

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS

**Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta
resistência e baixa liga soldados**

FELIPE GUSTAVO PERINI

Caxias do Sul

2008

FELIPE GUSTAVO PERINI

**Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta
resistência e baixa liga soldados**

“Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em
Materiais da Universidade de Caxias do Sul, visando à obtenção
do grau de mestre em Materiais”.

Orientador: Prof. Dr. Gabriel Vieira Soares

Co-orientador: Prof. Dr. Israel Jacob Rabin Baumvol

Caxias do Sul, julho de 2008.

Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados

FELIPE GUSTAVO PERINI

Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Materiais da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Materiais, Área de Concentração: Processamento e simulação de materiais.

Caxias do Sul, junho de 2008.

Banca Examinadora:

Prof. Gabriel Vieira Soares (Orientador)
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Israel Jacob Rabin Baumvol (Co-orientador)
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski
Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Alexandre Viecelli
Universidade de Caxias do Sul

Prof. Carlos Alberto Costa
Universidade de Caxias do Sul

A Deus pela vida.

À minha estimada namorada e sua família pelo carinho e incentivo.

Ao meu pai e irmãos por estarem ao meu lado nessa trajetória e a minha mãe que, mesmo não estando mais presente entre nós, sempre acreditou e torceu por mim.

Um agradecimento muito especial ao colega e amigo Marcos Andreolla que sustentou os valores éticos acima de tudo. Pela compreensão e incentivo ao longo destes anos. “Marcos, este trabalho chegou ao fim com o seu incentivo”.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado com o apoio e a colaboração de algumas empresas e pessoas que cabe aqui ressaltar:

A empresa Marcopolo S/A que permitiu a utilização e a divulgação de dados e informações presentes neste trabalho.

Os colegas José Benedete, Ubiratan, Vagner, Carlos, Jaime, Simon, Adriano e Maurício pelo auxílio técnico permanente na realização e implantação deste trabalho.

A Universidade de Caxias do Sul por ter oportunizado a realização do Mestrado Profissional disponibilizando sua estrutura em tempo integral.

O prof. Dr. Gabriel Soares pela orientação, amizade e paciência dispensados no decorrer deste trabalho.

O prof. Dr. Israel J. Baumvol pela co-orientação, pelas cobranças e disciplina empregada no desenvolvimento deste trabalho.

O prof. Dr. Carlos Fortis pelo grande incentivo dado desde o início deste trabalho dedicando grande parte do seu tempo somando críticas construtivas que possibilitaram sua conclusão.

Aos funcionários e professores do laboratório LAMEF-UFRGS que contribuíram com conhecimento prático e teórico durante os testes realizados.

Demais pessoas que, à sua maneira, auxiliaram na execução deste trabalho, bem como, os colegas de aula e demais professores do programa de Pós Graduação em Materiais.

RESUMO

Na presente dissertação foram investigadas as propriedades mecânicas e microestruturais, antes e após o processo de soldagem, dos aços ZSTE380 e DOGAL800, que são aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), além do aço convencional ZAR230. O principal objetivo do trabalho foi avaliar possíveis modificações nessas propriedades e verificar a possibilidade de substituir o aço convencional por um dos aços ARBL. Por serem mais resistentes os aços ARBL podem ser usados em elementos estruturais menos robustos, o que reduz o peso e a emissão de gases poluentes dos veículos. Primeiramente, verificaram-se diferentes extensões da zona termicamente afetada para os três aços soldados, onde é observada a maior extensão no DOGAL800 e a menor no ZAR230. A análise microestrutural revelou o crescimento do tamanho de grão austenítico em relação ao metal base nessa região para os aços ZSTE380 e DOGAL800, gerando um pronunciado aumento da resistência devido à transformação martensítica. O caso mais marcante ocorreu no DOGAL800, em cuja zona termicamente afetada observou-se a formação de martensita de baixo carbono, que é uma fase dura do aço, porém de baixa ductilidade. Os perfis de microdureza indicaram que não houve uma alteração significativa na dureza da zona termicamente afetada no ZAR230, enquanto que para o DOGAL800 observa-se um considerável aumento na mesma, confirmando a formação de martensita. Os limites de escoamento determinados pelos ensaios de tração não apresentaram diferenças significativas entre os corpos de prova com e sem solda se analisados de forma global, porém um ensaio de microtração, isso seria revelado. Contudo, nos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova sem solda observou-se uma maior resistência à fadiga para os aços DOGAL800 e ZSTE380 em relação ao ZAR230. Após o processo de soldagem, os aços ARBL apresentam uma significativa redução da resistência a fadiga, estando abaixo da resistência à fadiga do ZAR230 para ensaios acima de um milhão de ciclos. Os resultados apresentados são explicados com base na relação entre as características microestruturais e propriedades mecânicas dos aços antes e após a soldagem.

