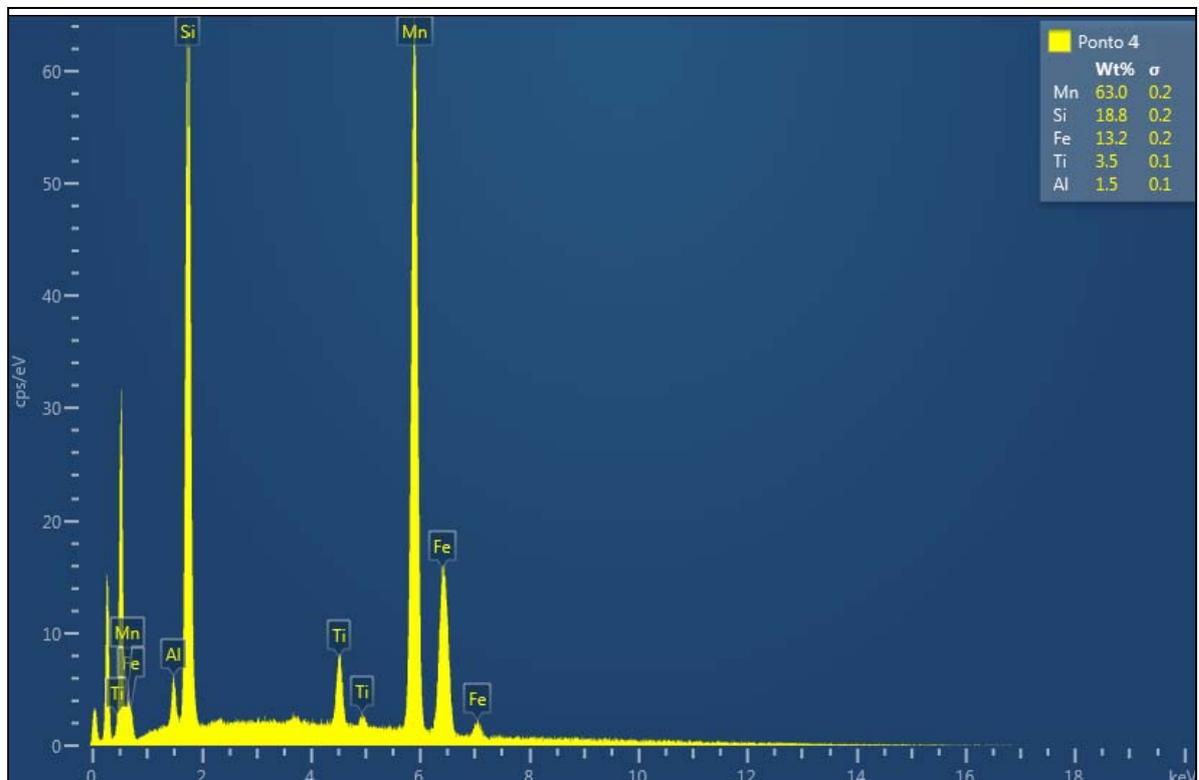
Figura 4.17 – Macrografia da região de início da trinca de fadiga da JS1 (ampliação 6X) – (a) CP1; (b) CP3



No intuito de detectar a origem das inclusões mencionadas, realizou-se a análise de energia dispersiva de raios-x (Energy Dispersive x-ray Spectrometer - EDS).

Na figura 4.18 observa-se concentrações significativas dos elementos silício (Si) e manganês (Mn).

