UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS
MATERIAIS DA ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

JULIANA APARECIDA RODRIGUES

**Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o
aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG.**

São Carlos
2013

JULIANA APARECIDA RODRIGUES

**Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o
aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG.**

Xgtū q'Eqt tli k c"
".....Qt k lpc n p c'Wpl f cf g
""

Dissertação apresentada ao programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais da Universidade de São
Paulo, para obtenção do título de Mestre
em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento,
Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Haroldo Cavalcanti
Pinto

São Carlos

2013

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

R685e Rodrigues, Juliana Aparecida
 Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico
 alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL
 pelo processo de soldagem TIG. / Juliana Aparecida
 Rodrigues; orientador Haroldo Cavalcanti Pinto. São
 Carlos, 2014.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos; Instituto de Física de São Carlos; Instituto de
Química de São Carlos, da Universidade de São Paulo,
2014.

1. Soldagem de Juntas Dissimilares. 2. Processo de
Soldagem TIG. 3. Metalurgia de Soldagem. 4. Aços
Automobilísticos Inovadores. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Engenheira **JULIANA APARECIDA RODRIGUES**.

Título da dissertação: " Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG".

Data da defesa: 28/02/2014

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Dr. **Haroldo Cavalcanti Pinto (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Pedro Paiva Brito**
(Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais/PUC-MG)

APROVADO

Prof. Dr. **Omar Maluf**
(Faculdade de Tecnologia do Estado de São Paulo/FATEC)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Denís Vinicius Coury**

DEDICATÓRIA

A Deus pela vida.

À meus pais pelo incentivo e carinho nesta trajetória.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado como apoio e colaboração de algumas empresas e pessoas que cabem aqui ressaltar:

A empresa FEREZIN que permitiu a utilização de seus colaboradores, equipamentos e materiais no processo de soldagem para produção dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Os colegas Ricardo, Ramon, Erenilton e Aline pelo auxílio técnico permanente na realização e implantação deste trabalho.

A Universidade de São Paulo por dar a oportunidade da realização do Mestrado disponibilizando sua estrutura em tempo integral.

O Prof. Dr. Haroldo Cavalcanti Pinto pela orientação, pelas cobranças e paciência dispensadas neste trabalho.

O Prof. Dr. Omar Maluf da Faculdade de Tecnologia de Sertãozinho pelo apoio na etapa de fundição dos aços austeníticos de alto manganês com efeito TRIP e durante a execução deste trabalho.

O engenheiro Emmanuel Borba Faria Lima, gerente comercial da empresa Thyssenkrupp Aceros y Servicios, que disponibilizou as chapas do aço ARBL do tipo XABO 500 para a realização da soldagem TIG.

Aos funcionários e professores dos laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Paulo – SMM-EESC-USP.

Demais pessoas que, a sua maneira, auxiliaram na execução deste trabalho, bem como os colegas de aula e demais professores do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais.

RESUMO

RODRIGUES, J. A. **Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG.** 113p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

Tendo em vista a tendência mundial de se buscar a diminuição de peso de estruturas metálicas de veículos, o desenvolvimento de aços de resistência mecânica superior apresenta-se como um importante fator para a competitividade e sustentabilidade da indústria brasileira, além da segurança do usuário. No setor automobilístico, as reduções no peso e no consumo de combustível requerem não somente a pesquisa de novos aços, mas também a utilização de componentes híbridos, resultantes, entre outros, da união entre os aços austeníticos inovadores de alta liga e baixo custo (TRIP) e aços ferríticos comerciais (ARBL).

Na presente dissertação foram investigadas as propriedades mecânicas microestruturais, antes e após o processo de soldagem TIG, dos aços TRIP e ARBL utilizados pela indústria automotiva. O principal objetivo do trabalho foi avaliar possíveis estruturas e modificações nas propriedades das juntas soldadas de acordo com parâmetros de soldagem pré-determinados. Primeiramente, verificaram-se as extensões da zona termicamente afetada dos corpos de prova soldados. Os perfis de microdureza indicaram que não houve uma alteração significativa de dureza na zona termicamente afetada do aço de efeito TRIP, enquanto que para o aço ARBL observa-se um considerável aumento. Os limites de escoamento determinados pelos ensaios de tração realizados permitiram a obtenção dos níveis de resistência mecânica das juntas soldadas. Através dos ensaios de microscopia eletrônica de varredura e microscopia ótica foi possível observar a influência do aporte térmico na zona termicamente afetada do aço ARBL. A análise de EDX nas juntas dissimilares permitiu observar a presença de zonas parcialmente diluídas na zona fundida do lado do metal de base ARBL, a caracterização da composição química nas interfaces entre os metais de base e o metal de solda e prever a microestrutura destas regiões. As fases presentes nos metais de base e na zona fundida foram caracterizadas também pela difração de raios x. Por meio da estereologia quantitativa caracterizou-se as fases presentes na zona fundida e determinou-se suas proporções em função do aporte térmico.

Palavras-chave: Soldagem de juntas dissimilares, processo de soldagem TIG, aços automobilísticos inovadores, metalurgia da soldagem.

ABSTRACT

RODRIGUES, J. A. **Study of weldability of austenitic high manganese TRIP effect with microalloyed HSLA steel by TIG welding process.** 113 p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

In view of the global trend of searching for the weight reduction of metal frames in vehicles, the development of superior mechanical resistance steels presents itself as an important factor for the competitiveness and sustainability of the Brazilian industry, as well as to user safety. In the automotive industry, the reductions in vehicle weight and fuel consumption not only require research of new types of steel but also the use of hybrid components, which result, amongst other things, between the union of austenitic innovative high alloy and low cost (TRIP) with commercial ferritic steels (HSLA).

This dissertation analyses the microstructural mechanical properties before and after the TIG welding process, the TRIP steel, and HSLA used by the automotive industry. The main objective of this study was to evaluate possible phase changes in steel structures and transformation in the properties of the welded joints according to pre-determined welding parameters by analyzing extensions of the heat-affected and melted zones of welded specimens. The micro hardness profiles showed no significant changes in hardness in the heat affected HSLA steel, while the TRIP steel showed considerable increase. Additionally, the yield point determined by the traction tests performed, allowed the obtainment of the mechanical resistance levels of the welded joints. Through the tests of scanning electron and optical microscopy was observed the influence of heat input on heat affected zone of HSLA steel. EDX analysis allowed us to observe the presence of molten zones partially diluted in the side of the base metal HSLA, characterization of the chemical composition at the interface of the base metal and weld metal and predicting the microstructure in these regions. The phases present in the base metal and weld zone were characterized too by x-ray diffraction. By quantitative stereology characterized by the phases present in the weld zone and their proportions were determined as a function of heat input.

Keywords: welding dissimilar joints, TIG welding process, innovative automobile steels, welding metallurgy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução dos tipos de aços estampáveis de alta resistência mecânica – modificado.	20
Figura 2 – Processo de soldagem TIG	22
Figura 3 – Evolução dos tipos de aços avançados de alta resistência - modificado.	25
Figura 4 – Modo de transformação martensítica	26
Figura 5 – Soldagem a arco elétrico	30
Figura 6 – Características de penetração conforme o ângulo da ponta do eletrodo	35
Figura 7 – Aumento da resistência de um aço devido ao efeito de vários elementos na solução sólida	39
Figura 8 – Gráfica de determinação do parâmetro de resfriamento de acordo com as condições de soldagem	40
Figura 9 – Influencia do metal de base sobre a composição do metal fundido	41
Figura 10 – Principais microconstituintes de um metal fundido solidificado	42
Figura 11 – Definição dos sistemas de coordenadas onde a fonte de calor é movida a uma velocidade constante	44
Figura 12 – Diagrama do fluxo de calor no caso da soldagem de espessuras maiores (a) e menores (b)	45
Figura 13 – Representação 3D da distribuição de temperatura no caso de uma fonte móvel	46
Figura 14 – Representação de nucleação heterogênea sobre o substrato sólido.	49
Figura 15 – Nucleação epitaxial e crescimento competitivo na zona de fusão da solda . . .	51
Figura 16 – Microestrutura ao redor da poça de fusão.	54
Figura 17 – Diagrama em bloco do procedimento experimental adotado	56
Figura 18 – Diagrama de Schaeffler	60
Figura 19 – Diagrama de Schaeffler modificado	61
Figura 20 – Plotagem do ponto de intersecção no diagrama de Schaeffler modificado . . .	62
Figura 21 – Soldagem de juntas dissimilares. (a) Projeto de montagem da junta dissimilar pontuada no tubo de purga. (b) Esquema para soldagem das juntas dissimilares a serem soldadas	64
Figura 22 - Geometria e dimensões do corpo de prova de tração segundo a norma ASTM-E8M-11 da junta dissimilar	67

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	04
AGRADECIMENTOS.....	05
RESUMO.....	06
ABSTRACT.....	07
LISTA DE FIGURAS.....	08
LISTA DE TABELAS.....	12
LISTA DE SÍMBOLOS.....	13
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS.....	15
CAPÍTULO 1	
INTRODUÇÃO.....	19
1.1 OBJETIVOS GERAIS.....	22
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	23
1.3 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO.....	23
CAPÍTULO 2	
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
2.1 AÇOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.....	24
2.2 AÇOS DE EFEITO TRIP.....	25
2.3 AÇOS ARBL.....	27
2.4 PROCESSO DE UNIÃO POR SOLDAGEM.....	28
2.4.1 SOLDAGEM A ARCO.....	30
2.4.2 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG.....	32
2.4.3 APORTE TÉRMICO.....	35
2.5 METALURGIA DA SOLDAGEM.....	38
2.5.1 ZONA FUNDIDA.....	38
2.5.2 ZONA TERMICAMENTE AFETADA.....	43
2.5.3 ZONA PARCIALMENTE DILUÍDA.....	48
CAPÍTULO 3	
MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	56
3.2 MATERIAL.....	57
3.3 ANÁLISES QUÍMICAS.....	63

3.4 PROCEDIMENTOS PARA SOLDAGEM.....	63
3.5 ANÁLISES METALOGRÁFICAS.....	66
3.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	67
3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	67
3.7.1 CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO.....	67
3.8 ENSAIO DE MICRODUREZA.....	68
3.9 ESTEREOLOGIA QUANTITATIVA.....	68
CAPÍTULO 4	
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	70
4.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	70
4.2 MICROSCOPIA OPTICA.....	70
4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	76
4.4 ANÁLISE DO PERCENTUAL DE FASES DO CORDÃO DE SOLDA.....	78
4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA.....	82
4.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	86
4.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	90
4.8 ANÁLISE DE EDX DAS JUNTAS DISSIMILARES.....	92
CAPÍTULO 5	
CONCLUSÕES.....	108
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	109

Capítulo 1

Introdução

O desenvolvimento do setor siderúrgico brasileiro em 2007 superou as expectativas com o consumo de produtos siderúrgicos atingindo o nível recorde de 22 milhões de toneladas, 19% acima do registrado em 2006. A produção cresceu 9%, chegando ao valor, também recorde, de 34 milhões de toneladas de aço bruto [57]. Porém, verifica-se ainda que o aço mais utilizado no Brasil é o ASTM A36 de média resistência mecânica (limite de escoamento mínimo de 250MPa), fácil de ser trabalhado, estampado e soldado, em diversas aplicações. Tendo em vista a tendência mundial de se buscar a diminuição do peso de estruturas metálicas em veículos de transporte para, conseqüentemente, reduzir a emissão de gases causadores do efeito estufa, o desenvolvimento de aços de resistência mecânica superior permanece como um importante fator para a competitividade e sustentabilidade da indústria brasileira [1-2].

O desenvolvimento mundial de aços de alta resistência com boa conformabilidade a frio iniciou-se há cerca de trinta anos, Figura 1 [17]. Nesse momento, a resistência mecânica dos aços monofásicos ferríticos pode ser melhorada com a adição de elementos químicos, tratamento térmico e endurecimento por precipitação resultante da conformação mecânica. A partir dessa necessidade de desenvolvimento, surgem os aços de grande ductilidade para estampagem (*Deep-Drawing Quality*, DDQ), os aços microligados para estampagem (*Interstitial-Free High-Strength*, IF-HS), os aços com efeito Bake-hardening (BH), e aços ARBL de alta resistência e baixa liga (*High-Strength Low Alloyed*, HSLA). Todos eles sendo empregado com sucesso em construções mecânicas leves. Contudo, o endurecimento dos aços via adição de elementos de liga mostrou-se limitado. Por essa razão, vem sendo desenvolvidos ao longo de vinte anos e, mais intensivamente, nos últimos cinco, aços polifásicos de matriz ferrítica [3, 17-18]. A esse grupo pertencem, por exemplo, os aços *Dual-Phase* (DP), os aços TRIP de baixa liga e os aços bainíticos (*Complex Phase*, CP). Os aços austeníticos inoxidáveis (*stainless steels*, SS) à base de cromo e níquel também representam uma classe de aços de alta resistência mecânica. No entanto, os elevados teores de níquel geram altos custos de produção, que são normalmente inaceitáveis em diversas aplicações mecânicas [1-3].

Os aços ARBL são aços com teor reduzido de C e microligados com pequenas quantidades (cerca de 0.1%) de Nb, V e/ou Ti, os quais são produzidos por laminação controlada [1-2]. O processamento termomecânico consiste no controle preciso das deformações e das temperaturas durante a conformação a quente destes aços, visando o refino

da microestrutura austenítica para que no resfriamento forme-se uma estrutura ferrítica de granulação muito fina, responsável tanto por um aumento de resistência mecânica quanto por um acréscimo de tenacidade. A precipitação de carbonetos e/ou nitretos de liga (Nb, V ou Ti) durante a laminação controlada inibe o crescimento dos grãos recristalizados de austenita em altas temperaturas de deformação a quente, enquanto que a temperaturas mais baixas e de acabamento, estes precipitados inibem a recristalização juntamente com o crescimento de grão. De acordo com o processamento e a composição química, são obtidos aços ARBL com limites de escoamento na faixa de 350 a 850Mpa [5-6]. Além da propriedade de alta resistência mecânica, estes aços aliam boa soldabilidade devido à redução do teor de C e boa conformabilidade mecânica, além de níveis consideráveis de tenacidade. No setor de transporte, os aços ARBL são amplamente empregados na construção de estruturas navais; na indústria automobilística como tiras conformadas a frio em partes de chassi, braços de suporte, partes da suspensão e das rodas; além de tiras laminadas a quente em chassi de caminhões e estruturas tubulares das carrocerias de ônibus, assim como barras em guindastes [6-7].

Figura 1 - Evolução dos aços estampáveis de alta resistência mecânica - modificado [3].