Palavras-chave: Soldagem de aços ARBL chapas finas, ZAT

ABSTRACT

In the present work we investigated the mechanical and microstructural properties of the ZSTE380 and DOGAL800 high strength low alloys steels (HSLA), comparing to the conventional ZAR230 steel, before and after welding. The main purpose is to detect possible modifications on these steels during the welding process, and to verify the possibility of replacing the conventional ZAR230 steel by one of the HSLAs. Since HSLA steels possess higher mechanical resistance, they can be used in less robust structures, which reduce the weight of the automobiles, and consequently reduce the emission of pollutant gases. We observed different extensions of the heat-affected zone for the three welded steels, with a higher extension in the DOGAL800 and the smaller extension in the ZAR230. Microstructural analysis revealed austenite grain growth in the heat-affected zone, in relation to the base metal in this region for the steels ZSTE380 and DOGAL800, becoming a remarkable increase of resistance due to martensite transformation. The most remarkable case happened in the DOGAL800, where we observed formation of low carbon martensite in the heat-affected zone, being this a harder phase of the steel, but with low ductility. The microhardness profiles indicated that it did not happen a significant change in hardness of the heat-affected zone of the ZAR230, while for the DOGAL800 it is observed a considerable increase in hardness, corroborating the hypothesis of martensite formation. The yield strength obtained from stress-strain curves didn't revealed any significant differences between welded and without weld samples, if analyzed in a global way, but in a microtensile test, it would be revealed. The samples without weld submitted to the high-cycle fatigue test presented different fatigue resistance, where the DOGAL800 showed the greatest fatigue resistance, followed by the ZSTE380 and finally the ZAR230. However after the welding process we observed a significant reduction in the fatigue resistance of the HSLA steels, even below the ZAR230 resistance for tests above 1 million cycles. The results were explained relating the microstructure properties and the mechanical properties of the three steels, before and after welding.

Key words: Steel welding HSLA thin metal sheet, heat-affected zone

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	v
RESUMO	vi
ABSTRACT	vii
SUMÁRIO	viii
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	x
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xiv
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 AÇOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA	1
1.2 AÇOS NA FABRICAÇÃO DE CARROCERIAS DE ÔNIBUS	7
1.3 AÇOS GALVANIZADOS NA INDÚSTRIA DE ÔNIBUS.....	10
1.4 AÇOS ESPECIAIS.....	13
1.5 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM METAIS.....	16
1.5.1 Efeito dos elementos de liga nas propriedades dos aços ARBL.....	19
1.6 ENSAIO DE TRAÇÃO	20
1.7 FADIGA	22
2. PROCESSOS DE UNIÃO	23
2.1 UNIÃO POR PARAFUSOS E REBITES	23
2.2 UNIÃO POR SOLDAGEM	24
2.2.1 Processo de soldagem MIG/MAG	27
3. METALURGIA DA SOLDAGEM	30
3.1 A ZONA FUNDIDA	32
3.1.2 Microestrutura da Zona Fundida	33
3.2 A ZONA TERMICAMENTE AFETADA.....	34
3.2.1 Microestrutura da Zona Termicamente Afetada	36
3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DA JUNTA SOLDADA	38
3.3.1 - Propriedades mecânicas da zona fundida	39
3.3.2 - Propriedades mecânicas da zona termicamente afetada (ZTA).....	42
3.4 APORTE TÉRMICO	44
3.5 CICLO TÉRMICO	45
4. PROPOSTA DO TRABALHO	46

5. MATERIAIS E MÉTODOS	48
5.1. MATERIAIS UTILIZADOS	48
5.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	49
5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	53
5.4 ENSAIOS DE FADIGA.....	54
5.5 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL:.....	55
5.6 PERFIL DE DUREZA	56
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	57
6.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL.....	58
6.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	61
6.3 MICRODUREZA.....	67
6.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	71
6.5 ENSAIOS DE FADIGA.....	74
7. CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS	78
REFERÊNCIAS	81

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ARBL	Alta resistência baixa liga
AWS	American Welding Society
C_{eq}	Carbono equivalente
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
HV	Dureza Vickers
IISI	International Iron and Steel Institute
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência a tração
MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
MPa	Mega Pascal
ppm	parte por milhão
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE FIGURAS

Figura 1:(a) Produção mundial de aço bruto em milhões de toneladas no (parte superior) período 1990-2002 e (parte inferior) em 2004 por região mundial [,].	2
Figura 2:Participação de diferentes ramos econômicos no mercado do aço.	3
Figura 3: Comparação entre os constituintes de um veículo em 1977 e em 1999.	5
Figura 4: Esquema da fabricação de tubos retangulares utilizados na fabricação das carrocerias de ônibus. Esquerda: uma bobina de aço. Centro: Chapas sendo geradas a partir das bobinas de aço. Direita: tubos formados das chapas de aço.	8
Figura 5:Partindo da esquerda no sentido horário: Soldagem da parte lateral da carroceria do ônibus, soldagem da parte frontal, Carroceria em estagio final de construção e finalmente o ônibus pronto.	9
Figura 6- Estrutura metálica frontal de ônibus	10
Figura 7: Exemplos de acabamentos de aços galvanizados influenciados pela camada de zinco depositada na superfície.	11
Figura 8 :Perfil com revestimento por banho de zinco.	12
Figura 9: Perfis com revestimento de zincagem a quente	13
Figura 10: Microestrutura de um aço ARBL (lado esquerdo) e aço convencional (lado direito).[]	16
Figura 11: Corpo de prova antes (parte superior) e depois (parte inferior) de um ensaio de tração.	21
Figura 12: Gráfica Tensão (Stress) por Deformação (Strain) obtida de um ensaio de tração.	22
Figura 13: Curva Stress por Número de Ciclos.	23
Figura 14: Respingos de solda gerados durante o processo de soldagem de aços galvanizados.	25
Figura 15: Comparação da utilização de vários métodos de soldagem na Europa.	28
Figura 16 Parte superior: Esquema geral de um processo de solda MIG/MAG. Parte inferior: Ampliação do poço de solda em um processo MIG/MAG.	29
Figura 17 Lado esquerdo: Trabalhador soldando um tubo para construção de carrocerias de ônibus. Lado direito: Equipamento de solda MIG/MAG empregado neste trabalho.	29