Figura 4.18 – EDS das inclusões da JS1

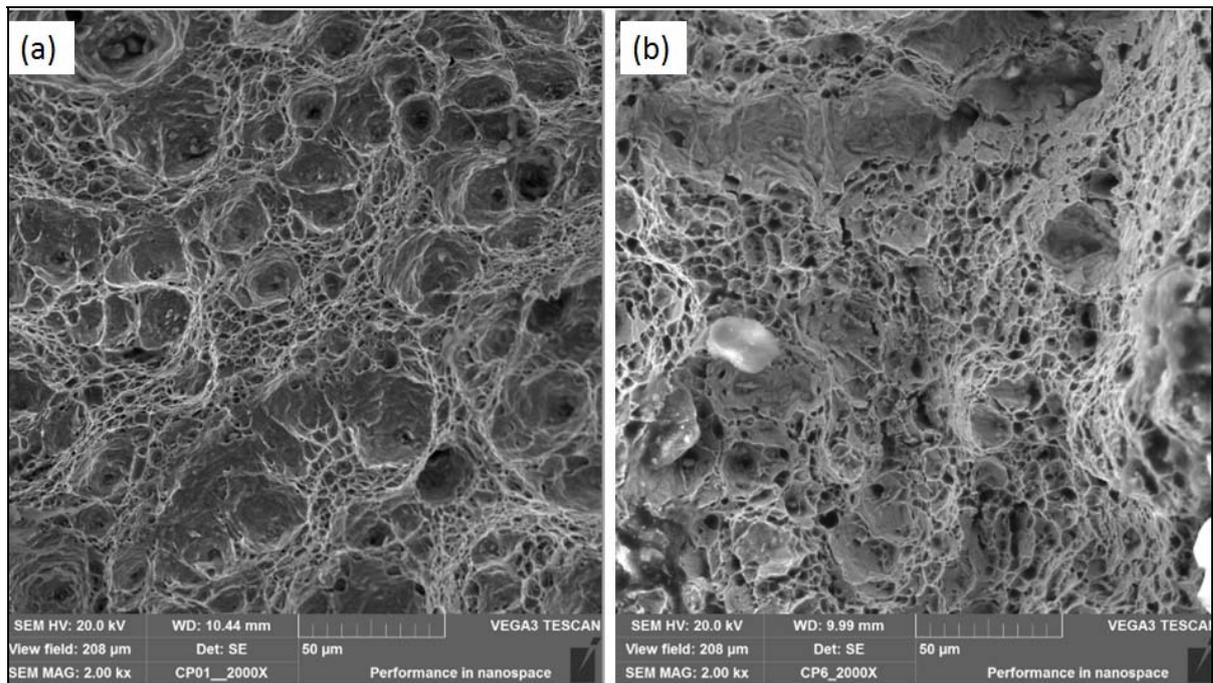


Estas inclusões podem ser provenientes de uma limpeza inadequada entre os passes de soldagem combinado ao uso de gás de proteção inerte misturado com gás ativo, mesmo que

em pequeno percentual (15% de CO<sub>2</sub>), e arame sólido de soldagem com desoxidantes (Si e Mn).

No que diz respeito ao mecanismo de fratura, conforme as figuras 4.19 (a) e 4.19 (b), ambos os corpos de prova apresentaram predominância de coalescimento de microcavidades (*dimples*), caracterizando uma fratura dúctil. Realizou-se uma varredura por toda a área da amostra fraturada, e não foram encontrados indicadores que apontassem para mecanismos de clivagem (fratura frágil), fratura intergranular e fadiga.

Figura 4.19 – Mecanismo da fratura JS1 (MEV - 2000X) – (a) CP1; (b) CP3



A presença de *dimples* está associada a uma fratura do tipo dúctil e a esforços de tração ou cisalhamento (PIMENTA, 2009). Neste estudo, acredita-se que as características de ductilidade do MB A36, adicionadas à presença de discontinuidades na solda e à alta tensão utilizada no ensaio de fadiga, próxima ao limite de escoamento das juntas soldadas, possam ter causado a ruptura dos corpos de prova pelo coalescimento de microcavidades.