As ligas de Fe-Mn-C com elevados teores de Mn (15-30%) representam um desenvolvimento recente de aços austeníticos, que, através dos seus mecanismos diferenciados de deformação que variam entre a transformação martensítica induzida por deformação (*Transformation Induced Plasticity*, TRIP) ou a maclação mecânica (*Twinning Induced Plasticity*, TWIP), reúnem elevada resistência mecânica com grandes ductilidades, Figura1 [3-4]. Essa nova classe de materiais estruturais possibilita ainda uma efetiva redução de custos na produção através do reduzido tempo de processamento (sem a necessidade de tratamentos térmicos) e da integração de passos de conformação mecânica. Assim, podem ser

obtidas propriedades mecânicas que superam amplamente os níveis atuais de deformação e resistência mecânica, representando, portanto, um novo avanço em matéria de segurança veicular.

Nos últimos anos, os aços ferro-manganes do tipo TRIP, com cerca de 22 % de manganês, têm se sobressaído em testes realizados junto à indústria automotiva européia. São aços puramente austeníticos e sem transformação de fase. A formação de maclas durante a deformação gera um encruamento extremamente elevado, mas uma grande ductilidade é mantida. Sua capacidade de alongamento pode atingir 50 % para uma resistência mecânica de 1000 MPa, ou 35 % para 1400 MPa. É a primeira vez que um aço oferece propriedades tão extraordinárias para a estampagem. São também particularmente interessantes para outras peças funcionais relacionadas à segurança do veículo, como as saias laterais, as colunas centrais, os montantes e as longarinas [2-3].

No setor automobilístico, as reduções de peso e de consumo de combustível requerem não somente novos materiais, mas também a utilização de componentes híbridos, resultantes, entre outros, da união entre aços inovadores de alta liga e baixo custo, como os aços TRIP, e aços automotivos comerciais de baixa liga, como os aços ARBL. O desempenho destes componentes está atrelado à qualificação de tecnologias adequadas à união de materiais dissimilares, que apresentam grandes diferenças nas suas propriedades físicas e mecânicas.

A soldagem de juntas dissimilares entre aços de alta e baixa liga é um tema não somente de relevância tecnológica e econômica, mas também de alto interesse científico devido à sua complexidade. Isto se deve à ocorrência simultânea de diversas dificuldades de origem metalúrgica [10], como:

- I. a diluição da composição química dos metais de base na poça de fusão e nas zonas parcialmente diluídas (ZPD), possibilitando a formação de martensita;
- II. as diferenças em expansão térmica entre os metais de base (MB) austenítico e ferrítico, que causam níveis de tensão residual distintos e mais significativos na zona de fusão e em ambas as zonas termicamente afetadas (ZTA);
- III. a migração do carbono a partir do aço de maior teor em direção à aquele de menor teor, podendo fragilizar o aço de baixa liga e amaciar o de alta liga.

Diante do presente contexto, o processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa (*Tungsten Inert Gas* – TIG), aliado ao uso de metais de adição adequados ao ajuste composicional na poça de fusão (Figura 2), surge como uma importante alternativa para as aplicações dos aços austeníticos ao manganês em combinação com aços comerciais ARBL de microestrutura predominantemente ferrítica na indústria da mobilidade. A soldagem TIG é conhecida por ser uma tecnologia de “alta qualidade”, pois foi desenvolvida originalmente para atender uma indústria bem exigente, que é a aeroespacial. Uma característica importante deste processo, aliada a eficiente proteção contra contaminações, é o excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição de metal de enchimento [10,44].

Figura 2 - Processo de soldagem TIG [8].

1.1 Objetivos Gerais

Tendo em vista o interesse econômico da indústria automobilística nacional em aços de maior resistência mecânica e elevada ductilidade, o projeto objetiva:

- I. A produção em escala laboratorial de aços de alta liga ao manganês (Fe-Mn-C) TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), ainda indisponíveis e pouco explorados no mercado nacional;
- II. O estudo da influência dos parâmetros de soldagem TIG nas microestruturas e nas propriedades mecânicas das juntas dissimilares entre os aços TRIP e ARBL comerciais.

1.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do projeto são apresentados nos itens a seguir:

- I. Produção doméstica de aços TRIP na forma de blocos pela técnica de fundição;
- II. Tratamento térmico de homogeneização dos blocos fundidos;
- III. Laminação a quente dos blocos fundidos para a obtenção de placas de aços TRIP destinadas aos ensaios de soldagem TIG;
- IV. Seleção de um metal de adição comercial adequado à união dos aços TRIP-ARBL;
- V. Estudo da influência dos parâmetros de soldagem TIG na formação de ZPDs (Zonas Parcialmente Diluídas) e das ZTAs (Zonas Termicamente Afetadas, bem como nas propriedades mecânicas das juntas TRIP-ARBL;
- VI. Caracterização das estruturas dos cordões de solda das juntas soldadas sob em função dos seus aportes térmicos.

1.3 Organização do Texto

Este trabalho possui 5 capítulos. O Capítulo 1, “Introdução”, aborda a introdução a qual contextualiza a pesquisa; o Capítulo 2, “Revisão Bibliográfica”, apresenta a revisão bibliográfica do tema abordado, o Capítulo 3, “Materiais e Métodos”, metodologia utilizada; o Capítulo 4, “Resultados e Discussões”, discussão dos resultados do trabalho; o Capítulo 5, “Conclusões”, mostra as conclusões obtidas a partir da análise dos resultados.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

Neste capítulo é apresentada a teoria base para o desenvolvimento deste trabalho. Conceitos como o desenvolvimento de aços na indústria automobilística, aços de efeito TRIP, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), processos de união por soldagem, processo de soldagem a arco TIG e metalurgia da soldagem.

2.1 Aços na Indústria Automobilística

A concepção de novas ligas em decorrência das exigências e desafios do mercado no que diz respeito à indústria automobilística mostra-se latente nos últimos 20 anos, com o envolvimento da comunidade científica e fabricantes mundiais de aço [11,12].

Com o aumento da demanda pela segurança de passageiros junto à redução de peso de elementos dos veículos, o qual está diretamente associado ao baixo consumo de combustível e consequente redução de emissões de gases de escape nocivos, uma nova geração de aços é criada, Figura 3 [13-16].

O objetivo do setor automobilístico envolve métodos de produção e técnicas de montagem adaptadas, destacando-se neste setor o projeto *Ultra Light Auto Body* – ULSAB, pela *Porche Engineering*, com a parceria de 35 companhias siderúrgicas em 18 países. A partir disso, a presença de aços de alta resistência – HSS nas estruturas de automóveis tornou-se frequente, assim como os aços *Bake-Hardening* – BH e os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL[12-15].

Em continuidade ao projeto ULSAB, o programa *Advanced Vehicle Concepts* propõe o uso dos aços de última geração de alta resistência – AHSS (Figura1), dentre os quais estão os aços *Dual Phase* – DH, aços de plasticidade induzida por deformação – TRIP, aços *Complex Phase* – CP e os aços martensíticos – MART [12-15].

Figura 3 – Evolução dos tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS) - modificado [17].

2.2 Aços de Efeito TRIP

A nova geração de aços desenvolvidos em resposta a tendência de redução de peso e o aumento de resistência, combinam as propriedades de alta resistência, alta ductilidade, dureza, custos efetivos de manufatura e boa capacidade de absorver energia, os quais são determinados por sua matriz austenítica e altos teores de Mn em sua composição (15 a 30% wt.) [14, 16, 18, 19, 20].

A baixa energia de falha de empilhamento intrínseca (ISFE) de aços austeníticos inibe facilmente o deslizamento cruzado, aumentando assim a taxa de deformação por endurecimento [22 - 28]. Alguns aços austeníticos podem se transformar em martensíticos, o que leva a uma maior encruamento, os quais são conhecidos como aços de transformação induzida por plasticidade - TRIP [6,19]. Estes efeitos atrasam o estiramento e são muito eficazes no aumento tanto da resistência quanto da ductilidade do material. Para aplicações específicas, partes estruturais automotivas que devem absorver a energia de impacto durante um evento de choque, solicita-se que exista uma combinação de elevada resistência e ductilidade [28, 29].

A energia de falha de empilhamento (EFE) nestes materiais controla não somente a capacidade de encruamento mas também o tipo e a quantidade de martensita formada, os valores de deformação uniformes, a aptidão ao estiramento e a susceptibilidade à corrosão sob tensão [30]. Nos metais com alta EFE as distâncias entre os deslocamentos parciais são pequenas ou não estão dissociadas, tendendo a facilitar o escorregamento cruzado. Com baixa EFE os deslocamentos tendem a dissociação e as distâncias se tornam maiores, dificultando o escorregamento cruzado; o aumento desta capacidade aumenta com o aumento do limite de resistência a tração e do alongamento uniforme [14, 29, 31, 32, 33]. A literatura [30, 34 - 36] indica que o teor de níquel promove o aumento da energia de falha de empilhamento enquanto que o cromo diminui, o manganês presente apresenta um comportamento semelhante ao do cromo e a outros elementos substitucionais, diminuindo a energia de falha de empilhamento.

O efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) é traduzido como um fenômeno no qual ocorre a transformação de uma matriz austenítica em estrutura martensítica durante uma deformação plástica, Figura 4 [22]. Com a aplicação de tensões ou deformações, ou seja, da força motriz mecânica, há o crescimento da quantidade de defeitos cristalinos na estrutura austenítica, de forma que consequentemente exista o crescimento do número de sítios de transformação martensítica, que ocorrem na forma de agulhas. Porém, a aplicação de tensão excessiva no material austenítico pode acabar destabilizando a austenita e acaba por suprimir a transformação martensítica, promovendo restrições quanto ao crescimento dos sítios potenciais de nucleação devido às tensões internas assim produzidas [12-30].

Figura 4 – Modo de transformação martensítica [30].

Existem duas hipóteses para explicar a função da deformação plástica da austenita na transformação martensítica induzida por deformação. Uma hipótese seria de que a nucleação

da austenita ocorreria por deformação, e a outra hipótese, seria de que a tensão aplicada permaneceria localmente concentrada entre obstáculos como contornos de grãos e maclas pela deformação da austenita, sendo esta tensão concentrada equivalente a necessária a transformação da austenita sem a presença de deformação [30, 34].

Quanto à estrutura da martensita transformada pela deformação são apresentados dois tipos, a martensita ϵ , de estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) e a martensita α' , de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Sendo assim, a transformação de γ para α' (de forte magnetismo) promove o aumento de volume de 2,57%, e a transformação de γ para ϵ (paramagnética) uma redução de volume de 0,81% [30].

A estrutura morfológica martensítica α' é a mesma formada nos aços carbono, com baixa quantidade de carbono nos aços austeníticos, impossibilitando a distorção tetragonal, obtendo uma estrutura CCC em forma de ripas e sem a presença de maclas de alta densidade de deslocamentos. A morfologia ϵ em geral é obtida em baixas temperaturas, e supõe-se o aparecimento da fase martensítica ϵ a existência de falhas de empilhamento, as quais seriam sítios de nucleação da fase martensítica; ou seja, a formação desta fase e das maclas ocorre na presença das falhas de empilhamento pela superposição das maclas com formato de finas agulhas [22-30].

2.3 Aços ARBL

Os aços ARBL são definidos como o resultado de processos de manufatura que incorporam a aplicação de conceitos de endurecimento por precipitação, refino de grão e a adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de laminação [12].

Os aços ARBL são aços comerciais com o teor reduzido de carbono e microligados a pequenas quantidades de Nb, V e/ou Ti, produzidos por laminação [10-35]. De acordo com seu processamento e composição química, obtêm-se aços ARBL com limites de escoamento de 350 a 850 MPa [9-3]. Devido a sua alta resistência mecânica, os aços ARBL possuem boa conformabilidade plástica e soldabilidade, e considerável tenacidade [12].

No setor de transportes, os aços ARBL são amplamente empregados na construção de estruturas navais; na indústria automobilística como tiras a frio em partes de chassis, braços de suporte, partes da suspensão e das rodas, além de tiras laminadas a quente em chassis de caminhões e estruturas tubulares das carrocerias de ônibus, assim como barras em guindastes [6-7].

Os aços ARBL apresentam uma estrutura ferrítica - perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação, de forma a obter maior resistência mecânica. Estes aços constituem uma classe simples de aços metálicos, os quais podem ser produzidos através de ligas com baixos teores de C e Mn e sob condições de processamento simples e devidamente controladas; suas características específicas como tamanho de grão e frações de segunda fase influenciam diretamente as propriedades mecânicas [15].

A apresentação de uma granulação grosseira não é considerada danosa à propriedade de tenacidade desde que não haja a presença de ferrita acicular (FA), representada por granulação fina e entrelaçada, composta por finas ripas de ferrita com cementita. Devido a alta distribuição de ferrita na matriz, a presença deste microconstituente torna favorável o aumento da tenacidade do metal fundido de soldagem em função dos grãos equiaxiais refinados, promovendo uma boa relação entre a resistência e a tenacidade do material [32].

A possível formação de microestruturas frágeis, microconstituintes martensíticos - austeníticos (M-A), podem ser evitados através do controle do ciclo térmico de resfriamento quanto estes materiais são soldados e a sua fração volumétrica tende a aumentar com menores taxas de resfriamento de forma a deteriorar a tenacidade da região soldada [32].

2.4 Processo de União por Soldagem

A soldagem é o mais importante processo de união de metais usado no setor industrial, apresentando aplicações muito variadas que abrangem desde a construção de itens simples e de baixa sofisticação até estruturas e componentes sofisticados que, caso falhem, podem colocar em risco a vida humana, causar danos ao ambiente e gerar enormes prejuízos. Em muitas destas aplicações, a soldagem pode complementar ou competir com outros processos de união (união mecânica, colagem e outros) e de fabricação (como a fundição, conformação mecânica e a usinagem). Para o sucesso da aplicação, é, portanto, importante à escolha correta de consumíveis e a aplicação dos processos de soldagem a serem utilizados. A definição de consumível através da terminologia de soldagem trata-se dos materiais utilizados na deposição e proteção da solda da junta, os quais são caracterizados por eletrodos, varetas, arames, fluxos e gases [45].

De acordo com a bibliografia [42], uma peça metálica é considerada por sua formação por átomos em arranjo espacial característico, os quais localizados na região interna são cercados por átomos vizinhos mais próximos, onde a energia do sistema é mínima. Assim, para condição de energia mínima do átomo não há a tendência de ligação com outros átomos, o

que não ocorre na superfície da peça metálica, onde há um número de átomos vizinhos menor, a assim uma maior taxa de energia; a qual pode ser reduzida com a ligação entre átomos.

Os fenômenos que ocorrem durante a soldagem são numerosos e complexos. Em particular, a influência de ciclos térmicos extremamente rápidos e da alta temperatura sobre as propriedades física, metalúrgica e mecânica de materiais soldados sempre requerem um melhor entendimento. A possibilidade de reconstituição de uma continuidade metálica entre dois componentes envolve o reestabelecimento das forças de ligação interatômicas cujo requerem ao mesmo tempo a conexão dos nós das redes cristalinas e a ausência de qualquer corpo estranho susceptível a constituir a poça. A criação de ligações metálicas consiste, teoricamente, em unir as superfícies próximas a superfície atômica, ou seja, a distancia da ordem intermodal de seu próprio sistema cristalino. Esta operação assume o início na união das superfícies que devem estar quimicamente limpas e no estado polido, porém, isso não é praticamente factível [37].