Figura 18: Parte superior: Esquema de um processo de soldagem por fusão indicando a Zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA), a poça de fusão e fonte de calor. Parte inferior: União soldada de dois perfis tipo “L” onde revela a ZTA caracterizada pela região semicircular de cor mais clara.....	32
Figura 19: Influência do teor de nióbio no tamanho de grão da austenítico da ZTA. ...	37
Figura 20:Ciclo térmico de soldagem.....	45
Figura 21: Diferentes tubos de aço empregados na fabricação dos corpos de prova .	50
Figura 22: Tubo retangular a partir do qual se fabrica o corpo de prova. A linha de solda, resultado da construção do tubo (lado direito), e a face utilizada para a fabricação do corpo de prova (lado esquerdo) estão indicadas.	50
Figura 23: Especificações das proporções das medidas de um corpo de prova segundo a International Standard ISO 1099 primeira edição 1975-11-01	51
Figura 24: Fabricação dos corpos de prova a partir de um tubo sem solda.	52
Figura 25: Tubos de aço após serem cortados e novamente unidos pelo processo de soldagem MIG/MAG.	52
Figura 26: Fabricação dos corpos de prova a partir de um perfil retangular com solda.	53
Figura 27: Foto de corpos de prova com solda transversal do aço ZSTE380.....	53
Figura 28: Fotografia da região da solda para os três aços submetidos à solda e analisados por micrografia. De baixo para cima: DOGAL800, ZSTE380 e ZAR230.	56
Figura 29: Esquema experimental da medida de microdureza Vickers.	57
Figura 30: Fotografia dos corpos de provas com solda usados na análise microestrutural dos aços (de cima para baixo) ZAR230, ZSTE 380 e DOGAL800. O nome de cada aço está indicado, assim como a zona termicamente afetada (ZTA). ...	60
Figura 31: LADO ESQUERDO: Micrografias com aumento de 1000X do metal base dos aços (a) ZAR230 (b) ZSTE380 e (c) DOGAL800. LADO DIREITO: Micrografias com aumento de 1000X da zona termicamente afetada (ZTA) dos aços (d) ZAR230 (e) ZSTE380 e (f) DOGAL800.	63
Figura 32: Micrografia da interface entre o metal de adição (solda) e da ZTA (Zona termicamente afetada) para os aços soldados (a) ZAR230 (b) ZSTE380 e (c) DOGAL800.....	66
Figura 33: Micrografia do cordão de solda com ampliação de 1000X para os três casos: (a) ZAR (b) ZSTE e (c) DOGAL.	67
Figura 34: Perfil de micro dureza Vickers nos três aços soldados investigados: ZAR230 (círculos cheios), ZSTE380 (triângulos vazados) e DOGAL800 (quadrados cheios). O zero da escala corresponde ao meio do cordão de solda. A extensão da zona termicamente afetada mais o cordão de solda também estão indicados.....	68

- Figura 35: Fotografia dos três aços com solda submetidos à análise microestrutural. A extensão da zona termicamente afetada para cada junção está indicada. De baixo para cima: DOGAL800, ZSTE380 e ZAR 230. A escala de 2 mm também está indicada. 69**
- Figura 36: Limites de escoamento obtidos dos ensaios de tração para corpos de prova sem solda e com solda para os aços: (a) ZAR230 (b) ZSTE380 (c) DOGAL800. O valor nominal do fabricante está indicado em cada gráfico por uma reta horizontal. 72**
- Figura 37: Ensaio de fadiga para os aços DOGAL800, ZSTE380 e ZAR230 com corpos de prova de 2 mm de espessura: (a) sem solda e (b) com solda. As linhas são apenas indicativos e o número de ciclos até a falha..... 75**

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades dos aços convencionais ZAR. LE e LR significam limite de escoamento e limite de resistência mínimo, respectivamente.....	11
Tabela 2 : Composição química e propriedades mecânicas dos aços investigados.	49
Tabela 3: Tamanho de grão austenítico do metal base e para a ZTA para os três aços.	61
Tabela 4: Carbono equivalente para os três aços.	64
Tabela 5: Valores de microdureza Vickers do metal base, zona termicamente afetada e do cordão de solda para os três aços investigados. A extensão da ZTA, mais o cordão de solda, obtida pelo perfil de microdureza e pela fotografia dos corpos de prova também está indicada.	69
Tabela 6:Tensão de escoamento nominal e efetivo, para os três aços.	73

1. INTRODUÇÃO

1.1 AÇOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Para a indústria metal-mecânica, a matéria-prima mais importante é o aço. Com o passar dos anos, este material tem sofrido constantes alterações na sua composição química e estrutural, com a intenção de melhorar suas propriedades e diversificar suas aplicações. Uma das propriedades mecânicas mais importantes, servindo inclusive como critério de classificação dos aços, é o limite de escoamento. A Figura 1 mostra a produção mundial de aço bruto no período 1990-2002 e a produção em 2004 por região mundial.