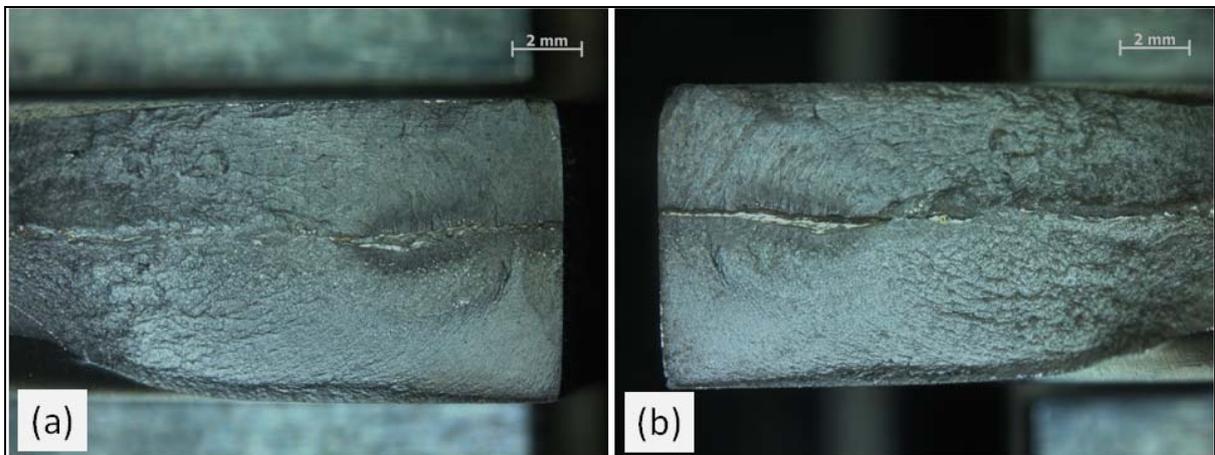
#### 4.7.2 Junta soldada 2

As figuras 4.20 (a) e 4.20 (b) apresentam o aspecto macroscópico da região da fratura da JS2 nos corpos de prova CP2 e CP3, respectivamente. Nota-se em ambos os corpos de

prova (CP2 e CP3) que as trincas possivelmente se propagaram em torno de uma descontinuidade.

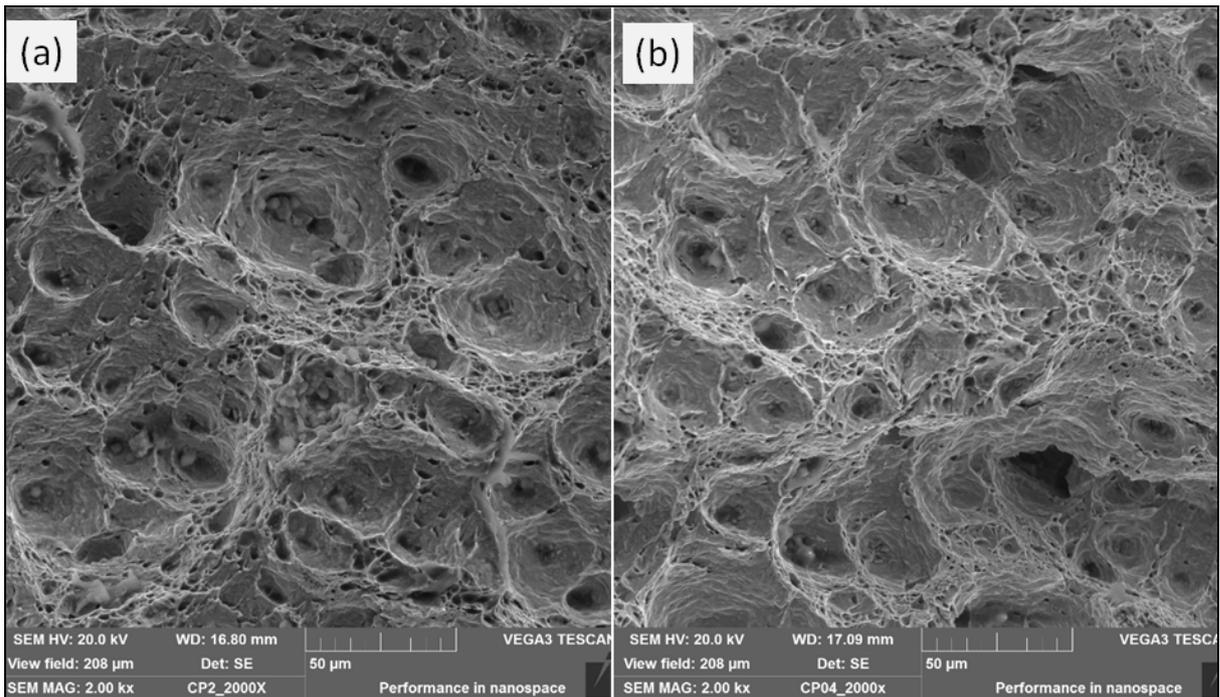
Os corpos de prova analisados (CP2 e CP3), não apresentaram inclusões, o que pode explicar uma menor dispersão nos resultados obtidos no ensaio de fadiga da JS2. Porém, destaca-se a presença de uma descontinuidade no sentido longitudinal da seção transversal do corpo de prova. Tal descontinuidade, possivelmente causada por uma limpeza inadequada entre os passes de soldagem, pode ter acelerado a fratura de fadiga da JS2 por tratar-se de um concentrador de tensões.