Para atenuar essa impossibilidade industrial, as superfícies a serem unidas terão de ser ativadas com o propósito de eliminar elementos nocivos e que obstruem a criação de ligações. A superfície mais efetiva a ativação é a fundida.

A ligação metálica é criada pela solidificação, assim, diferentes procedimentos podem ser empregados:

- As duas partes a serem montadas são aquecidas até que ocorra a fusão localizada nas superfícies e serem unidas (possibilitada o uso de metais de adição no momento da fusão, de forma a produzir uma poça fundida composta pelo metal fundido da peça (metal de base) e pelo metal de adição (consumível de soldagem));
- As duas partes a serem montadas são aquecidas até que ocorra a fusão localizada nas superfícies, mas, uma ação externa mecânica expelle o metal fundido e produz a montagem pela colação das superfícies em contato, na temperatura *solidus*;
- As duas partes a serem montadas são submetidas a uma fusão localizada e carregam na formação do núcleo o metal fundido aprisionado durante sua solidificação que é compactado pela ação de uma força externa de compressão.

A ativação das superfícies pode também ser obtida pelo aquecimento das superfícies sem fusão, em geral é suplementada por uma ação mecânica que permite a limpeza e o

aprimoramento no contato das superfícies a serem montadas. Finalmente, a ativação pode ser resultante de uma ação mecânica sem o total aquecimento das partes que serão unidas. A ação mecânica promove a reação plástica da linha exterior de cada superfície e gera um aquecimento bem localizado que finalmente segue o estabelecimento da ligação metálica [38].

Os obstáculos para criação das ligações metálicas podem ocorrer de várias formas, através de irregularidades nas superfícies geométricas, pela poluição da superfície (óxidos, graxas, ou a mistura deles) e por elementos químicos trazidos pelo ar.

2.4.1 Soldagem a Arco

Em procedimentos de soldagem para montagem, os processos a arco possuem papéis significantes, em particular os processos TIG de soldagem (*Tungsten Inert Gas*), plasma e MAG (*Metal Active Gas*). A aplicação da soldagem a arco em função da espessura dos produtos soldados está presente na indústria em fábricas de radiadores, sistemas de água domésticos, ar condicionado e na indústria motora [38].

Figura 5 – Soldagem a arco elétrico [39].

Na indústria estão potencialmente empregados processos de soldagem que utilizam a eletricidade como fonte de energia para realização da união das juntas preparadas. A fusão entre duas partes a serem unidas é promovida através da utilização de um arco elétrico (Figura 5). Na soldagem a arco elétrico o eletrodo pode ser consumível ou não consumível [40].

De acordo com a bibliografia [61] o arco elétrico é determinado como a fonte da calor utilizada para fusão de materiais metálicos, o qual apresenta propriedades como a

concentração da energia para fusão localizada, facilidade de controle e equipamentos de custo relativo. Essa energia localizada para a fusão dos materiais tende a afetar termicamente uma área mínima no metal de base a ser soldado, sendo a mesma transferida pela área de contato, de forma a aquecer o metal de base adjacente até que seja atingida a fusão do material.

A energia do arco tende a difundir-se para o resto do material conforme sua condutividade térmica e pela variação de temperatura das regiões que compõem uma junta soldada. O aumento da intensidade da fonte de energia promove a redução do tempo de geração da poça fundida e o aumento da penetração no metal de base. Entre as características da junta a ser soldada, deve-se considerar a espessura e a condutividade térmica do material, sendo necessário ou não o uso de cobre-junta no momento da soldagem [61].

O arco elétrico caracterizado por uma descarga elétrica entre eletrodos e um gás que possui uma queda de tensão, e sob pressão atmosférica apresenta-se em elevadas temperaturas, de forma a ionizar parcialmente seus gases, formando íons positivos e elétrons, os quais são responsáveis pela corrente elétrica no arco [61].

No momento da soldagem de uma junta para obtenção de um material contínuo são considerados três mecanismos distintos, deformação plástica da fase sólida com ou sem recristalização, difusão e, fusão e solidificação. Os átomos que constituem as duas peças de uma junta de metal cristalino, sendo um metal puro ou uma liga, podem ser unidas pelas ligações metálicas que são determinadas em seu equilíbrio de espaçamento como resultado da atração recíproca, enquanto, simultaneamente, átomos contaminantes são excluídos [38].

No estado deformado, a continuidade metálica é reforçada pelo processo de recristalização dinâmica, onde ocorre o rearranjo atômico com a força motriz da energia de deformação, estabelecendo uma orientação comum de átomos em toda a interface original. A recristalização promove a remoção dos efeitos de trabalho a frio na microestrutura e restaura as propriedades do metal de base.

O segundo mecanismo para obter a continuidade metálica é a difusão tratando do transporte de massa de um lugar para outro da peça através de uma interface devido aos movimentos dos átomos. A difusão pode ocorrer inteiramente na fase sólida, ou na presença de um líquido. Quando isso ocorre inteiramente em fase sólida, em ambos os lados da interface, um conjunto de átomos se move em ambos os sentidos através da interface sob a influência da temperatura e da pressão. Processos de soldagem que dependem de difusão em fase sólida necessitam também da recristalização simultânea, sendo necessária a presença de calor e pressão simultâneos [38].

Se o material que compreende um dos elementos de uma junta torna-se completamente ou parcialmente líquido, mesmo por um momento, enquanto o material do outro elemento do conjunto permanece sólido, a difusão dos átomos do líquido ocorrerá através desta interface para a rede cristalina do sólido, criando uma camada muito fina de liga ao longo da interface [38].

O terceiro mecanismo para a obtenção de continuidade metálica envolve a massa bruta e o transporte dos átomos por meio de fusão e fluxo de transporte microscópico via difusão durante a solidificação do metal base. Sendo assim, a continuidade metalúrgica é o resultado de um crescimento epitaxial. No crescimento epitaxial, os cristais solidificam na interface de modo a produzir grãos sob os cristais não fundidos do metal de base sólido, assim, eles ocupam substrato do cristal ou a da estrutura do grão, sendo orientados e crescendo competitivamente. Os limites de grão de pelo menos alguns dos metais originais, mais favoravelmente orientados, atravessam a interface sem descontinuidade [37].

Os três mecanismos contribuem separadamente ou em combinações para a criação da continuidade metalúrgica em cada processo de soldagem. Sendo assim, os mecanismos contam com a deformação e às vezes dependem de fusão e solidificação, e quase sempre envolvendo a difusão, isoladamente ou em conjunto com outros mecanismos para criar uma estrutura de grão comum pela interface original através da deformação, recristalização ou crescimento epitaxial [37].

2.4.2 Processo de Soldagem TIG

O processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) pode ser definido como um processo a arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio ou uma liga de tungstênio sob a proteção gasosa de um gás inerte, sendo utilizado ou não metais de adição [38].

Este processo é perfeitamente adaptado para os muitos produtos de espessuras menores, possibilitando obter soldas de alta qualidade, com um baixo rendimento térmico. A velocidade de soldagem encontra-se geralmente entre 15 a 50 cm/min, e na soldagem automática é possível obter velocidades superiores [38].

As características da fonte de energia são consideradas como parâmetros de soldagem, assim como os processos de soldagem a arco elétrico. São possíveis vários modos de operação, incluindo a corrente contínua (CC) de polaridade direta ou inversa, com o eletrodo

negativo (EN) ou positivo (EP); ou corrente alternada (CA), os quais resultam em diferentes arcos elétricos e características de solda [41].

A variação da corrente de soldagem afeta a taxa de penetração de um cordão de solda e a velocidade com que se dá a fusão do metal de adição, ou seja, o aumento da taxa de deposição. A variação dos valores de tensão é baixa no processo de soldagem TIG a qual controla o comprimento do arco e a largura do cordão de solda [41].

A polaridade direta produz o mínimo de aquecimento no eletrodo e de forma contrária, o máximo de aquecimento no metal de base no momento da soldagem, onde eletrodos menores podem ser usados de forma a obter a profundidade de penetração maior do que a obtida com polaridade inversa ou corrente alternada. Para obter uma baixa penetração deve-se optar pela opção que leva ao aquecimento mínimo do metal de base, usando a polaridade inversa ou corrente alternada [41].

Para a soldagem de aços, a polaridade direta (eletrodo negativo) é sempre usada com argônio como gás de proteção. As recomendações quanto a preparação das juntas para a soldagem pelo processo TIG em função da espessura são indicadas pela Tabela 1.

As extremidades a serem soldadas devem ser limpas e livres de óleos. Um suporte de cobre pode ser empregado para facilitar a penetração para espessuras maiores que 2mm. Os parâmetros de soldagem são determinados pela natureza e composição dos metais de base, da espessura e do método de fixação. Os parâmetros da Tabela 2 podem ser adotados como valores de início para o ajuste da máquina de solda.

Tabela 1 – Tipos de preparação de juntas para a soldagem TIG [10].

Espessura	Aço Carbono	Espessura	Aço Inoxidável
$0,5 < e < 2\text{mm}$	Chanfro reto, sem abertura, sem metal de adição	$e < 1\text{mm}$	Chanfro reto, sem abertura, sem metal de adição
$e < 5\text{mm}$	Chanfro em V - ângulo de 60° ou chanfro reto, abertura de $e/2$, nariz de 1,5mm	$1 < e < 4\text{mm}$	Chanfro reto, abertura de $e/2$.
$e \geq 5\text{mm}$	Chanfro em V - ângulo de 60° , abertura de 2,5mm, nariz de 1,5mm	$e > 4\text{mm}$	Chanfro em V - ângulo de 60° , abertura de 1,5mm, nariz de 2,5mm

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem TIG [41].

Espessura (mm)	Eletrodo (mm)	Vareta (mm)	Velocidade de Soldagem (cm/min)	Corrente (A)
0,5	1,6	Nenhum	15 a 25	15 a 30
1,0	1,6	0,8	30 a 50	45 a 60
1,5	1,6	1,2	50 a 60	70 a 100

No caso da soldagem sem metal de adição, é importante ter um cuidado considerável com o metal de base pois neste tipo de soldagem somente o metal de base participa da construção da junta, assim, movimentos de convecção afetam a fusão do metal e influenciam elementos residuais e contaminantes que existem nos aços, em particular o enxofre e o alumínio [41].

Na soldagem, o eletrodo de tungstênio é protegido por um gás inerte, que pode ser o argônio ou o hélio, ou a mistura dos dois gases, de forma a prevenir a degradação do eletrodo. No mecanismo do processo de soldagem TIG a corrente da fonte de energia é transportada para o eletrodo de tungstênio da tocha através do tubo de contato, o qual é geralmente resfriado por água, de maneira a prevenir o superaquecimento da tocha [37,38].

O arco elétrico no processo é utilizado como fonte de calor para a fusão dos metais, sendo uma descarga elétrica produzida sob uma atmosfera gasosa, ionizada [44], é protegido da contaminação atmosférica pelo gás de proteção que flui da tocha [41].

A soldagem TIG, embora seja um processo tipicamente manual, pode ser mecanizado ou automatizado [41], a quantidade de calor fornecido a junta soldada, as dimensões e o formato do cordão de solda estão diretamente relacionados a variáveis elétricas como a corrente e a tensão fornecida pelo arco elétrico, considerando também as características da fonte de energia e a velocidade de soldagem [42].

Na produção de soldas pelo processo TIG deve-se ainda considerar o ângulo do cone da ponta do eletrodo de tungstênio, o qual influencia na penetração da solda. Tendo a curvatura da extremidade do eletrodo reduzida, ponta aguda, a largura do cordão tende a aumentar e a penetração é reduzida conforme Figura 6. Neste caso a densidade da corrente elétrica é aumentada e a extremidade do eletrodo pode atingir temperaturas acima do ponto de fusão do tungstênio [38].

Figura 6 – Características de penetração conforme o ângulo da ponta do eletrodo [39].

Os eletrodos são varetas de W puro com adições de elementos como o óxido de Th e Zr, os eletrodos com adição de Th possibilitam uma maior taxa de transferência de corrente, sem que a sua ponta seja parcialmente fundida, e menor desgaste como ocorre nos eletrodos de W puros; o arco se torna mais estável e rígido quando se trabalha com menores densidades de corrente [42].

Uma característica importante deste processo, aliada à eficiente proteção contra contaminações, é o excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição de metal de enchimento [8-9]. Assim, a soldagem TIG é usada principalmente na união de metais difíceis de serem soldados por outros processos e também na soldagem de materiais dissimilares, em situações nas quais é necessário um controle rigoroso do calor cedido à peça e principalmente em situações em que a qualidade da junta produzida é mais importante que seu custo de produção. Apresenta diversas aplicações industriais, como: a costura e a união de topo de aço inoxidável, soldagem de alumínio, magnésio e titânio, particularmente de peças leves ou de precisão, como as usadas na indústria aeroespacial, e passe de raiz em tubulações de aço carbono e outros materiais.

2.4.3 Aporte Térmico

Considerando-se o arco elétrico como a única fonte de calor no processo de soldagem a arco, o qual é determinado pela energia de soldagem, verifica-se que esta energia não é totalmente repassada; a energia disponível é dissipada para atmosfera (calor irradiante) e perde-se por convecção no meio gasoso de proteção da poça de fusão, sendo somente uma fração de energia utilizada para a realização da soldagem[60].

Após a determinação dos parâmetros de soldagem torna-se possível calcular o aporte térmico de soldagem, equação 01. Para o cálculo do rendimento de fusão relaciona-se a energia de soldagem absorvida e a energia utilizada na fusão no momento da soldagem [45].

$$E = \frac{60 \cdot U \cdot I}{1000 \cdot V} \quad (01)$$

Onde:

U= tensão do arco em volts.

I = corrente de soldagem em Amperes

V = Velocidade de soldagem (mm/min)

A energia disponível para soldagem não é transferida integralmente para fundir o metal de solda e o metal de adição / eletrodo, sendo as perdas computadas através do rendimento térmico do processo de soldagem, que trata da relação entre a quantidade de energia efetiva absorvida na soldagem (E_{ab}), equação 02, e a energia total fornecida ao arco[45]. A dissipação de calor ocorre principalmente através da condução na peça, das regiões aquecidas para o restante de material.

$$E_{ab} = \eta_t \cdot E \quad (02)$$

Onde:

E= fluxo térmico de soldagem

η_t = rendimento térmico do processo, para processo TIG considera-se de 40 a 50%.

Na prática, é importante definir a energia de soldagem linear (termo q/V das expressões) encontrado neste fenômeno como o produto [37]:

- da energia elétrica linear E_e , definida dos parâmetros de soldagem: por exemplo, em uma soldagem a arco, com uma voltagem U e uma intensidade de corrente I, a expressão pode ser escrita: $E_e = \frac{UI}{V}$, E sendo frequentemente expresso em kJ/cm;

- de um coeficiente de eficiência térmica η_p , intrínseco ao processo de soldagem usado, o qual caracteriza o relacionamento entre a energia verdadeiramente transferida e a energia elétrica, a Tabela 3 indica os valores aceitos.