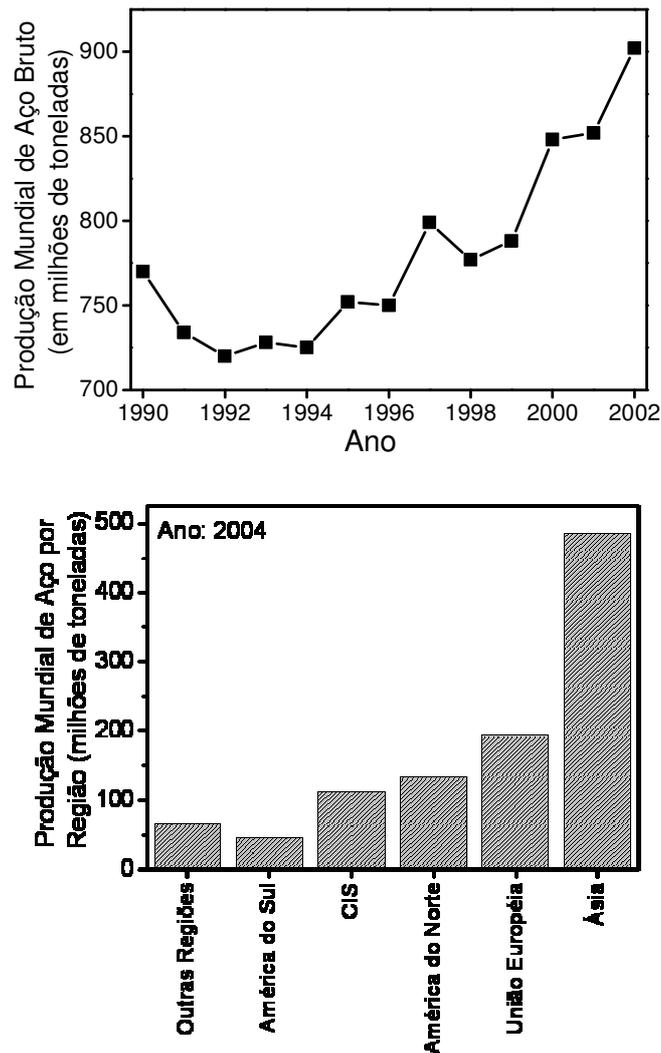


Figura 1:(a) Produção mundial de aço bruto em milhões de toneladas no (parte superior) período 1990-2002 e (parte inferior) em 2004 por região mundial [1, 2].

Pode-se observar um crescente aumento na produção de aço ao longo desse período, e conseqüentemente um crescente consumo de aço com o passar dos anos. Cerca de 30% do aço produzido mundialmente é consumido pela indústria automobilística, representando o maior bloco no setor do aço, como se pode ver na Figura 2. Essa considerável participação da indústria automobilística no mercado do aço, aliada ao contínuo aumento na produção de aço e de veículos, fez desse setor um dos maiores poluidores da atualidade. Embora se busque fontes alternativas de energia para os automóveis em geral, tais como energia solar, carros elétricos, células combustíveis e combustíveis baseados em hidrogênio, uma solução para o

problema da emissão de CO₂, resultado da queima de combustíveis fósseis, que é o principal poluidor da atmosfera, ainda não foi encontrada.

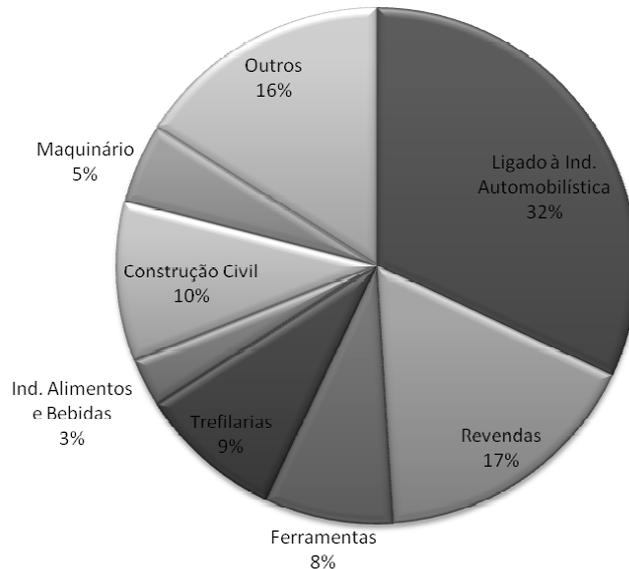


Figura 2: Participação de diferentes ramos econômicos no mercado do aço.