Figura 4.20 – Macrografias da região de fratura da JS2 - (a) CP2; (b) CP3



Da mesma forma que para a JS1, realizou-se uma varredura por toda a área da amostra fraturada, e não foram encontrados indicadores que apontassem mecanismos de clivagem (fratura frágil), fratura intergranular e fadiga. Como pode-se observar nas figuras 4.21 (a) e 4.21 (b), o mecanismo de fratura predominante para os corpos de prova analisados caracteriza-se por coalescimento de microcavidades (*dimples*).

Figura 4.21 – Mecanismo da fratura JS2 (MEV - 2000X) – (a) CP2; (b) CP3



Desta forma, pelo fato de que todos os corpos de prova analisados, tanto da JS1 como da JS2, apresentaram mecanismos de coalescimento de microcavidades, acredita-se que a tensão média especificada para o ensaio de fadiga foi excessiva (em torno de 90 % da tensão de escoamento alçada pelas juntas soldadas no ensaio de tração), ocasionando a ruptura dos corpos de prova por *dimples*.

Na ruptura por *dimples*, os vazios são originados nas discontinuidades existentes nos materiais pela ação de uma força externa, geralmente de tração ou cisalhamento. Esse mecanismo de ruptura é característico de materiais dúcteis, com grande capacidade de absorver energia durante a ruptura (PIMENTA, 2009).

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados no capítulo anterior, tem-se as seguintes conclusões:

- Os parâmetros de soldagem utilizados proporcionaram penetração total em ambas as juntas. Desta forma obteve-se um preenchimento adequado da raiz da solda, bem como, o perfil do reforço das juntas foi satisfatório;
- A JS1 apresentou inclusão dos elementos silício (Si) e manganês (Mn) na ZL entre a ZF e os MB. Tal descontinuidade possivelmente ocorreu devido à uma limpeza inadequada entre passes de soldagem;
- A integridade de ambas as juntas soldadas foi validada pelo ensaio de tração, pois, todos os corpos de prova ensaiados romperam na ZTA do metal base de menor resistência mecânica (ASTM A36).
- Ambas as juntas soldadas (JS1 e JS2) apresentaram limites de escoamento (em torno de 350 MPa) e resistência (em torno de 485 MPa) intermediários aos valores dos metais base (DOMEX 700 MC E ASTM A36);
- No que concerne a microestruturas da ZF, a JS2 mostra um maior refino do grão e a presença da ferrita acicular em maior quantidade. Já a JS1 revela em sua microestrutura, além da ferrita acicular e ferrita de contorno de grão, a presença de ferrita de segunda fase alinhada (ferrita de Widmanstatten). Acredita-se que tal microestrutura, não influenciou de maneira negativa o comportamento mecânico da JS1.
- No que diz respeito às microestruturas da ZAT do MB ASTM A36, em ambas as juntas a RRG caracterizou-se por grãos de ferrita mais refinados e menos irregulares. Na RGG observou-se perlita, ferrita de contorno de grão e ferrita de segunda fase alinhada (ferrita de Widmanstatten). A presença de ferrita de segunda fase alinhada na RGG somada as inclusões observadas na ZL, possivelmente contribuíram para a fratura dos corpos de prova nessa região tanto nos ensaios de tração como de fadiga;
- Na ZTA do MB DOMEX 700 MC, tanto a JS1 como a JS2, mostraram na RRG uma microestrutura composta por ferrita refinada. Na RGG, as juntas indicaram a presença de ferrita acicular.
- Em relação ao perfil de dureza, observou-se que a JS2 apresentou na ZF valores um pouco mais elevados que a JS1. Na ZTA dos MB, não encontrou-se diferenças de

durezas entre a JS1 e a JS2. Na RGG, em ambas as juntas, nota-se uma elevação da dureza em relação a RRG. Esta elevação de dureza caracteriza as microestruturas presentes nesta zona;