Tabela 3 – Coeficiente de eficiência térmica dos processos de soldagem [37].

Processo de Soldagem	Eficiência térmica (η_p)
Soldagem a arco submerso	0,9 a 1
Soldagem com eletrodo revestido	0,7 a 0,85
Soldagem MIG	0,7 a 0,85
Soldagem TIG	0,2 a 0,8
Soldagem por feixe de elétrons	0,8 a 0,95
Laser	0,4 a 0,7

A eficiência da soldagem TIG é geralmente baixa e varia através de vários fatores: intensidade, DC ou AC, gás de proteção, etc. Devido à dificuldade em quantificar com precisão as perdas de energia em cada processo e, não se ter conhecimento da energia emitida a peça, as equações apresentam erros. Um dos principais erros cometidos está no fato de considerar o rendimento térmico (η_t) constante para cada processo, independente dos parâmetros de soldagem. Em geral consideram-se os seguintes valores para os rendimentos térmicos [60]:

- Eletrodo revestido e MIG/MAG: 85 – 90%;
- Processo oxi-acetilênico: 35 – 65%;
- Arco Submerso: 95%;
- Processo TIG: 40 – 50%.

No processo TIG o calor gerado no eletrodo, que não é transferido a peça, uma vez que é resfriado por água e gases que geralmente resfriam a peça, promovem o baixo rendimento térmico do processo[60].

O rendimento de fusão está correlacionado a energia absorvida e a energia efetiva para fusão, definido pela equação 03:

$$\eta_f = \frac{(S.H.V)}{(\eta_t.q)} \quad (03)$$

Onde:

η_f = rendimento de fusão

S = área da seção transversal ao cordão (mm^2)

H = energia necessária para aquecer e fundir o material (J/mm^3)

q = calor por unidade de tempo (J/s)

Conforme literatura [47], considera-se os valores de rendimento (η_f) e energia de fusão segundo a Tabela 4.

Tabela 4 - Valores típicos de rendimento e energia de fusão [45].

PROCESSO	η_f (%)	MATERIAL	H (J/mm^3)
Oxiacetelênico	< 5	Aço Baixa Liga	10
TIG	20	Aço Inoxidável	10
ER	30	Níquel	10
MIG / MAG	40	Cobre	06
AS	50	Alumínio	03
ET	80		
Plasma	90		
Laser	100		

Sendo $E = \frac{q}{v}$

$$\eta_f = \frac{S.H}{\eta_t.E} \quad (04)$$

$$\eta_f = \frac{S.H}{E_{ab}} \quad (05)$$

2.5 Metalurgia da Soldagem

A metalurgia da soldagem trata do estudo sobre o a influência do procedimento de soldagem sobre as propriedades e estruturas dos materiais soldados, de forma que sejam obtidas considerações que proporcionem um melhor entendimento quanto aos produtos formados.

2.5.1 Zona Fundida

De forma geral, as características mecânicas de um aço resultam de sua estrutura e de sua composição química. Para uma dada estrutura, a composição química influencia as

propriedades mecânicas devido aos elementos na solução sólida. Na Figura 7 é possível ver o efeito dos elementos adicionados de forma a modificar a resistência de um aço ferrítico de 6 para 70Mpa [38].

Figura 7 – Aumento de resistência de um aço devido ao efeito de vários elementos na solução sólida [38].

Há também a dependência do tratamento térmico em função da composição química segundo a determinação da dureza do material, sendo assim, dois aços de diferentes composições químicas não irão apresentar a mesma estrutura para o mesmo tratamento térmico e terão propriedades mecânicas distintas.

A aproximação usada para determinar as condições de resfriamento de cada passe de solda com suficiente precisão aplica-se a qualquer ponto no metal fundido, e é proporcionada pela energia de soldagem, pelo tipo de junta, pelo processo, pela espessura, pela temperatura de pré-aquecimento e/ou pela temperatura de interpasse [37].

O efeito das variações em condições de operação sobre o ciclo térmico é geralmente subestimada pela maioria dos soldadores. Por meio do gráfico de IRSID, Figura 8, podem ser vistas modificações de parâmetros elétricos ou de temperatura entre os passes de solda, podendo significativamente mudar o ciclo térmico de soldagem e consequentemente as propriedades mecânicas da junta soldada [38].

Figura 8 – Gráfico de determinação do parâmetro de resfriamento de acordo com as condições de soldagem [38].

A composição química do metal fundido resulta da mistura de metais adicionados pelo produto de soldagem e pelo metal de base, equação 6 [38]. A proporção do metal de base na poça de fusão é caracterizada pela diluição, Figura 9.

Figura 9 – Influência do metal de base sobre a composição do metal fundido [41].

$$\text{Diluição } (\delta) = \frac{\text{Superfície B}}{\text{Superfície A+B}} \quad (6)$$

De acordo com o processo, do tipo de junta e do procedimento de soldagem, a proporção de metal de base é mais ou menos importante. No caso da junta multipasse, há a variação de um passe para o outro. Porém, os produtos de soldagem são balanceados quimicamente de modo que seus depósitos fora da diluição adquiram as propriedades mecânicas necessárias abaixo das condições de resfriamento, correspondendo aos tradicionais ciclos térmicos de soldagem [46].

Para cada tempo de soldagem ocorre uma transformação de fase pelo resfriamento, sendo assim, as análises feitas no metal adicionado no momento da soldagem possuem propriedades mecânicas diferentes das apresentadas no metal de base. Para o efeito de diluição, o metal fundido possui uma caracterização intermediária entre o metal que foi adicionado e o metal de base, e isso pode variar de um único passe para uma soldagem multipasses [38].

Os processos de soldagem que usam eletrodos refratários (TIG, Plasma) geralmente acontecem em uma atmosfera inerte para evitar a rápida deterioração do eletrodo de tungstênio e a volatilização de elementos presentes no metal de solda, os quais existem em função de suas respectivas tensões de vapor. Assim, uma leve redução será notada no teor de manganês no metal depositado quando comparado ao teor do metal de adição [38].

Considerando a tenacidade de uma estrutura ferrítica com grãos equiaxiais que depende como sempre na metalurgia e do refinamento de grão, o ciclo térmico de soldagem determina o tempo gasto no estado austenítico e a velocidade de arrefecimento, a temperatura de transformação da austenita. Há também a dependência de elementos presentes tais como o titânio, o nióbio, o vanádio, alumínio ou boro, que limitam o crescimento de grãos na fase reaustenitização [38].

Por outro lado, as regiões solidificadas podem ter várias estruturas diferentes de uma junta para outra, e consideráveis variações em termos de suas características de impacto de resistência. A proporção das zonas como solidificadas e reaquecidas dependem dos processos e condições de soldagem. Os principais microconstituintes presentes em zonas solidificadas estão representados pela Figura 10.

Figura 10 – Principais microconstituintes de um metal fundido solidificado [38].

Estes microconstituintes existem somente no metal fundido na presença de inclusões as quais seguem uma germinação intergranular da ferrita no momento da transformação da austenita. É conhecido que a existência destas inclusões é devida a concentração de oxigênio depositado no metal, mas, para que haja a germinação intergranular, há a necessidade de inclusões complexas que resultam das reações de redução dos óxidos no metal fundido que ficaram presas durante a solidificação. É necessário também que reações cinéticas conduzam a formação de inclusões.

A complexidade deste fenômeno significa que é impossível prever a presença de germinação necessária para formação de ferrita acicular com a simples leitura da composição química em análises do metal fundido [37].

Essas inclusões, em particular, são necessárias para ativar a estrutura rica em ferrita acicular e assim proporcionando um bom resultado de resistência em todas as zonas soldadas. Porém, esta condição não é suficiente porque a proporção de ferrita acicular depende do ciclo

térmico de soldagem e da composição química do metal fundido, os quais determinam a dureza.

Em metalurgia, os diagramas de transformação pelo resfriamento possibilitam obter uma idéia precisa da estrutura e da dureza de um aço de acordo com a velocidade de resfriamento após a austenitização. Estes diagramas são específicos para cada condição de austenitização (tamanho de grão austenítico) [38].

Para produtos de soldagem, não existem diagramas de transformação devido à variação da velocidade de resfriamento no campo de transformação austenítica é sempre acompanhada pela variação de condições de austenitização, mas não há correlação entre estes dois fatores. O aumento da energia de soldagem, a temperatura de pré-aquecimento e espessuras, não possuem consequências similares na elevação (campo austenítico) ou no decaimento (campo de transformação) do ciclo térmico.

Em qualquer evento, se as inclusões necessárias estão presentes, é claramente visto que um aumento na velocidade de resfriamento, inicialmente ao menos, para um aumento da porção de ferrita acicular acompanhada pela presença de melhores resistências. A presença de estruturas duras (bainita e / ou martensita) podem ser encontradas caso seja caracterizada a elevação da dureza do metal.

2.5.2 Zona Termicamente Afetada

Como uma regra geral, as operações de soldagem modificam a estrutura metalúrgica e as propriedades locais. Em casos extremos, eles podem originar defeitos como trincas, porosidades ou a fragilização local. Sendo assim é importante entender a influência de vários fatores assim como o ciclo térmico de soldagem e a composição química dos elementos a serem soldados.

Apesar da grande diversidade, os processos de soldagem possuem a concentração térmica localizada como uma característica. A operação de soldagem pode ser descrita como passagem de pequena quantidade de metal a alta temperatura seguida pelo um resfriamento, primeiramente pela condução nas partes adjacentes e o resfriamento do metal adjacente, ferramentas de fixação e eletrodos (no caso de soldagem local). O ciclo térmico em qualquer ponto próximo a zona soldada embora represente a dissipação de calor associado a soldagem, dependente das variáveis relacionadas ao processo, ou seja, da quantidade efetiva de calor aplicado sobre o material, condutividade térmica, e a configuração da junta soldada [38].

Este aquecimento localizado pode ser obtido sem o deslocamento da fonte de energia ou pelo deslocamento da fonte em relação a peça. Como solução da equação de aquecimento citados nos trabalhos dos autores Rosenthal, e em seguida por Rykalline, Clyde e Adams, existem pontos a serem seguidos para uma específica fonte de calor movimentada a uma velocidade constante ao longo de um eixo x; a equação diferencial de calor é escrita, equação 7, em uma série de coordenadas (x,y,z), Figura 11[38] :

$$\alpha_1 \left(\frac{\partial^2 \theta_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial \theta_1}{\partial t} \quad (07)$$

Com:

– θ_1 : temperatura;

– t : tempo;

– α_1 : difusidade térmica do material (m^2s^{-1}) = $\lambda/\rho C$, com:

– λ : condutividade térmica ($\text{J m}^{-1}\text{°K}^{-1}\text{s}^{-1}$) e ρC : capacidade calorífica em volume ($\text{J m}^{-3}\text{°K}^{-1}$).

Figura 11 – Definição do sistema de coordenadas onde a fonte de calor é movida a uma velocidade constante [38].

Um sistema de coordenadas móveis pode ser definido de acordo com a fonte através de $\xi = x - Vt$.

No modo estacionário ($\frac{\partial \theta_1}{\partial t} = 0$), a equação anterior então se torna:

$$\alpha_1 \left(\frac{\partial^2 \theta_1}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial z^2} \right) = -v \left(\frac{\partial \theta_1}{\partial \xi} \right) \quad (08)$$

A equação acima pode ser resolvida considerando duas situações distintas, Figura 12. No caso da solda de produtos de grande espessura, a dissipação de calor ocorre principalmente radialmente comparada à fonte. Para qualquer ponto, a mudança na temperatura está de acordo com o tempo e a distancia, sendo expresso pela equação 09:

$$\theta_1 = \theta_{1_0} + \frac{q/v}{2\pi\lambda t} e^{\frac{-r_1}{4\alpha t}} \quad (09)$$

Com:

- r_1 : o ponto à uma distancia comparado a fonte de calor;

- q : contribuição calorífica (J)

- v : deslocamento da fonte (m/s). O termo q/v indica a energia linear ou a quantidade de calor introduzido por unidade de comprimento da junta soldada;

- θ_{1_0} : temperatura inicial.

No caso da solda de produtos de pequena espessura, a dissipação de calor é desprezível em seu interior. As isotermais são perpendiculares a superfície das partes. A solução simplificada da equação 10 é escrita na equação 12, onde d indica a espessura das peças soldadas. Conforme a literatura [38] os autores apresentaram uma imagem ilustrada de um “solido térmico”, para representar as temperaturas de soldagem em termos espaciais, expresso nas equações 09 e 10.

$$\theta_1 = \theta_{1_0} + \frac{q/v}{d(4\pi\lambda p C t)^{1/2}} e^{\frac{-r_1}{4\alpha t}} \quad (10)$$

Figura 12 – Diagrama do fluxo de calor no caso da soldagem de espessuras maiores (a) e menores (b) [38].

A Figura 13 apresenta um exemplo desta representação como diagrama, o eixo Ox indica a direção de soldagem (x indica a distancia com o passar do tempo), o eixo Oy indica a distância para o eixo da junta soldada, e o eixo Oz a temperatura.

Com uma dada distancia do eixo (y_1 esta fixo), o ciclo térmico $\theta(t)$ é descrito por ser a intersecção do sólido térmico com o plano paralelo a (xOz) em y_1 . Do mesmo modo, dada a temperatura θ_1 , a forma da isoterma é descrita pela intersecção do sólido térmico com o plano paralelo a (xOy) em θ_1 . É precisamente utilizando esta representação que as diferenças de distribuição das temperaturas durante a soldagem de produtos de espessura maior ou menor podem ser observadas. A rede de isotermas é muito mais densa a montante da passagem da fonte de calor, o que traduz o fato de elevar a temperatura (fase de aquecimento) mais rapidamente do que o tempo levado para sua queda (fase de resfriamento).

Figura 13 – Representação 3D da distribuição de temperatura no caso de uma fonte móvel [38].

Devido a velocidade finita de propagação de calor, todas as fibras paralelas com o eixo de soldagem não alcançam simultaneamente suas temperaturas máximas. O lote de pontos correspondentes ao máximo está representado pela curva “m” na Figura 13. Comparado a

direção de deslocamento da fonte de calor observa-se que todos os pontos a montante desta curva estão na fase de aquecimento, e em direção inversa apresenta-se a fase de resfriamento. As taxas de resfriamento e aquecimento são correspondentemente maiores, com a energia linear (q/v) mais fraca ou com a utilização de produtos mais espessos e de maior condutibilidade.

No caso da soldagem de produtos de pequena espessura, a distribuição de temperatura ocorre nas direções longitudinais e transversais. A diferença deriva, em último caso, da dissipação de calor de seu interior.

Comparado a materiais de baixa condutividade (aços austeníticos, $\lambda \cong 0,02 \text{ W mm}^{-1} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) aos materiais de alta condutividade, a solda do material de baixa condutividade é levada ao alargamento da distribuição isotérmica, porém menos entendida na direção longitudinal do deslocamento da fonte [37].