De fato, o Departamento de Energia dos EUA publicou [3] recentemente um relato mostrando que uma solução definitiva para esse problema não será facilmente encontrada até 2020. Isso por que as tecnologias estudadas, visando substituir os combustíveis fósseis, ainda não estão maduras o suficiente para sua completa implementação. Por exemplo, a tecnologia de carros elétricos, embora seja limpa e segura, esses carros ainda carecem de autonomia, de modo que uma solução que tem se utilizado neste caso é a dos veículos híbridos, que não deixam de consumir combustível fóssil, gerando CO₂. Sendo assim, um grande desafio para o século 21 é a redução da emissão de CO₂ e a busca por fontes de energias limpas e renováveis. O caminho mais promissor nos tempos atuais tem sido trilhado pelo Japão, que prega o racionamento dos combustíveis fósseis. Recentemente, o Japão anunciou que irá reduzir a emissão de CO₂ em 6%, durante o período de 2008 a 2012, com base nos dados de 1990. Com isso, os Japoneses pretendem reduzir o consumo de combustíveis fósseis em 22,8% até 2010. A indústria do aço pode contribuir diretamente para a redução do consumo destes combustíveis, disponibilizando no mercado aços mais resistentes. Justamente, sendo

mais resistentes, estes aços podem ser usados em elementos estruturais menos robustos, o que reduz o peso e a emissão de gases poluentes. Com o avanço das ligas de alumínio e polímeros reforçados o aço cedeu espaço e participação no peso dos automóveis. Este fato tem levado a indústria siderúrgica ao desenvolvimento de novos aços, com alta resistência, elevada soldabilidade e consideráveis níveis de ductilidade e tenacidade. Para isso, o teor de carbono foi progressivamente reduzido e a elevação da resistência e a tenacidade têm sido conseguida pela adição de elementos de liga tais como o Ti, Mo, Cr, Nb, Al e V. Em outros casos a elevação da resistência tem sido feita pela formação de duas fases conjuntas do aço. Neste contexto, surgiram os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) no intuito de frear o avanço de seus concorrentes. De uma maneira simples, os aços ARBL podem ser caracterizados como aços com baixo percentual de carbono e um limite de escoamento acima de 270 MPa [4]. A necessidade do desenvolvimento de aços estruturais de alta resistência e baixa liga se deve principalmente ao avanço das ligas de alumínio em setores tradicionalmente dominados pelo aço. Projetos iniciados nas décadas de 80 e 90 podem ser considerados ícones no desenvolvimento de novas alternativas e propriedades dos aços para a indústria de carrocerias de automóveis. O projeto denominado ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) desenvolvido por várias companhias siderúrgicas como Arcelor, Kobelco, SSAB, Nippon Steel Corporation, Usiminas, Thyssenkrupp Stahl, entre outras, previa ganhos consideráveis para a indústria automobilística já no ano de 1998. Embora já venha sendo observada uma redução no uso de aço na indústria automobilística desde os anos 70, conforme Figura 3, ainda existe um grande desafio no que concerne à redução significativa no peso final das estruturas de modo que isso se reflita num consumo mais eficiente de combustível fóssil. O uso de aços de ARBL possibilita a redução do peso dos veículos acarretando um aumento da eficiência dos motores de combustão interna, gerando economia de combustível, além de atender à necessidade de maior segurança dos passageiros [5]. O

estudo de viabilidade técnica para aplicação e introdução de aços de ARBL envolve uma quantidade muito grande de ensaios realizados tanto em laboratórios quanto no campo, principalmente quando este material é submetido ao processo de soldagem. A Volvo® é pioneira na utilização destes aços de alta resistência, a qual 1995 já os emprega em barras de segurança e barras de fixação das poltronas, visando também oferecer maior segurança aos ocupantes dos seus veículos.

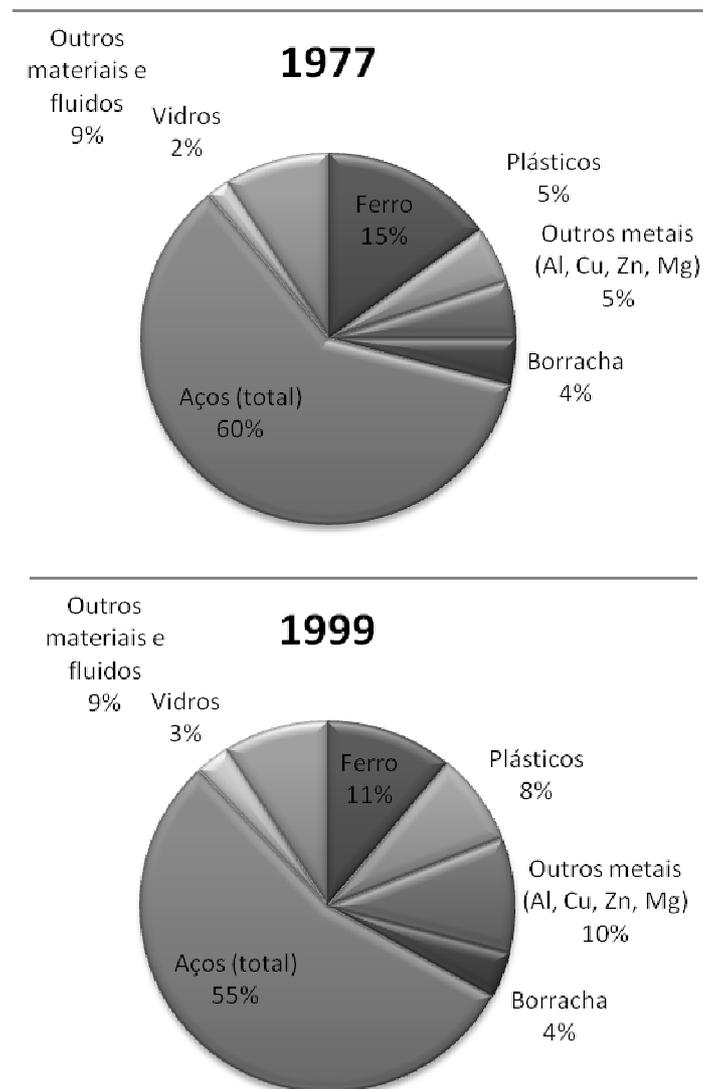


Figura 3: Comparação entre os constituintes de um veículo em 1977 e em 1999.