- Com base no resultado da análise estatística do ensaio de fadiga, constatou-se que para as condições estudadas, a JS1 apresenta maior vida em fadiga;
- Na análise do mecanismo de fratura, em ambas as juntas soldadas predominou a ruptura dúctil caracterizada por coalescimento de microcavidades (*dimples*). Credita-se tal comportamento à elevada tensão de trabalho determinada pela empresa requerente do estudo, somada à presença de descontinuidades na solda e às características dúcteis do MB A36;

Em síntese pode-se ultimar que:

- A utilização de diferentes metais de adição (AWS ER 70S-6 e AWS ER 80S-D2) influenciaram em algumas características das juntas soldadas analisadas. Em relação as características microestruturais não foram observadas diferenças significativas, porém, no que concerne ao comportamento mecânico das juntas soldadas, destaca-se a maior vida em fadiga da junta soldada 1, na qual utilizou-se como metal de adição o arame sólido AWS ER 70S-6.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Albuquerque, M. C. S. De., **Comportamento à fadiga de juntas soldadas de tubulações marítimas tratadas pela técnica TIG Dressing**. Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos da universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande, 2004.

Andia, J.L.M.; Souza, L. F. G.; Bott, I.S. **Microstructural and Mechanical Properties of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone (ICCGHAZ) of an API 5L X80 Pipeline Steel**. Materials Science Forum, Vols. 783-786, pp. 657-662, May. 2014

ASTM E 8 m - 00b. **Metals Test Methods and Analytical Procedures**. V 03.01, 2001.

ASTM E 466 - 96 – **Standard Practice for Conduction Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**, 1996.

AWS Welding Handbook, **Welding Process**. Volume 2, 8ª Edition: American Welding Society, 1991.

Bauly, J. C. **Caracterização microestrutural e propriedades de juntas dissimilares entre aços inoxidáveis fabricadas pelo processo de fusão**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da USP. São Paulo, 2000.

Cantarin, T. N., **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da USP. São Paulo, 2011.

Colpaert, Humberto, **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos**. 5º Edição. Editora LTC, Rio de Janeiro, 2008.

Costa, V. M.; Haag, J.; Santos B. P. dos; Cogo, G.; Lessa, C. R. de L.; Strohaecker, T. R., **Caracterização mecânica e metalúrgica de juntas dissimilares de metais de alta resistência e baixa liga**. 67º Congresso ABM - Internacional, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012. Páginas 1432-1441.

CSN Siderúrgica., **Catálogo de produtos laminados a quente**. São Paulo: CSN Siderúrgica, 2013.

CBCA, **Construção em Aço: Aços estruturais**, Centro Brasileiro da Construção em Aço, 2015. Disponível em: <<http://www.cbca-acobrasil.org.br/site/construcao-em-aco-acos-estruturais.php>>. Acesso em: 22/06/15.

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, **Catálogo de consumíveis**, ESAB, 2013. Disponível em: <<http://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf>>. Acesso em: 17/05/15.

Faragasso, S.M., **Efeito do Procedimento e Tratamento Térmico Pós-soldagem na Relação Tenacidade/Microestrutura de metal de solda de Aço de Extra Alta Resistência**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica, Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ. Rio de Janeiro, 2011.

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

Folkhard, E., **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien New York, 1988. 279p.

Fricke, W., **Fatigue Analysis of welded joints: state of development**. Marine Structures 16. pag 185-200, 2003.

Fischer A., **Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW - Arco pulsado**. Tese de doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais Belo Horizonte, 2011.

Goes, K. C., **Um modelo para previsão de vida à fadiga de juntas soldadas submetidas a carregamentos combinaods**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2010.

Gorni, A.A.; Silveira, J.H.D; Reis, J.S.S., **Estudo Avalia o Desenvolvimento de Chapas com Grão Ultra-Fino**. Corte e Conformação de Metais, v. 3; n. 27, pp. 78-105, julho, 2007.

Gorni, A.A.; da Silveira, J.H.D.; Reis, J.S.S., **Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro**. Revista Tubo & CoMPanhia, v. 5, n. 26; pp. 52-63; Brasil; Outubro de 2009.

Linnert, G. E., **Welding Metallurgy, Carbon and Alloy Steels**. Volume 2, 3<sup>a</sup> Edition: American Welding Society, 1995.