Como foi descrito nas expressões 09 e 10 a mudança de temperatura está relacionada ao tempo nos respectivos casos de soldagem de espessuras menores ou maiores. A temperatura máxima é alcançada a um tempo t_M assim como $\left(\frac{\partial \theta_1}{\partial t}\right)_{t_M} = 0$.

Além disso, ao invés de evitar a singularidade ($\theta_{1M} \rightarrow \infty$) quando ($r_1 \rightarrow 0$), a condição limite é imposta quando $\theta_{1M} = \theta_{1f}$ (ponto de fusão) e quando $r_1 = R$ (raio do metal de fusão depositado).

Levando em consideração as equações 09 e 10[38] obtém-se a:

- Máxima temperatura atingida de uma chapa soldada de espessura grossa (fluxo de calor em duas dimensões em uma seção perpendicular à direção de soldagem):

$$\frac{1}{\theta_{1M} - \theta_{1_0}} = \frac{\pi p C (r_1^2 - R^2)}{2 q/v} + \frac{1}{\theta_{1f} - \theta_{1_0}} \quad (11)$$

- Máxima temperatura atingida de uma chapa soldada de espessura fina (fluxo de calor unidimensional em uma seção perpendicular à direção de soldagem):

$$\frac{1}{\theta_{1M} - \theta_{1_0}} = \frac{(\sqrt{2\pi e}) p C d r}{q/v} + \frac{1}{\theta_{1f} - \theta_{1_0}} \quad (12)$$

Onde:

- d: dissipação de calor;

- e: espessura.

Assim, a temperatura máxima na ZTA varia em proporção inversa a distância r , a linha de fusão (em materiais de espessura fina) ou é a raiz quadrada (em materiais de espessura grossa). No caso de chapas, a temperatura máxima alcançada não depende da espessura do produto soldado.

Com a temperatura máxima, a velocidade de resfriamento, quantificada por um parâmetro $\Delta t_{b/a}$, é o fator determinante mais importante para a estrutura metalúrgica da ZTA. As equações 09 e 10 tornam possível calcular:

- o parâmetro de resfriamento associado a uma espessura fina de soldagem:

$$\Delta t_{b/a} = \frac{\left(\frac{q}{vd}\right)^2 p C d r}{4\pi\lambda p C} \left(\frac{1}{(a-\theta_0)^2} - \frac{1}{(b-\theta_0)^2} \right) \quad (13)$$

Temperaturas expressas em °C, onde a e b correspondem a faixa de temperaturas mínima e máxima, respectivamente.

- o parâmetro de resfriamento associado a uma espessura grossa de soldagem:

$$\Delta t_{b/a} = \frac{q/V}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{(a-\theta_{10})} - \frac{1}{(b-\theta_{10})} \right) \quad (14)$$

As modificações microestruturais na ZTA são consequências metalúrgicas do ciclo térmico de soldagem. No sentido estrito, a rapidez dos ciclos térmicos de soldagem não torna possível o uso de diagramas de balanço para previsões de natureza real de várias fases nas proximidades da linha de fusão. Porém, este modelo de diagrama é adequado no ponto inicial para interpretar as modificações microestruturais qualitativamente [37].

2.5.3 Zona Parcialmente Diluída

Devido a razões econômicas a soldagem de metais dissimilares é utilizada em uma variedade de equipamentos e aplicações, sendo frequentemente produzidas entre aços ferríticos e austeníticos [52].

Conforme a literatura [56] a ocorrência da zona parcialmente diluída é proposta pela segregação de solutos (Cr, Ni e Mn) na fase de solidificação da poça de solda, de forma que a taxa de segregação dos solutos em direção ao metal de solda apresenta uma taxa maior do que a taxa com que ocorre a difusão. Assim, diferentes perfis de composição são originados devido a rejeição dos solutos pelo metal de solda no início da solidificação, e a espessura da

zona parcialmente diluída é proporcionada de acordo com os parâmetros de soldagem e pela convecção da poça de fusão.

A investigação da evolução da microestrutura do limite da zona fundida em soldas de metais dissimilares entre os metais de base ferríticos com o metal de adição austenítico, CFC, caracteriza a origem e determina o processo de nucleação e crescimento de grãos nos cordões de solda dos metais dissimilares. O limite de fusão neste sistema exhibe orientações aleatórias no contorno de grão entre a zona termicamente afetada e os grãos do metal de solda, e a morfologia destes limites de fusão resultam da estrutura do cristal presente ao longo do limite de grão durante os estágios iniciais de solidificação. Assim, a nucleação heterogênea ao longo dos limites de fusão se dá quando o metal de base e de solda apresentam estruturas cristalinas ferríticas (CCC) e austeníticas (CFC) [51].

Observa-se na soldagem de juntas de materiais dissimilares a na formação de uma região intermediária distinta na interface entre o metal de solda e a zona termicamente afetada. A aparência desta região tem sido atribuída a interdifusão dos elementos de liga no sistema formado entre o metal de base e o metal de solda, que geralmente é caracterizado como estrutura martensítica sendo sua composição química intermediária entre a composição da solda e a composição do metal de base [53]. O modelo de difusão neste caso assume a migração de átomos de elementos de liga do metal de solda no metal de base e a difusão de átomos de carbono do metal de base para a solda, surgindo composições diferentes na interface do metal de solda acompanhados de ciclos de alta temperatura de soldagem [53].

A solidificação ocorre pela nucleação e crescimento de uma nova fase (sólida) em avanço para interface sólida-líquida, caracterizada como pequenas fundições. Nas nucleações heterogêneas, a nucleação ocorre fora do controle de solidificação experimental. Quando uma parede fundida é usada como um substrato de nucleação, a energia livre requerida é uma função do ângulo de molhamento (θ) entre o substrato e o sólido formado, Figura 15.

A Figura 14 representa o caso típico em uma solda onde o substrato parcialmente fundido, no limite de fusão, age como uma parede molde para o metal fundido, ilustrando o relacionamento entre o ângulo de molhamento e as energias interfaciais [54].

Figura 14 – Representação da nucleação heterogênea sobre o substrato sólido [54].

Nas composições das soldas de materiais base e de adição similares (soldas homogêneas), o metal de solda completamente líquido molha o substrato parcialmente diluído no limite de fusão, como resultado o contato ou ângulo de molhamento, θ_3 , é mínimo (Equação 16) e então a energia livre, ΔG^* , é também reduzida drasticamente (Equação 16), ocorrendo então o crescimento dos sólidos iniciais no limite de fusão sem dificuldades.

$$\gamma_{LM} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos \theta_3$$

Ou

$$\cos \theta_3 = \frac{(\gamma_{LM} - \gamma_{SM})}{\gamma_{SL}} \quad (15)$$

$$\Delta G^*_{het} = \left[-\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{SL} \right] f(\theta_3) = \Delta G^*_{hom} f(\theta_3) \quad (16)$$

Onde

$$f(\theta_3) = \left[\frac{(2 + \cos \theta_3)(1 - \cos \theta_3)^2}{4} \right] \quad (17)$$

O crescimento do sólido na solda geralmente inicia pelo crescimento epitaxial no substrato e continua com o crescimento competitivo através da linha de centro da solda, onde o metal de solda está molhado pelo arranjo dos átomos na fase líquida sobre o substrato

cristalino existente. Na soldagem homogênea, o crescimento de solidificação promove a continuidade da orientação cristalográfica e a orientação do contorno de grão entre o metal de base e os grãos do metal de solda adjacentes ao limite de fusão.

Uma vez iniciada, a solidificação continua através da linha de centro da solda de forma competitiva de crescimento, como ilustra a Figura 15, com grãos de fácil orientação e direção de crescimento preferencialmente ao longo da direção do gradiente de fluxo de calor [54].

Figura 15 – Nucleação epitaxial e crescimento competitivo na zona de fusão da solda [54].

O fácil crescimento direcional em materiais CCC e CFC está em $\langle 100 \rangle$. O crescimento competitivo é a forma predominante de crescimento de solidificação em soldas, produzindo a orientação de relacionamento cúbico um sobre o outro ($\langle 100 \rangle // \langle 100 \rangle$), $\{100\} // \{100\}$) entre a ZTA e os grãos do metal de solda ao longo do limite de fusão e uma frágil $\langle 100 \rangle$ textura fibrosa em direção a linha de centro das soldas em metais cúbicos [54].

As zonas parcialmente diluídas podem se formar na região de interface da linha de fusão no momento da soldagem de juntas dissimilares devido a grande diferença de composição química entre os aços e das condições de soldagem [64].

Os metais de adição conhecidos por seu conteúdo de alta liga, são selecionados para promover o depósito do metal de solda que pode acomodar a diluição do lado do aço carbono

da junta sem resultar na sensibilização da microestrutura por trincas. Na soldagem de juntas dissimilares várias desvantagens quanto a fabricação e metalurgia podem conduzir falhas em serviço, onde seu maior pronunciamento se dá na fabricação com trincas a quente e com o uso inadvertido de eletrodos incorretos de soldagem. Porém, na maioria dos problemas suscetíveis na soldagem de metais dissimilares é a inerente formação de descontinuidades frágeis e zonas duras primariamente ao longo da linha de fusão do lado ferrítico da junta [52].

Em juntas soldadas de metais dissimilares austeníticos - ferríticos, o conteúdo do elemento de liga na zona de transição varia continuamente da zona termicamente afetada para o metal de solda. As zonas duras são descritas como zonas enriquecidas de carbono que podem conter muitos constituintes assim como a martensita, mas predominantemente carbeto. Um significativo número de artigos referem as zonas duras como zonas não misturadas, zonas de transição, zonas de mistura intermediárias e intermetálicas que se desenvolvem durante a soldagem a arco / solidificação na interface da solda do material ferrítico. As zonas não misturadas têm sido reportadas para formação ao longo da interface da solda de aços inoxidáveis de alta liga, encontradas por serem suscetíveis ao ataque de pites de corrosão em ambientes de oxidação. A verdadeira zona não misturada é composta de pequenos pedaços do metal de base que não foram misturados no volume de metal de solda e pode ou não ser localizada na interface da solda. Para estas zonas não misturadas, a estrutura dura está frequentemente localizada ao longo de sua interface com o metal de solda. Adequadamente, a “transição”, a não mistura, a zona intermediária de mistura, zona parcialmente diluída, serão referidas como zonas duras [52].

Devido ao baixo nível do conteúdo de níquel (Ni), a liga martensítica é formada nesta zona durante o processo de soldagem, onde os pontos de início da martensita variam com a distancia da linha de fusão e são controlados pelo gradiente de composição; apresentada como uma região de ataque clara após o ataque em comum. A existência da linha martensítica tem sido distinguida pela dureza Vickers ou pelo tratamento térmico após a soldagem.

Sendo assim, a formação da estrutura martensítica na interface da solda de materiais dissimilares não é a mesma que é apresentada em materiais homogêneos, e por isso um gradiente de composição química nesta região apresenta uma variação continua na linha martensítica. Isso corresponde a uma região com conteúdo de Ni abaixo de 7%. Essa característica faz a estrutura martensítica exibir sua aparência especial [51].

De acordo com a literatura [51] as juntas de metais dissimilares apresentam os seguintes aspectos:

- Devido as diferenças na composição química do metal de base e do metal de adição, os elementos de liga irão difundir-se intensamente durante a soldagem. As estruturas próximas a linha de fusão são muito complexas. A linha dura martensítica será formada na interface da solda, a qual poderá causar a heterogeneidade de propriedades mecânicas nas juntas;

- A má combinação das propriedades físicas, assim como o coeficiente de transferência de calor e o coeficiente de expansão térmica, poderão induzir tensões térmicas na interface da solda.

- Quando as juntas são usadas para elevadas temperaturas, zonas de carburização e descarburização irão ocorrer, o que poderá afetar as propriedades a alta temperatura.

Conforme a literatura [53] a difusão do carbono ocorre entre aços carbono ou ligas resistentes ao calor Cr - Mo ou aços austeníticos expostos por um longo tempo a altas temperaturas. A formação da zona intermediária resulta da difusão de átomos de Cr e Ni através da interface solda / metal de base em altas temperaturas simulado por um ciclo térmico de soldagem, sendo possível calcular a distribuição de átomos de Ni, assumindo a difusão através da interface solda/ metal de base usando a seguinte expressão:

$$C(x,t)-C_2= \frac{1}{2}(C_1-C_2) \quad (18)$$

$$\left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] \quad (19)$$

Onde $C(x,t)$ é a distribuição da composição de Ni, C_2 é o conteúdo de Ni no metal de base, e C_1 é o conteúdo de Ni no metal de solda. A localização da linha de fusão é $x=0$.

Estabelece-se que a formação da zona intermediária martensítica é reduzida com o aumento do conteúdo de Ni dos eletrodos, quando o teor de Ni dos eletrodos alcança aproximadamente 60%, nenhuma zona intermediária é observada.

De acordo com os mecanismos de nucleação dos metais de solda, a formação de uma zona parcialmente diluída pode ser explicada pela caracterização de um material como uma mistura *solidus*-líquido ($\alpha + L$), que é, parcialmente fundido. Uma explicação similar para a formação da zona parcialmente diluída é dada previamente na Figura 16, onde o material da posição (a) é completamente fundido enquanto o material na posição (c) não funde por completo [46].

A severa liquefação pode ocorrer na zona parcialmente diluída durante a soldagem a qual é influenciada por fenômenos fundamentais de liquefação como os mecanismos de liquefação, solidificação dos contornos de grão líquidos e a segregação resultante dos contornos de grão.

A zona parcialmente diluída é a área imediatamente dentro do metal de solda onde a liquefação pode ocorrer durante a soldagem.

Figura 16 – Microestrutura ao redor da poça de fusão [46].

De acordo com a literatura [53] o modelo de difusão são aceitas explicações para a formação de zonas intermediárias frágeis durante a soldagem de metais dissimilares. Assumindo-se um perfil de composição para o Ni calcula-se a esperada espessura da zona intermediária, equação 20 por assumir que:

$$C^{\text{Ni}}(x,t) - C_2^{\text{Ni}} = 0 \quad (20)$$

$$\text{erf}\left(\frac{x}{2}\right)\sqrt{Dt} = 1 \quad (21)$$

O perfil de difusão dado pela equação 16 pode ser usada para estimar a espessura da linha de difusão, se a composição de Ni alcançada para a formação de martensita é assumida. A introdução de limites de concentração para formação martensítica $C_{\text{Max}}^{\text{Ni}}$ e $C_{\text{min}}^{\text{Ni}}$ na equação permite a avaliação da espessura da linha martensítica, Δ :

$$\Delta = X_{\text{max}} - X_{\text{min}} \quad (22)$$

Onde $X_{\max}$ e $X_{\min}$ são as localizações das concentrações dos limites de Ni na zona de transição. As concentrações de $C_{\text{Max}}^{\text{Ni}}$ e $C_{\text{Min}}^{\text{Ni}}$ podem ser estimadas grosseiramente pelo Diagrama de Schaeffler, assumindo na base deste diagrama que o limite de concentração $C_{\text{Min}}^{\text{Ni}} = 2\%$ e $C_{\text{Max}}^{\text{Ni}} = 6\%$ (para solda dissimilar de aço inox 18/8 e ferro puro). Neste caso, as concentrações de Ni iniciais são $C_2^{\text{Ni}}=0$ e $C_1^{\text{Ni}}=8\%$. Substituindo esses valores na equação 16 permite a espessura da zona martensítica intermediária ser expressada como uma função do coeficiente de difusão D e tempo t – equação 23:

$$\Delta = X_{\max} - X_{\min} \equiv 1,88\sqrt{Dt} \quad (23)$$

Sendo assim, o processo de difusão, mudanças estruturais e outros aspectos, não são somente influenciadas pelo conteúdo de Ni mas também pela presença de outros elementos que não são considerados. A solidificação no limite de fusão pode ocorrer com a limitação da difusão líquida sem convecção. Quando isso ocorre, um perfil de soluto transitório é formado na linha limite.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste capítulo são apresentadas as técnicas utilizadas para o estudo e caracterização de juntas dissimilares dos aços ARBL XABO 500 e de efeito TRIP soldadas pelo processo TIG com metal de adição em diferentes parâmetros de soldagem.