Outra tendência que vem avançando rapidamente na indústria automobilística é o uso de materiais compósitos que além de reduzirem o peso na estrutura do produto, contribuem

fortemente na resistência à corrosão, estruturação e velocidade de produção em larga escala. Já são produzidos na Europa ônibus com materiais compósitos diversos, os quais reduzem consideravelmente o uso de aço na configuração da estrutura. Os compósitos, neste caso, formam “sanduíches” de materiais que podem variar entre poliestireno expandido, poliuretano de célula aberta entre outros. Estes materiais exercem a função estrutural entre chapas extremamente finas de aço ou alumínio. Estas estruturas, que formam um monobloco, já apresentam a configuração e geometria da região do ônibus onde serão montadas. Esta tendência segue o objetivo de reduzir peso, inclusive nos materiais de acabamento. Com a pressão de órgãos governamentais, sociedades organizadas e população em geral para a redução da emissão de poluentes na atmosfera, a indústria automotiva busca alternativas para diminuição do peso dos veículos e maior eficiência dos motores de combustão interna. A também crescente tendência do preço dos combustíveis derivados de petróleo tem mobilizado a indústria em buscar alternativas para a melhoria do rendimento dos veículos. Devido a estes fatores, surgiu a necessidade de estudo, desenvolvimento e aplicação de novos materiais na indústria de carrocerias. Na Europa, as normas e exigências quanto a segurança dos passageiros de transporte de massa, está baseada em Regulamentações como a ECE R66-00 e a SABS 1563 que determinam valores mínimos de segurança, métodos de ensaios e procedimentos que devem ser adotados pelos fabricantes tanto de automóveis quanto de veículos de grande porte (ECE R 66-00, 1998).

Considerando os fatos apresentados, verificou-se que existe um espaço para o estudo da substituição dos aços estruturais convencionais utilizados atualmente pela indústria de carrocerias de ônibus por aços mais resistentes. Em conjunto com a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) iniciou-se um estudo para viabilizar a utilização de aços de ARBL galvanizados em estruturas tubulares. A maior dificuldade de se ensaiar, aprovar e viabilizar a substituição de materiais para a aplicação em estruturas veiculares está no fato de que os

veículos estão sujeitos a uma gama muito grande de esforços e tipos de terrenos. Os efeitos da fadiga sobre estas estruturas é fator determinante para o cálculo da vida útil da estrutura. Essas estruturas são unidas de diferentes formas, porém mais comumente pelo processo de soldagem o que altera significativamente a resistência do metal base principalmente quando se trata de chapas finas. A presente dissertação propõe-se a investigar aços ARBL com aplicações na construção de carrocerias de ônibus. A utilização de aços mais resistentes, que por sua vez permitem utilizar espessuras menores de chapas no processo de fabricação, pode reduzir sensivelmente o peso final da estrutura. Investigações preliminares mostram que se pode atingir uma redução de até 20% no peso final do ônibus, implicando em uma considerável redução de combustível. Contudo, como as carrocerias são montadas pelo processo de soldagem de inúmeros tubos de aço, o principal ponto a ser abordado na substituição do aço de fabricação reside na estrutura soldada. Isto é, é necessário saber como esse novo aço irá se comportar após ser submetido à união por soldagem, e qual será o efeito da mesma nas características mecânicas finais. Este é o objetivo do presente trabalho: investigar possíveis alterações ocorridas nas propriedades mecânicas e microestruturais de dois aços ARBL durante o processo de soldagem, comparando as mesmas com as do aço convencional utilizado atualmente na fabricação das carrocerias. As seções seguintes farão uma revisão dos aços convencionais utilizados atualmente na indústria de carrocerias de ônibus, e de aços especiais que podem vir a ser empregados. O processo de soldagem será abordado, bem como a metalurgia da solda e finalizando na última seção do capítulo uma avaliação mecânica dessas estruturas.

1.2 AÇOS NA FABRICAÇÃO DE CARROCERIAS DE ÔNIBUS

O aço é uma liga quimicamente complexa. Segundo [6], é uma liga ferro-carbono onde o percentual de carbono inicia ao redor de 0,008% e pode chegar a 2,11%, além de outros elementos que resultam do processo de fabricação [6]. A produção mundial de aço bruto somou 1.036 milhões de toneladas no ano de 2004, conforme levantamento divulgado pelo International Iron and Steel Institute (IISI), alcançando pela primeira vez a marca acima de um bilhão de toneladas/ano. O Brasil é responsável pela produção de 31,1 milhões de toneladas/ano que o classifica como sendo o oitavo maior produtor mundial de aço, sendo a China o maior consumidor mundial. Para a indústria metal-mecânica a resistência ao escoamento é uma das principais propriedades empregadas para a classificação dos aços. O principal parâmetro para tal é o limite de escoamento. [7]. A Marcopolo S/A é uma empresa do ramo metal-mecânico produtora de carrocerias para ônibus. A estrutura metálica de seus produtos é montada 100% em aço estrutural, o qual apresenta limite de escoamento nominal de 230 MPa. Usualmente, as estruturas de ônibus são construídas com aços comercialmente fornecidos pela indústria siderúrgica. Esses aços são escolhidos devido a sua facilidade de conformação, corte e soldabilidade no processo fabril. Eles são desenvolvidos com o objetivo de atender à norma NBR 7008:2003, que especifica as propriedades mecânicas e a composição química do aço [8]. Três etapas do processo de fabricação de tubos de aço utilizados na fabricação da carroceria de ônibus está mostrado esquematicamente na Figura 4.