Kejelin, N.Z.; Bushhinelli, A. J. A; Pope, A. M., **Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds**. In: Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto. 2005.

Kou, S., **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.

Magnabosco, R. **Aço ARBL para fabricação de rodas automotives - microestruturas, comportamento mecânico e vida em fadiga**. XVI - COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica), 2001.

Mendes, G. A. M., **Fadiga de juntas soldadas em aços estruturais de alto limite elástico**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade de Coimbra, 2009.

Modenesi, P. J; Marques, P. V; Bracarense, A. Q. **Soldagem : Fundamentos e Tecnologia** -3ed. Belo Horizonte:Editora UFMG, 2009.

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**. Dissertação de Mestrado apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo – 2008.

Nelson, W. T.; Lippold, J. C., **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds Part 1: Nucleation and Growth**. American Welding Society. October, 1999.

Ouchi, C., **Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching process**. ISIJ International, Vol. 41, No. 6, pp. 542–553, 2001.

Peres, L. O. R., **Efeito de Concentração de Tensão na Vida em Fadiga de Aço Utilizado em Spindle de Laminador de Chapas Grossas – Análise Experimental e Modelamento via MEF**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação Engenharia de Materiais pela REDEMAT, Ouro Preto, 2008.

Perini, F. G., **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Materiais pela Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2008.

Pimenta, A. R.; Leitão F. D. C.; Silva, R. M.; Diniz M. G., **Análise de falha de uma máquina de ensaio**. Revista Perspectivas da Ciência e Tecnologia v.1, n.1, jan-jun 2009.

Reguly A.; Rodrigues S. M., **Study of Microestructural and Mechanical Behaviour High Strenght Low Alloy Welding Joints - DOMEX 700MC**. 7° SAE BRAZIL International Colloquium – Suspension and Trailers, Caxias do Sul, 2012.

Rodrigues, S. M., **Estudo do comportamento em fadiga de juntas soldadas de aços bifásicos de alta resistência mecânica**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

Silva Jr., S. F.; Carlech, L. P.; Neto, M. M. **Stress Measurements in a Structural Component Using Magnetic Barkhausen Noise Analysis**. Disponível em: <<http://www.ndt.net/article/ndtnet/2010/silva.pdf>>. Acesso em: 02/05/15.

Silva, M.C., **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. Tese de Doutorado em Engenharia pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SSAB TUNNPLAT, **DOMEX 700 MC - Hot rolled, extra high strength, cold forming steel**. DOMEX High Strength Steel, 2003.

## ANEXO 1 – Análise química do aço ASTM A36

Fxline 59R0180 Optik

Sample : || Giácomo || ASTM A36

|| Derli

Alloy: FE\_100 Mode: PA 12/1/2015

15:29:47

Number of burns:

3

Element	Average	S.D.	R.S.D.	Minimum	Maximum
Fe %	98,6	0,0303	0,0	98,5	98,6
C %	0,179	0,0063	3,5	0,175	0,186
Si %	0,224	0,0049	2,2	0,221	0,229
Mn %	0,839	0,0112	1,3	0,827	0,849
P %	0,022	0,0009	4,3	0,0209	0,0226
S %	0,013	0,0007	5,7	0,0123	0,0138
Cr %	0,0399	0,0009	2,4	0,0392	0,041
Mo %	< 0,003	0,0	0,0	< 0,003	< 0,003
Ni %	0,0096	0,0004	4,9	0,0094	0,0102
Al %	0,0313	0,0015	5,0	0,0295	0,0324
Co %	0,0021	0,0	2,9	0,002	0,0021
Cu %	0,0092	0,0004	4,4	0,0087	0,0095
Nb %	0,0093	0,0009	10,5	0,0086	0,0105
Ti %	0,0034	0,0005	14,7	0,0029	0,0039
V %	0,005	0,0006	13,5	0,0046	0,0058
W %	< 0,015	0,0	0,0	< 0,015	< 0,015
Pb %	0,0074	0,001	13,7	0,0063	0,0083
Sn %	< 0,001	0,0	0,0	< 0,001	< 0,001
B %	0,0008	0,0001	12,7	0,0007	0,0009
Ca %	< 0,0005	0,0	0,0	< 0,0005	< 0,0005
Zr %	0,0073	0,0009	12,9	0,0062	0,0081
Zn %	0,0064	0,0	0,8	0,0063	0,0064
Bi %	< 0,0075	0,0	0,0	< 0,0075	< 0,0075
As %	0,007	0,0007	11,0	0,0064	0,0079
Se %	0,0066	0,0031	46,9	< 0,005	0,0087