3.1 Procedimento Experimental

O procedimento experimental conduzido no projeto é apresentado pelo diagrama de blocos da Figura 17. Uma descrição mais abrangente de cada etapa será apresentada nas próximas seções.

Figura 17 – Diagrama em bloco do Procedimento experimental adotado.

3.2 Material

Os materiais utilizados neste trabalho foram o aço microligado ARBL do tipo XABO 500 fornecido pela ThyssenKrupp Aceros y Servicios S.A., e o aço austenítico com efeito TRIP de alto teor de manganês, produzido no laboratório de fundição do SMM-EES-USP.

A produção das placas fundidas do aço de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), de composição química 22,5Mn-0,4C(wt%), foi realizada em um forno indutivo de marca Inductoheat® com revestimento refratário de MgO e potencial real de 15kW, operando sob uma frequência de 10khz e com capacidade máxima de 9kg para a fusão de ligas metálicas até 1700 °C, disponível no laboratório de fundição do departamento de engenharia de matérias da escola de engenharia de São Paulo (SMM-EESC-USP).

Na produção das placas, determinou-se a carga metálica total para os aços de efeito TRIP através do percentual de composição da liga, o peso em quilos dos componentes dos aços TRIP (Tabela 5) a serem fundidos.

Tabela 5 - Composição e peso da carga metálica TRIP.

Componente	Carga Metálica (kg)	Carbono		Silício		Manganês	
		%	kg	%	Kg	%	kg
Sucata 1020	3,00	0,2	0,006	0,3	0,009	0,3	0,009
Grafite Granulado	0,03	90	0,027	...	...	...	...
Manganês Metálico	1,19	...	...	...	...	100	1,19
TRIFER (Tabela 6)	0,78	...	...	0,1	0,00078	0,1	0,00078
Total	5,00	0,6	0,033	0,2	0,00978	24	1,19978

As corridas foram conduzidas sob uma cortina protetora de argônio sobre a superfície do banho metálico, de forma a reduzir a absorção de umidade, bem como a oxidação e as perdas por vaporização do Mn, de pressão de vapor elevada, 48,7mbar a 1590 °C contra 0,046mbar de Fe puro.

As corridas foram vazadas em moldes de areia e, conforme sugerido pela literatura [4], foram aplicados superaquecimentos de no máximo 100 °C com relação a temperatura *liquidus*

utilizando-se um pirômetro de imersão, modelo Eciltemp da marca ECIL, para a aferição das temperaturas. As placas fundidas tinham dimensões de 145 X 95 X 20 mm³.

Tabela 6 - Composição do pó de ferro técnico ALP - TRIFER (Lote 881413).

Peso (kg): 1,0 - Certificado n° 00261-08			
Composição Química	Ensaio	Máximo	Resultado
C (%)	I.S.O 15350:2000	0,005	0,002
S (%)	I.S.O 15350:2000	0,025	0,023
Si (%)	ASTM E415 (2005)	0,050	0,01
Cu (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,04
P (%)	ASTM E415 (2005)	0,025	0,015
Mn (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,101
Ni (%)	ASTM E415 (2005)	0,300	0,08
Cr (%)	ASTM E415 (2005)	0,200	0,06
O (%)	I.S.O 15351:1999 E	0,300	0,274

A temperatura *liquidus* (T_{liq}) de ligas ferrosas pode ser estimada utilizando-se a equação 24 de Roeser e Wendel [48]:

$$\begin{aligned}
 (T_{liq}) [^{\circ}\text{C}] = & 1539 - \{f \times [\%C] + 8[\%Si] + 5[\%Mn] + 30[\%P] + 5[\%Cu] + 25[\%S] + \\
 & 1,5[\%Cr] + 4[\%Ni] + 2[\%Mo] + 2[\%V] + [\%W] + 2,5[\%Al] + 14[\%As] + 10[\%Sn] + \\
 & 1300[\%H] + 80[\%O]\}
 \end{aligned}
 \tag{24}$$

$$f = 65 \text{ para } [\%C] < 1\% \text{ peso;}$$

$$f = 70 \text{ para } [\%C] > 1\% \text{ peso.}$$

Aplicando-se os valores obtidos da composição do aço TRIP obtido, 22,5%Mn e 0,4%C, estima-se sua temperatura *liquidus* de 1400,5 °C.

Sendo o teor de Mn nas ligas um fator determinante para a obtenção do mecanismo de deformação, as placas fundidas foram submetidas a tratamentos térmicos de homogeneização

a temperatura de aproximadamente 1050 °C por 48 horas e resfriadas em óleo, visando minimizar a microsegregação do Mn, que conduz a variações locais de até 7% na sua concentração no estado fundido, com uma faixa esperada de composição química demonstrada pela Tabela 7 [4-48].

As placas fundidas e homogeneizadas foram laminadas a quente segundo um esquema de reduções pré – determinados de 5% e temperatura de reauecimento de 1150 °C, com 20mm de espessura inicial até 6 mm de espessura final, em 25 passes. Após o processo de laminação, as chapas TRIP e ARBL foram usinadas, de forma a obter chapas de mesma espessura, 2 mm, para a soldagem.

Tabela 07 – Composição química nominal das chapas que compõem a junta dissimilar.

AÇO	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Cu (%)	Ni (%)	P (%)	Nb (%)
XABO500	0,15	0,60	1,80	0,015	0,40	0,50	0,025	0,050
TRIP	0,40	-	22,5	-	-	-	-	-

Para a escolha do metal de adição utilizou-se o diagrama de Schaeffler, Figura 18 [24] e consulta da tabela técnica produzida pela empresa ACESITA, Tabela 8.

Tabela 8 – Seleção de consumíveis para soldagem de aços austeníticos, dissimilares ou não [24].

Combinação de metal de base	301 302 304 308	304L	310 314	316	316L	317	321 347	405 410 420	430	446	Aços carbono Aços carbono	Aços carbono baixa liga ou CR-Mo
301, 302, 304, 308	308	308	308	308	308	308	308	309	309	310	309	309
304L		308L	308	308	308	308	309	309	309	310	309	309
310, 314			310	316	317	308	309	309	309	310	309	309
316				316	316	316	308	309	309	310	309	309
316L					316L	316	316L	309	309	310	309	309
317						317	308	309	309	310	309	309
321, 347							347	309	309	310	309	309
405, 410, 420								410	430	410	410	410
430									430	430	430	430
446										446	430	430

Na Tabela 8 são mostradas as adições usualmente recomendadas para a soldagem de aços austeníticos, dissimilares ou não; são escolhidos os metais de base que serão soldados de forma a se encontrar a intersecção entre a respectiva linha e coluna na tabela. Sendo assim, o aço TRIP puramente austenítico é considerado de comportamento similar ao grupo dos aços inoxidáveis austeníticos referente a série 300, e o aço ARBL, pertencente a coluna dos aços carbono de baixa liga. Sendo assim, a união de metais de base austeníticos aos aços carbono de baixa liga determina o metal de adição a ser utilizado na soldagem. Neste caso, o aço inox 309 é a principal recomendação para a produção deste tipo de junta dissimilar por processos de soldagem por fusão, conforme mostra a Tabela 8.

Figura 18 – Diagrama de Schaeffler [24].

Admitiu-se o uso da vareta de adição ER 309L de diâmetro de 1,6 mm de acordo com a Tabela 9 [10] para a soldagem de juntas de metais de base dissimilares. Para a soldagem de chapas de espessura de 2 mm, a referência propõe que a mesma seja realizada em um único passe e em juntas do tipo sem chanfro e com abertura de 2 mm [10]. A composição da vareta de adição é apresentada pela Tabela 10.

Tabela 9 – Valores recomendados para soldagem de aços-carbono / aços inoxidáveis [10].

Tipo de Aço	Espessura (mm)	Diâmetro do metal de adição (mm)	Corrente (A)	Número de passes	Velocidade da soldagem (cm/min)
Aço Carbono	2	1,2	70 - 90	1	70 - 120
Aço Inox	2	1,5 - 2,0	80 - 110	1	25 - 30

Tabela 10 - Composição química da vareta ER309L.

VARETA	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	Cr [%]	Ni[%]	Mo[%]	Cu[%]	Co[%]	N [%]
ER309L	0,014	0,36	1,92	0,015	23,0	13,86	0,09	0,06	0,06	0,06

De forma a prever a caracterização da zona fundida a ser obtida através da soldagem TIG com a adição do consumível ER309L, utilizou-se o Diagrama de Schaeffler com algumas modificações, o qual inclui ao diagrama as regiões prováveis de ocorrerem algum tipo de fragilização, Figura 19, sendo inicialmente necessário o calculo do cromo e níquel equivalentes para cada metal de base (equações 25 e 26) [24].

Figura 19 – Diagrama de Schaeffler modificado [24].

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5\% Si + 0,5\% Nb \quad (25)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30\% C + 0,5\% Mn \quad (26)$$

Sendo assim, para o aço ARBL:

$$Cr_{eq} = 1,5(0,60) + 0,5(0,050) = 0,925\%$$

$$Ni_{eq} = 0,5 + 30(0,15) + 0,5(1,80) = 5,9\%$$

Para o aço TRIP:

$$Cr_{eq} = 0$$

$$Ni_{eq} = 30(0,4) + 0,5(22,5) = 23,25\%$$

Em seguida, marcam-se os dois pontos no diagrama e unem-se estes dois pontos com um seguimento de reta, marcando o seu ponto médio. Esse ponto médio deve ser unido ao ponto de composição química do metal de adição que será utilizado.

Para o metal de adição ER309L:

$$Cr_{eq} = \%23 + 0,09\% + 1,5(\%0,36) = 23,63\%$$

$$Ni_{eq} = \%13,86 + 30(\%0,014) + 0,5(\%1,92) = 15,24\%$$

O segmento de reta obtido pela união destes dois pontos é dividido em dez partes, as quais representam a diluição do processo de soldagem que será empregado. Cada uma dessas partes do segmento representa de 0 a 100% de diluição do cordão de solda. Marca-se no diagrama 0% de diluição o ponto que corresponde a composição química do metal de adição e 100% o ponto de composição química do metal de base (ponto médio).

Para a utilização do metal sugerido deve-se considerar a diluição do processo de soldagem TIG (2 a 20%) junto à composição química do metal de adição de forma que a zona fundida esteja na região do gráfico isenta de problemas. Sendo assim, admite-se aproximadamente 2% de diluição, de forma a obter uma zona fundida austeno-ferrítica, onde há o balanceamento da contração térmica sobre a tensão residual, conforme o Figura 20.

Figura 20 – Plotagem de pontos de intersecção no diagrama de Schaeffler modificado [24].

3.3 Análises Químicas

As análises químicas dos aços utilizados na soldagem das juntas dissimilares foram realizadas no laboratório do departamento de engenharia de materiais da escola de engenharia de São Paulo (SMM-EESC-USP), utilizando a técnica de análise por via úmida, a qual é regida por normas e procedimentos de acordo com o elemento de interesse:

- C: ASTM E350-12 / ABNT (P.NB444);
- Mn: ASTM E350-12;
- P: ASTM E350-12;
- S: OHLWEILER, Otto Alcides. **Química analítica quantitativa** (1978). 2ª Ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos. 663 p. v. 2;
- Si: ASTM E357-98;
- Ni: ASTM E30-13;
- Cr: ASTM E30-13;
- Mo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas. Métodos de análise química para aços (1984). São Paulo, 1984. 2ª Ed. n.1119. 38p. (Técnicas e Métodos).

A técnica de análise por via úmida consiste na combustão para a análise de carbono e enxofre, calorimetria para o manganês, gravimetria para o silício, níquel, fósforo e molibdênio, e volumetria para o cromo.

3.4 Procedimentos para Soldagem

No presente trabalho foram utilizadas chapas de aço ARBL XABO500 e TRIP austenítico com alto teor de manganês preparado no laboratório de fundição do SMM-EESC-USP; em forma de chapa, com dimensões de 95 x 90 x 2 mm de espessura.

Os materiais foram soldados pelo processo manual TIG (GTAW) purgado e com polaridade direta (CC-), Figura 21 (a) e (b), sob três condições de amperagem distintas (40, 50, 70 A – juntas 01, 02 e 03) sob a proteção de argônio tanto para a tocha quanto para a purga, com adição de vareta ER309L de bitola de 1,6mm [10].

As juntas de topo e chanfro reto foram montadas para soldagem na posição plana com abertura de raiz de 1 mm, mantendo-se o sentido da laminação dos materiais [10]. As chapas

foram fixadas através de ponteamento em suas extremidades sobre um canal de condução de gás da purga na operação de soldagem para evitar distorções.

O tempo de soldagem foi cronometrado e a velocidade calculada a partir do comprimento do cordão das juntas dissimilares soldadas.

Na Tabela 11 são apresentadas as variáveis específicas para as condições de soldagem, os procedimentos foram realizados sem tratamento térmico de pré-aquecimento. De acordo com a espessura fina da chapa, apenas um passe é realizado de forma a obter a penetração total da junta utilizando a vareta ER309L de bitola 1,6mm.

Figura 21 – Soldagem das juntas dissimilares. (a) Projeto de montagem da junta dissimilar pontuada no tubo de purga. (b) Esquema para soldagem das juntas dissimilares a serem soldadas.

Foi usado um eletrodo de tungstênio toriano (EWTh-2) com o diâmetro de 2,4mm e ângulo de 60° com comprimento de arco de aproximadamente 4mm. Todos os cordões de solda foram realizados sem oscilação.

Das juntas soldadas para cada condição de soldagem foram retirados 2 corpos de prova para o ensaio de tração, 1 amostra para microdureza, 2 corpos de prova para análise metalográfica, e 1 amostra para análise por difração.

Tabela 11 – Variáveis de soldagem TIG.