Figura 4: Esquema da fabricação de tubos retangulares utilizados na fabricação das carrocerias de ônibus. Esquerda: uma bobina de aço. Centro: Chapas sendo geradas a partir das bobinas de aço. Direita: tubos formados das chapas de aço.

A partir de uma bobina de aço, geram-se chapas, das quais serão fabricados tubos. Estas chapas são dobradas e soldadas pelo processo de indução, formando tubos retangulares. São esses tubos que servem de peça fundamental para a construção do esqueleto, ou da carroceria do ônibus. A Marcopolo® não fabrica os tubos, mas compra as bobinas e as envia para a Thyco® que fabrica os tubos com a bitola e comprimentos desejados. Esses tubos são então unidos, soldando-se manualmente um a um pelo processo MIG/MAG, dando origem à carroceria. A construção dessa carroceria está mostrada em fotos na Figura 5 indicando a soldagem passo a passo das diferentes partes da carroceria do ônibus.



Figura 5:Partindo da esquerda no sentido horário: Soldagem da parte lateral da carroceria do ônibus, soldagem da parte frontal, Carroceria em estagio final de construção e finalmente o ônibus pronto.

Na Figura 6 está apresentado um esquema da parte frontal de uma carroceria após a soldagem dos tubos. Aqui pode-se ver o quanto as propriedades mecânicas da estrutura soldada são importantes para viabilidade da estrutura final do ônibus, pois é a partir dessa carroceria que a estrutura final do ônibus é montada, rebitando-se chapas de alumínio nesse esqueleto, formando finalmente o ônibus da Figura 5. Se houve falhas na união dos tubos, seja por algum processo de fadiga, seja por uma solda mal executada, essa estrutura irá falhar, gerando prejuízos para a empresa. Sendo assim é extremamente importante compreender as propriedades mecânicas dos aços soldados antes de substituir o aço convencional por outro aço especial.

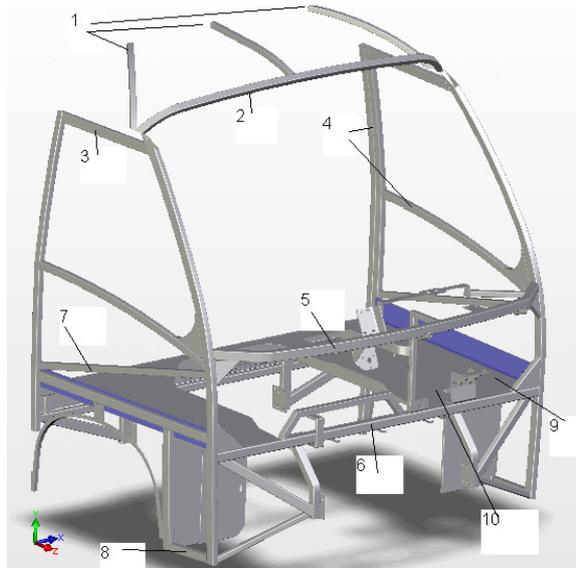


Figura 6- Estrutura metálica frontal de ônibus

1.3 AÇOS GALVANIZADOS NA INDÚSTRIA DE ÔNIBUS

Convencionalmente, os aços utilizados pela indústria de ônibus possuem um limite de escoamento da ordem de 230 MPa, e recebem um revestimento de zinco pelo processo

eletrolítico ou a quente (zincado a fogo), sendo denominados pela sigla ZAR (zincagem de alta resistência). Este revestimento tem função exclusiva de proteção superficial, retardando o processo de corrosão da estrutura metálica.

Tabela 1 mostra a especificação dos aços tipo ZAR, conforme a norma NBR 7008 [8].

Tabela 1: Propriedades dos aços convencionais ZAR. LE e LR significam limite de escoamento e limite de resistência mínimo, respectivamente.

Norma Técnica	Grau	Composição Química (máxima)			Propriedades Mecânicas	
		%C	%P	%S	LE (MPa)	LR (MPa)
NBR 7008	ZAR-230	0,2	0,04	0,04	230	310
	ZAR-250	0,2	0,1	0,04	250	360
	ZAR-280	0,2	0,1	0,04	280	380



Figura 7: Exemplos de acabamentos de aços galvanizados influenciados pela camada de zinco depositada na superfície.

Segundo a revista *Guide to Corrosion Protection* (1999), é importante saber onde a peça será utilizada e a qual ambiente estará exposta durante a sua vida útil para definir a espessura de camada a ser aplicada e o tipo de processo para proteção. Ainda existem outros fatores que devem ser verificados e observados, tais como: processos de fabricação e vida útil

que se deseja para o componente. Quanto mais espessa a camada de proteção, maior a durabilidade da chapa revestida [9].