## ANEXO 2 – Análise química do aço DOMEX 700 MC

Fxline 59R0180 Optik

Sample : ||Giácómo|| DOMEX 700 MC ||Derli

Alloy: FE\_100 Mode: PA 12/1/2015

15:24:02

Curve : Low Alloy Steel

Number of burns: 3

Element	Average	S.D.	R.S.D.	Minimum	Maximum
Fe %	97,5	0,0326	0,0	97,4	97,5
C %	0,0793	0,0067	8,5	0,0715	0,0833
Si %	0,0614	0,0053	8,7	0,0563	0,0669
Mn %	1,89	0,0109	0,6	1,88	1,9
P %	0,0157	0,0011	7,2	0,0145	0,0167
S %	0,0026	0,0004	15,9	0,0021	0,0029
Cr %	0,044	0,0019	4,4	0,0422	0,046
Mo %	0,0872	0,0009	1,0	0,0864	0,0882
Ni %	0,0357	0,0009	2,8	0,0347	0,0367
Al %	0,0248	0,0003	1,4	0,0245	0,0252
Co %	0,0135	0,0001	0,8	0,0134	0,0136
Cu %	0,0102	0,0004	4,2	0,0097	0,0106
Nb %	0,0628	0,0029	4,7	0,0599	0,0658
Ti %	0,141	0,0011	0,8	0,139	0,141
V %	0,0122	0,0002	2,0	0,012	0,0124
W %	< 0,015	0,0	0,0	< 0,015	< 0,015
Pb %	0,01	0,0003	3,5	0,0096	0,0103
Sn %	< 0,001	0,0	0,0	< 0,001	< 0,001
B %	0,0007	0,0001	14,6	0,0006	0,0008
Ca %	0,007	0,0009	13,2	0,0061	0,0079
Zr %	0,0078	0,0005	7,5	0,0072	0,0083
Zn %	0,0078	0,0007	10,0	0,007	0,0086
Bi %	< 0,0075	0,0	0,0	< 0,0075	< 0,0075
As %	< 0,005	0,0	0,0	< 0,005	< 0,005
Se %	0,0118	0,0037	31,6	0,0077	0,015

**ANEXO 3 – Resultado detalhado do ensaio de microdureza vickers da JS1**

JS1 (AWS ER 70S-6)

	Indentação	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
DOMEX 700 MC	1	308	307	320
	2	306	313	310
	3	296	317	307
	4	289	323	306
	5	285	290	294
ZAC DOMEX 700 MC	6	231	226	229
	7	222	225	224
	8	241	205	223
	9	235	247	241
	10	231	237	234
ZF	11	257	244	251
	12	231	226	229
	13	236	225	231
	14	232	222	227
	15	217	228	223
ZAC ASTM A36	16	226	205	216
	17	209	189	199
	18	222	196	169
	19	194	166	180
	20	169	165	161
ASTM A36	21	167	154	161
	22	169	196	183
	23	168	155	162
	24	152	150	151
	25	157	160	159

**ANEXO 4 – Resultado detalhado do ensaio de microdureza vickers da JS2**

JS2 (AWS ER 80S-D2)

	Indentação	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
DOMEX 700 MC	1	294	307	301
	2	314	313	314
	3	338	317	328
	4	328	323	333
	5	320	294	307
ZAC DOMEX 700 MC	6	245	230	238
	7	208	230	185
	8	222	244	233
	9	266	228	247
	10	258	245	252
ZF	11	254	243	249
	12	236	248	242
	13	241	240	241
	14	250	237	244
	15	241	236	239
ZAC ASTM A36	16	221	191	250
	17	195	202	199
	18	191	180	186
	19	189	173	156
	20	175	166	171
ASTM A36	21	163	173	168
	22	159	159	159
	23	162	153	158
	24	178	155	167
	25	159	156	162