Junta	Amperagem (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/min)	Vazão de argônio na tocha (L/min)	Vazão de argônio na purga (L/min)
01	40	10	27,62	14	12
02	50	12	49,56	14	12
03	70	10	67,06	14	12

Os aportes térmicos (E) das juntas dissimilares soldadas 01 (I=40A), 02 (I=50A) e 03 (I=70A) são demonstrados a seguir, baseados na equação 02, de acordo com os dados na Tabela 11. O rendimento térmico do processo TIG apresenta-se de 40% - 50%, sendo assim considerou-se o valor para η_t de 0,5 na realização dos cálculos dos aportes térmicos.

- Aporte térmico da junta 01 (I=40A):

$$E_{junta\ 01} = \frac{60 \cdot 10 \cdot 40}{1000 \cdot 27,62} = 0,87 \frac{Kj}{mm} \times 0,50 = 0,435 \frac{Kj}{mm}$$

- Aporte térmico da junta 02 (I=50A):

$$E_{junta\ 02} = \frac{60 \cdot 12 \cdot 50}{1000 \cdot 49,5} = 0,726 \frac{Kj}{mm} \times 0,50 = 0,363 \frac{Kj}{mm}$$

- Aporte térmico da junta 03 (I=70A):

$$E_{junta\ 03} = \frac{60 \cdot 10 \cdot 70}{1000 \cdot 67,06} = 0,626 \frac{Kj}{mm} \times 0,50 = 0,313 \frac{Kj}{mm}$$

3.5 Análises Metalográficas

As amostras foram preparadas conforme estabelecido pela norma ASTM E395, embutidas em baquelite ou resina, lixadas utilizando lixas de grana 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000.

Por serem juntas dissimilares, os ataques e a preparação são diferente para cada metal de base, sendo assim, para as análises, as seções transversais das juntas foram partidas ao meio, produzindo amostras compostas somente por um tipo de metal de base e parte de sua zona fundida. Somente assim foi possível realizar os ataques químicos e obter micrografias adequadas, sem a ocorrência de sobre ataque químico no lado TRIP da junta soldada.

As amostras compostas de aço ARBL, após o lixamento, foram polidas com pastas de diamante de 6 e 3 μ m e atacadas com Nital 2% por imersão com um tempo de ataque de 15 segundos. Nas amostras compostas de aço de efeito TRIP o processo de preparação se torna diferente após o lixamento, sendo necessário para estes materiais promover em seguida o polimento eletrolítico utilizando como reagente o ácido sulfúrico 25 % a uma tensão elétrica de 18V durante 120 segundos, forma encontrada para retirada de maclas e martensita induzidas por tensões no momento do lixamento; e posteriormente polidas com pasta de diamante de 6 e 3 μ m e atacadas também com Nital 5% por imersão durante 10 segundos.

As análises metalográficas também foram realizadas nos cordões de solda das juntas dissimilares 01 (I=40A), 02 (I=50A) e 03(I=70A), os quais foram isolados de seus metais de base, embutidos, lixados e polidos conforme o procedimento utilizado nas amostras de aço ARBL; estas amostras foram atacadas por imersão pelo reagente Behara durante aproximadamente 5 segundos, de forma a identificar as fases presentes.

O detalhamento microestrutural metalográfico e a análise composicional das amostras, em seções transversais ao cordão de solda, foram obtidos através da microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV-EDS) e difração de raios X (DRX), realizadas no SMM-EESC-USP. As imagens de microscopia ótica foram produzidas no microscópio Axio-Zeiss.

As amostras para a análise metalográfica das juntas soldadas foram partidas na região central soldada, e preparadas pelo procedimento usual e atacadas por meio de imersão. Os estudos visam determinar defeitos nas soldas, como porosidades e micro trincas, bem como uma primeira visualização das modificações microestruturais causadas pela soldagem TIG. O gradiente microestrutural observado deverá ser correlacionado com os perfis de microdureza obtidos.

3.6 Difração de Raios X

As estruturas cristalinas e os seus parâmetros de rede da superfície da seção transversal da junta dissimilar foram investigadas pela técnica de difração de raios X, utilizando o difratômetro X Pert Pro MRD XL localizado no Laboratório de Metalurgia Física (LaMeF) do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Paulo (SMM-EESC-USP) no Campus 2 de São Carlos equipado com um cristal analisador de LiF (Fluoreto de Lítio) e um tubo de raio x de radiação Co-K α ($\lambda_1 = 1,7889 \text{ \AA}$). As medidas de difração foram feitas com passo de $0,04^\circ/2\theta$, com 2θ variando de 45° a 120° .

O difratograma da amostra foi analisado utilizando o programa PDF2 com o objetivo de encontrar a fase referente a cada pico do difratograma.

3.7 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente a uma velocidade de deformação do corpo de prova de $0,33\text{mm/min}$ para os metais de base e $0,55\text{mm/min}$ para as juntas soldadas, segundo a norma ASTM E8M-00 em uma máquina servo hidráulica EMIC, programada por computador, onde ocorreu o carregamento quase estático com célula de carga de 100KN .

Foram determinados os valores do limite de resistência, limite total e o limite de escoamento.

3.7.1 Corpos de Prova de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em 2 corpos de prova do tipo sub para cada junta soldada e metais de base que compõem as juntas. Isso foi necessário, tendo em vista a quantidade limitada de aço austenítico de efeito TRIP, produzido em escala laboratorial.

As Figuras 22 e 23 apresentam os desenhos com as dimensões dos corpos de prova de tração dos metais de base e das juntas, respectivamente. Após a usinagem os corpos de prova foram lixados.

Figura 22 – Geometria e dimensões do corpo de prova de tração segundo a norma ASTM E8M-11 da junta dissimilar.

Figura 23 – Geometria e dimensões do corpo de prova de tração dos metais de base.

3.8 Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados ao longo das seções transversais das juntas soldadas, utilizando-se o microdurômetro eletrônico Leica VMHT Mot, equipado com identador Vickers e cargas de 10 a 1000gf. A carga utilizada nos ensaios foi de 100gf e com um tempo de aplicação de 15 segundos.

As amostras foram preparadas pelo procedimento usual para ensaios nos microscópicos, porém o ataque realizado foi feito por fricção devido a dissimilaridade dos metais de base, seus diferentes tempos de reação e reagentes.

As identações foram realizadas ao longo dos metais de base (MB), nas zonas termicamente afetadas (ZTAs) e no metal de solda (MS) para cada junta, segundo suas condições de soldagem, na forma de dois perfis lineares, superior e inferior, sobre a seção transversal das amostras, ao longo da espessura, com espaçamento de 0,2mm entre as medições. Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E384-11.

3.9 Estereologia Quantitativa

A estereologia quantitativa é o método de análise microestrutural quantitativo para a determinação da fração de fases presentes no material. A fração de ferrita formada nos cordões de solda foi portanto determinada através da microscopia ótica, usando um analisador de imagens através do software *Axio Vision Microscopy* após a realização do ataque metalográfico com o reagente Behara, de forma a identificar a austenita como uma fase escura e mantendo a ferrita praticamente sem ataque [54]. As análises foram conduzidas com auxílio do software *Metallurgy*, parte integrante do sistema acoplado ao microscópio AXIO-ZEISS, com objetiva de 5x de aumento, correspondendo a uma área analisada de 3,76 mm² por

amostra. Segundo a literatura [55], a estereologia é determinada pela probabilidade geométrica, sendo possível observar em três dimensões, como o volume e a extensão a partir de imagens bidimensionais.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Este capítulo destina-se a apresentar os resultados experimentais obtidos por diversas técnicas em amostras de juntas dissimilares dos aços de efeito TRIP e XABO500 produzidas sob diferentes parâmetros de soldagem.

4.1 Análise Química

As composições químicas dos aços de efeito TRIP e XABO500 analisados pelo laboratório do departamento de engenharia de materiais da escola de engenharia de São Paulo (SMM-EESC-USP) estão apresentadas na Tabela 07, sendo possível determinar o regime de transformação martensítica mecânica ϵ e a baixa energia de falha de empilhamento do aço de efeito TRIP através da Figura 24.

Figura 24 – Regime de transformação martensítica em função da composição e da energia de falha de empilhamento [62].

4.2 Microscopia Óptica

Para verificar a microestrutura das juntas dissimilares 01(I=40A), 02(I=50A) e 03(I=70A), foram preparadas amostras nas quais, após o corte, foram embutidas em resina, lixadas, polidas eletroliticamente (aços de efeito TRIP) e polidas com pasta de diamante.

(a)

(b)

(c)

Figura 25 - Micrografias do ARBL XABO 500 da junta dissimilar 01(I=40A). (a) Metal de base. (b) ZTA granulação grosseira. (c) ZTA granulação fina.

Figura 26 - Micrografias do aço ARBL XABO 500 da junta dissimilar 02(I=50A). (a) Metal de base. (b) ZTA granulação grosseira. (c) ZTA granulação fina.

Figura 27 - Micrografias do aço ARBL XABO 500 da junta dissimilar 03(I=70A). (a) Metal de base. (b) ZTA granulação grosseira. (c) ZTA granulação fina.

As Figuras 25, 26 e 27 mostram as micrografias de cada junta dissimilar da região do aço ARBL que as compõem. Podem ser observadas nestas figuras a transformação da

granulometria do aço em função da proximidade da tocha de solda através das zonas termicamente afetadas.

O crescimento de grãos necessariamente ocorre para estes materiais devido a proximidade com a fonte de calor, uma região de granulometria mais fina também é observada na mesma região termicamente afetada, decorrente da distância da tocha.

A partir da Figura 35, 36 e 37, observa-se o metal de base (MB) do aço ARBL XABO 500 caracterizado por bandas de perlita (regiões escuras) e ferrita devido à segregação do carbono e outros elementos durante a solidificação e após a decomposição da austenita [55].

As regiões da ZTA grosseira onde ocorreu a austenitização completa, do lado da junta dissimilar composto pelo aço ARBL, são caracterizadas pela presença de bainita, ferrita acicular e perlita, favorecendo assim a relação entre a resistência e a tenacidade desta região; a microestrutura bainítica neste torna-se resultante da decomposição da austenita em constituintes apresentados por agregados de finas lamínas de ferrita e partículas de carbeto, o que pode ser observado nas imagens de MEV.

A ZTA de granulação fina apresenta-se como a transição da ZTA grosseira e o metal de base ARBL em função da dissipação de calor promovido pela soldagem, a qual apresenta bainita, ferrita e perlita.

As ZPDs caracterizam-se por serem zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão do aço ARBL de valores de dureza altos característicos das microestruturas martensíticas [56].

Através das Figuras 25, 26 e 27 é possível comparar o efeito do aporte térmico para cada junta dissimilar, conforme foi apresentado anteriormente pelas imagens panorâmicas das juntas, assim segundo os resultados obtidos é possível dizer que o menor aporte térmico produz menores comprimentos de influência da fonte de calor, produzindo zonas termicamente afetadas de comprimentos menores.

Figura 28 - Micrografias do aço efeito TRIP da junta dissimilar 01(I=40A). (a) Metal de base. (b) ZTA.

Figura 29 - Micrografias do aço de efeito TRIP da junta dissimilar 02(I=50A). (a) Metal de base. (b) ZTA.

Figura 30 - Micrografias do aço de base de efeito TRIP da junta dissimilar 03(I=70A). (a) Metal de base. (b) ZTA.

Nas Figuras 28, 29 e 30 são apresentadas as micrografias produzidas de cada junta dissimilar soldada da região do aço TRIP que as compõem, a granulometria próxima a zona fundida e a do metal de base não apresentam variações no tamanho de grão ou apresentam qualquer refinamento não é observada a formação de carbonetos $(Fe,Mn)_3C$ nos contornos de grão, assim as imagens comprovam que o aporte térmico da soldagem das juntas não influencia nas mudanças estruturais destes metais de base puramente austeníticos.

A microestrutura do aço de efeito TRIP consiste de grãos austeníticos com morfologia quase equiaxial, com um tamanho médio de grão de $150\mu m$, assim, as microestruturas presentes no aço de efeito TRIP são caracterizadas como microestruturas austeníticas, de grãos grosseiros, que não sofrem transformação microestrutural sob as condições de soldagem utilizadas.

4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para verificar a influência do aporte térmico de cada junta dissimilar, foram feitas análises por MEV nas zonas termicamente afetadas (ZTAs) do aço ARBL XABO500 das juntas soldadas 01 (I=40A), 02 (I=50A) e 03 (I=70A), o qual apresenta alterações de sua estrutura.

As ZTAs do lado ARBL desenvolvem duas regiões distintas em suas granulometrias, grosseira próxima a zona de fusão e mais fina afastada do cordão de solda, alterações características que dependem da temperatura de pico e do tempo de permanência acima da temperatura onde ocorre o crescimento de grão, sendo assim, o tamanho de grão tende a ser maior junto à linha de fusão e é afetado pelos parâmetros de soldagem utilizados nas juntas 01(I=40A), 02(I=50A) e 03(I=70A), os quais determinam o tempo de permanência como a energia de soldagem [42].

As amostras após o corte foram lixadas, polidas e atacadas com Nital 2% para revelar a microestrutura das zonas termicamente afetadas. As Figuras 32, 33 e 34 mostram o aspecto das zonas termicamente afetadas de granulação grosseira e refinadas das juntas 01 (I=40A), 02 (I=50A) e 03 (I=70A), respectivamente.

Utilizou-se o modelo de ataque seletivo em aços com microestrutura polifásica de forma a identificar as estruturas presentes, conforme demonstra a Figura 31. De acordo com os princípios e considerações para caracterizar o comportamento das diferentes fases em aços multifásicos em função do teor de carbono, torna-se possível identificar as estruturas pelos níveis de relevo, Figura 35 [63].

Figura 31 - Modelo de ataque seletivo em aços com microestrutura polifásica [63].

Figura 32 – Micrografias eletrônicas (MEV) da junta 01 (I=40A) da zona termicamente afetada do aço ARBL. (a) ZTA de granulação grosseira. (b) ZTA de granulação fina.

Figura 33 – Micrografias eletrônicas (MEV) da junta 02 (I=50A) da zona termicamente afetada do aço ARBL. (a) ZTA de granulação grosseira. (b) ZTA de granulação fina.

Figura 34 – Micrografias eletrônicas (MEV) da junta 03 ($I=70A$) da zona termicamente afetada do aço ARBL. (a) ZTA de granulação grosseira. (b) ZTA de granulação fina.

Observa-se que o aporte térmico influencia no crescimento de grão e na diluição, ou seja, quanto maior é o aporte térmico utilizado na realização da soldagem de uma junta dissimilar maior é o tamanho de grão e a extensão da zona termicamente afetada.

Figura 35 – Micrografias eletrônicas (MEV) das juntas da zona termicamente afetada do aço ARBL. (a) ZTA de granulação grosseira. (b) ZTA de granulação fina.

4.4 Análise do Percentual de Fases no Cordão de Solda

De forma a caracterizar as fases presentes nos cordões de solda e projetar a proporção delas, foram produzidas pelo microscópio ótico imagens do cordão de solda das juntas dissimilares e através destas análises da quantificação de fases. Para referenciar as fases (devido ao ataque com o reagente Behara) que compõem os cordões de solda, ensaios de microdureza Vickers com carga de 100gf foram realizados aleatoriamente nas regiões claras e escuras, obtendo para as estruturas de fase escuras uma dureza média de 230 HV (fase

austenítica) e para as estruturas de fase claras uma dureza média de 260HV (fase ferrítica). Desta forma, através da quantificação das áreas que distinguem as fases foi possível determinar pela fração de volume da imagem, pelo microscópio Axio, o valor aproximado do percentual de fases dos cordões de solda.

A Figura 36 apresenta a micrografia do cordão de solda da junta 01(I=40A), neste caso obteve-se a leitura dos percentuais de fases que compõem a solda de 26,5 % de ferrita e 73,5 % de austenita, por estereologia quantitativa.

Figura 36 – Micrografia do cordão de solda da junta 01(I=40A). (a) Micrografia do cordão de solda. (b) Caracterização da fase ferrítica (região verde). (c) Caracterização da fase ferrítica (região vermelha) e austenítica (região verde).

A Figura 37 apresenta a micrografia do cordão de solda da junta 02 ($I=50A$) apresentando os percentuais de fases de 20,5% de ferrita e 79,5% de austenita, obtidos por estereologia quantitativa.

Figura 37 – Micrografia do cordão de solda da junta 02 ($I=50A$).). (a) Micrografia do cordão de solda. (b) Caracterização da fase ferrítica (região verde). (c) Caracterização da fase ferrítica (região vermelha) e austenítica (região verde).

Capítulo 5

Conclusões

Os resultados encontrados no presente trabalho permitem concluir que:

1. O aço austenítico alto Mn com efeito TRIP é menos sensível ao aporte térmico de soldagem TIG;
2. O aporte térmico promove mudanças microestruturais no aço ARBL (passível de austenitização), gerando duas ZTAs distintas: uma de granulometria grosseira e outra refinada.
3. A microestrutura das ZTAs do aço ARBL é polifásica, contendo ferrita, bainita e martensita, e apresenta dureza mais elevada que o metal de base ARBL.
4. Quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem das juntas dissimilares maior será a extensão da ZTA no aço ARBL.
5. No entanto, observa-se que o procedimento manual de soldagem pode causar variações momentâneas de aporte térmico além do seu valor médio, visto que a seção transversal avaliada na junta 02 ($I = 50A$) apresentou uma ZTA maior que a junta 01 ($I = 40A$) de maior aporte térmico médio.
6. A presença de microestrutura austeno-ferrítica na zona de fusão pôde ser quantificada pela estereologia e comprovada através da difração de raio-x.
7. Através do diagrama de Schaeffler foi possível prever a microestrutura das zonas parcialmente diluídas (ZPDs) usando os perfis de composição química através das interfaces solda/metal de base determinados por EDX.
8. As zonas parcialmente diluídas (ZPDs) caracterizadas nas análises de EDX e com microestruturas estimadas pelo diagrama de Schaeffler, apresentam formação de martensita. A presença de martensita causa picos de dureza nas juntas 01($I=40A$) e 02($I=50A$), porém o mesmo não pode ser observado para a junta 03 ($I=70A$).
9. As juntas dissimilares 02($I=50A$) e 03($I=70A$) apresentaram desempenho satisfatório nos ensaios de tração, o que pode ser comprovado pela fratura dúctil no metal de base ARBL e pelos limites de escoamento superiores ao aço ARBL.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] COSTA E SILVA, A.L.V.; MEI, P.R. (2006). **Aços e ligas especiais**. São Paulo: Edgard Blucher.
- [2] LÜCKEN, H. et al. (2008). Modern steel design – high strength steel plates for commercial vehicles. In: CONFERENCE STEELS IN CARS AND TRUCKS, 2., 2008, Wiesbaden. **Proceedings...** [S.l.:s.n.]
- [3] PANNONI, F.D. (2001). **Aços estruturais**. Disponível em:<www.acominas.com.br/upload/produtos/perfis/caracteristicatecnica/pf/artigostecnicos/geral_1.pdf>. Acesso em: 08 de novembro de 2011.
- [4] OKAMOTO, M. A. Danos causados pelo hidrogênio em aços API 5L X65 e X80. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2010.
- [5] PEREIRA JÚNIOR, R.F. [2010?]. **Nióbio**. Disponível em:<https://sistemas.dnrm.gov.br/publicacao/mostra_imagem.asp?IDBancoArquivoArquivo=3976>. Acesso em: 01 de julho de 2011.
- [6] GRÄSSEL, O. (2000). High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. **International Journal of Plasticity**, v.16, n.10/11, p.1391-1409.
- [7] ALLAIN, S. et al. (2004). Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.387/389, p.158-162, Dec.
- [8] MUJICA, L. et al. (2010). Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v.527, n.7/8, p.2071-2078, Mar.
- [9] MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. (2007). **Soldagem – fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Ed.UFMG.
- [10] WAINER, E.; BRANDI, S.D.; DE MELLO, F.D.H. (2008). **Soldagem – processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blucher.
- [11] ALBUQUERQUE, S. et al. (2011). Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado utilizando a soldagem de aço API 5L X80. **Soldagem & Inspeção**, v.16, n.4, p.322-332, dez. 2011.
- [12] MARTINS, A.R.F.A. (2007). **Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas**. Tese (Doutorado) – Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2007.
- [13] HE, Z. et al. (2012). Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.212, n.10, p.2141-2147, Oct.

- [14] DOBRZANSKI, L.A.; BOREK, W. (2010). Microstructure forming processes of the 26Mn-3Si-3Al-Nb-Ti steel during hot-working conditions. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.40, n.1, p.25-32, May.
- [15] GORNI, A.A. (2008). Aços avançados de alta resistencia: microestrutura e propriedades mecânicas. **Revista Corte & Conformação de Metais**, v.4, n.44, p.26-57, dez.
- [16] MI, Z. et al. (2009). Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of the 25Mn-3Si-3Al TWIP steel. **International Journal of Materials, Metallurgy and Materials**, v.16, n.2, p.154-159.
- [17] WUPPERMANN, C.P. (2007). The Steel industry in Europe – globalization challenges and opportunities. In: CONGRESSO ANUAL ABM, 62., 2007, Vitória. **Anais...** São Paulo: ABM. p.71-72.
- [18] SHI, J. et al. (2010). Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite. **Scripta Materialia**, v.63, nn.8, p.815-818, Oct.
- [19] OLSON, G.B.; COHEN, M. (1982). Stress assisted isothermal martensitic transformation: application to TRIP steels. **Metallurgical Transactions**, v.13A, n.11, p.1907-1914, Nov.
- [20] ZOU, H. et al. (2011). Influence of grain size on mechanical properties in a Fe-9Ni-12Mn-2,5Si-1C TWIP steel. **Advanced Materials Research**, v.197-198, p.655-661, Feb.
- [21] ALBUQUERQUE, S. et al. (2011). Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado utilizado na soldagem de aço API 5L X80. **Soldagem & Inspeção**, v.16, n.4, p.322-332, Out./Dez.
- [22] REMY, L. (1977). Temperature variation of the intrinsic stacking fault energy of high manganese austenitic steel. **Acta Metalurgica**, v.25, n.02, p.173-179. Feb.
- [23] HE, Z. et al. (2012). Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.212, n.10, p.2141-2147, Oct.
- [24] JEN-LONG, Z. et al. (2012). Microstructure and mechanical properties of high manganese TRIP steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v.19, n.4, p.57-62, Apr.
- [25] SAEED, A. et al. (2009). Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high manganese steels. **Metallurgical and materials Transactions A**, v.40, n.3, p.3076-3090.
- [26] WIETBROCK, B. et al. (2011). Effect of temperature, strain rate, manganese and carbon content on flow behavior of three ternary Fe-Mn-C high manganese steels. **Steel Research International**, v.82, n.1, p.63-69, Jan.

- [27] SIPOS, K.; REMY, L.; PINEU, A. (1976). Influence of austenite predeformation on mechanical properties and strain-induced martensitic transformations of a high manganese steel. **Metallurgical Transactions A**, v.7, p.857-864, June.
- [28] BRACKE, L. et al. (2006). Influence of phase transformations on the mechanical properties of high-strength austenitic Fe-Mn-Cr Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.37, n.2, p.307-317.
- [29] ADAMCZYK, A.; GRAJCAR, A. (2005). Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing. **Journal of Materials Processing Technology**, v.162/163, p.267-274, May.
- [30] SANTOS, M.R. (2008). **Efeito do nitrogênio e do cobre na formação da martensita em aços inoxidáveis austeníticos e sua influencia sobre o fenômeno de *delayed cracking***. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008. p.25-39.
- [31] MUJICA, L. et al. (2010). Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. **Science and Engineering A**, v.527, n.7, p.2071-2078, Aug.
- [32] LEE, T. et al. (2010). Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels. **Acta Materialia**, v.58, n.8, p.3173-3186, May.
- [33] DUMAY, A. (2008). Influence of addition elements on the stacking fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. **Materials Science and Engineering A**, v.483/484, p.184-187, June.
- [34] BERGEON, N.; GUENIN, G.; ESNOUF, C. (1997). Study of the faults stackings in the $\gamma(\text{f.c.c.}) \rightarrow \epsilon(\text{h.c.p.})$ martensitic transformation. **Journal de Physique IV**, v.7, p.C5-125-C5-130.
- [35] SPINDOLA, M.O.; GONZALEZ, B.M.; SANTOS, D.B. (2010). Modelo físico da deformação e encruamento do aço TWIP com alto teor de manganês e baixo carbono. **Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v.6, n.4, p.252-256, abr./jun.
- [36] LOB, A.; SENK, D.; GEIMER, S. (2010). Melting and solidification in the system Fe-Mn-C. **Materials Science Forum**, v.638/642, p.3117-3122.
- [37] MESSLER, R.W. (2004). **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**. New York: Wiley Interscience.
- [38] BLONDEU, R. (2008). **Metallurgy and mechanics of welding: processes and industrial applications**. London: ISTE; Hoboken: John Wiley.

- [39] GUIA de soldagem TIG. (2013). Disponível em:<http://www.oxigenio.com/guia-do-processo-de-soldagem-tig-ou-gtaw/processo_TIG_o_que_e.htm>. Acesso: 23 de janeiro de 2013.
- [40] ACESITA apostila de soldagem de aço inox. [199-?] . [S.l.:s.n.]. p.34-38. Apostila.
- [41] FUNDAÇÃO BRASILEIRA DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM. **Curso de formação de inspetores de solda**: introdução aos processos de soldagem. (2000). Rio de Janeiro. Módulo 5. Apostila.
- [42] MONTENESI, P.J.; MARQUES, P.V. (2005). **Soldagem I**: introdução aos processos de soldagem. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica. p.15-20. Apostila.
- [43] ZHANG, X. et al. (2009). **Deformation microstructure of TRIP/TWIP steels at the early deformation stages**. France: EDP Sciences.
- [44] SCOTT, C. et al. (2005). The Development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. In: CONFERENCE AND EXHIBITION MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, 2.,2005. **Proceedings...** [S.l.:s.n.]. p.127-138.
- [45] CENTRO UNIVERSITÁRIO DO LESTE DE MINAS GERAIS. (2002). **Tecnologia mecânica**: metalurgia da soldagem - soldabilidade dos materiais. Ipatinga. p.21-26.
- [46] KOU, S. (2003). **Welding metallurgy**. 2nd New Jersey: John Wiley.
- [47] REIS, R. et al. (2011). Influência do material de base sobre o rendimento de fusão em soldagem a arco. **Soldagem & Inspeção**, v.16, n.4, p.369-376, dez.
- [48] ISHIDA, K.; NISHIZAWA, T. (1974). Effect of alloying elements on stability of epsilon iron. **Transactions of the Japanese Institute of Metals**, v.15, n.3, p.225-231.
- [49] MÉLO, E.B.; MAGNABOSCO, R. (2013). Estudo comparativo dos métodos de quantificação de porcentagem volumétrica de ferrita em aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). **Metalurgia Física**, p.96-1000 Disponível em:<http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/inox08/pg_96-100.pdf>. Acesso em: 16 de setembro de 2013.
- [50] BORBA, R.M. (2009). **Comparativo de técnicas de determinação da fase ferrita no aço UNS S31803**. São Bernardo do Campo: Centro Universitário da FEI. (Relatório final de Iniciação Científica).
- [51] WANG, Z.; XU, B.; YE, C. (1993). **Study of the martensite structure at the weld interface and the fracture toughness of dissimilar metal joints**. Welding Research Supplement, p.397s-402s, Aug.
- [52] OMAR, A.A. (1998). **Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar welds**. Welding Research Supplement, p.87s-93s, Feb.

- [53] ORNATH, F. et al. (1981). **Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes.** Welding Research Supplement, p.227s-230s, Nov.
- [54] NELSON, W.T.; LIPPOLD, J.D.; MILLS, M.J. (1999). **Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic – austenite dissimilar metal welds.** Part 1 - nucleation and growth. Welding Research Supplement, p.329s-337s, Oct.
- [55] METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES. **Metallography and microstructures of weldments.** (2004). Volume 9. ASM Handbook, p.1047-1056. Handbook.
- [56] KEJELIN, N. Z. (2006). **Influencia dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2006. p.04-35.
- [57] INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA. (2008). **A economia brasileira e as perspectivas do setor siderúrgico para 2008.** N. 07. Rio de Janeiro. Fev.
- [58] LAITINEN, R. (2006). **Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of A-M constituents.** University of Oulu – Academic Dissertation. Oulu, Finland, p. 204.
- [59] DAVIS, C. L.; KING, J. E. (1994). **Cleavage initiation in intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I. Fractographic evidence.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 25^a, p. 563 – 573, Mar 1994.
- [60] BARBOSA, R. P. (2007). **Tecnologia Mecânica. Soldabilidade dos materiais.** Coronel Fabriciano: Centro Universitário do Leste de Minas Gerais – UNILESTEMG, Minas Gerais, Departamento de Engenharia de Materiais. p.19-26. Apostila.
- [61] MODENESI, P. J. (2012). **Soldagem I: Introdução à física do arco elétrico.** Belo Horizonte. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica. p.02-38. Apostila.
- [62] ALLAIN, S; CHATEAU, J. P.; BOUAZIZ, O.; MIGOT, S.; GUELTON, N. (2004). **Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys.** Materials Science and Engineering, p. 158-162, Dec.
- [63] ANGELI, J.; KNEISSL, A.C.; FÜRECLER, E.(2006). **Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen.** Austria. Montanuniversität Leoben – Department Metallkunde u. werkstoffprüfung. p. 489-504.
- [64] SANTO, H. F. P. E. **Soldas dissimilares para o amanteigamento de juntas de aço carbono por aço inoxidável 316-L.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Pará. Instituto de Tecnologia – Programa de pós graduação em engenharia mecânica, 2013. p. 56-58.