Os processos atualmente mais utilizados na indústria para revestimentos de superfícies metálicas com zinco são:

- Galvanização a Fogo ou Zincagem a Fogo por Imersão a Quente
- General Galvanizing – GG
- Galvanização Eletrolítica, Zincagem a Frio ou Eletrodeposição.

A zincagem por imersão a quente é um processo de revestimento de peças de aço ou ferro fundido de qualquer tamanho, peso, forma e complexidade, visando sua proteção contra a corrosão. As peças devem estar isentas de elementos contaminantes, tais como óleos em geral, graxas minerais e vegetais, ceras animais e vegetais, sabão e gorduras, tintas, vernizes, resinas e fluxos de solda. A zincagem a quente, ou imersão a quente, deve obedecer aos mesmos princípios da zincagem por imersão, porém neste processo o banho de zinco se encontra a uma temperatura em torno de 450°C. Para os aços de baixo carbono revestidos em banho de zinco fundido obtém-se um revestimento constituído por quatro fases: Gama, Delta, Zeta e Eta. Porém a camada de zinco não é uniforme como apresenta a Figura 8 :Perfil com revestimento por banho de zinco abaixo.



Figura 8 :Perfil com revestimento por banho de zinco.

O processo de zincagem mais utilizado por parte da indústria do aço é de zincagem a quente, devido principalmente as boas condições de controle de espessura, processo e qualidade da deposição de zinco, como pode ser visualizado na Figura 9: Perfis com revestimento de zincagem a quente [10].

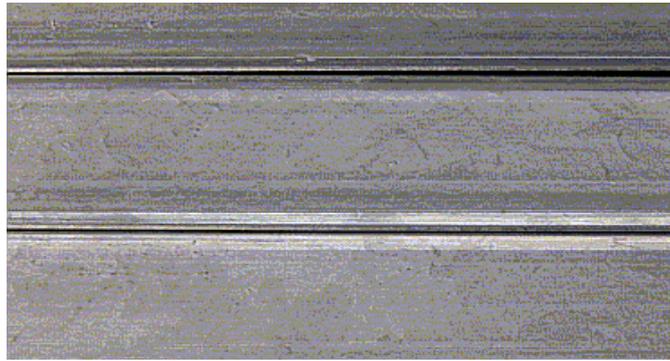


Figura 9: Perfis com revestimento de zincagem a quente

1.4 AÇOS ESPECIAIS

Aços microligados são conhecidos como aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL), sendo constituídos por um grupo específico de aços com composição química especialmente desenvolvida para alcançar certas especificações de propriedades mecânicas, principalmente de limite de escoamento [11]. Segundo a *Auto Steel Partnership* (2000), aços microligados (ARBL) abrangem valores de limite de escoamento estão na faixa de 300 a 800 MPa [12]. Segundo ainda a norma SAE J2340 (*Society of Automotive Engineers*), os aços HSLA (*High Strength Low Alloy*) ou ligas ARBL são classificados segundo o seu limite de escoamento que pode variar de 300 a 900 MPa [12]. Estudos feitos anteriormente [13] nos aços de alta resistência e baixa liga, utilizados em grande escala para construção de navios, edifícios e oleodutos, mostraram as principais vantagens de se trabalhar com este tipo de material. Dentre estas vantagens encontra-se o limite relativamente alto de escoamento e a

soldabilidade relativamente boa do aço em questão. Estas estruturas poderiam suportar carregamento dinâmico, impacto ou ainda explosões. Porém, pode haver um elo de sacrifício na Zona Termicamente Afetada (ZTA) pelo processo de soldagem, conforme será discutido na seção 3.2 [13,14]. As composições químicas destes materiais podem variar muito, devido principalmente ao tipo de aplicação, propriedades requeridas e processos empregados na fabricação e transformação dos mesmos [15]. Segundo o *ASM Handbook* (2001) um dos primeiros aços ARBL foi introduzido em 1930 nos Estados Unidos com a denominação de COR-TEM (Marca da *USX Corporation*). Possuía uma resistência mecânica cinco vezes maior comparado aos aços utilizados até então. Os modernos aços de alta resistência e baixa liga são bastante utilizados em linhas de alta pressão para distribuição de gás e petróleo. Nos Estados Unidos, são também utilizados para tanques de armazenagem, barcas ou embarcações, pontes, equipamentos para agricultura e indústria automobilística [7]. Na década de 70, a indústria automobilística buscava intensamente o desenvolvimento de novos materiais, devido principalmente à crise do petróleo. Nesta mesma época o movimento para redução de peso dos veículos se torna um dos principais objetivos de projetistas, engenheiros e metalurgistas, envolvidos no desenvolvimento de novos produtos. Muitos veículos lançados no mercado apresentam soluções interessantes quanto a ganhos significativos de redução de massa e segurança. Um exemplo bastante utilizado por fabricantes de aços de baixa liga e alta resistência é o projeto ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*), desenvolvendo a parte estrutural e coberturas de um automóvel buscando elevados índices de segurança, redução de massa e aplicação de aços com limites de escoamento que vão de 400 MPa a 1400 MPa [17].

Atualmente, as ligas ARBL são utilizadas nos mais diversos campos de aplicação. Aços microligados[11] são muito utilizados nos processos de forjamento a quente, onde este tipo de processamento ocorre no campo austenítico, de modo que variáveis como a deformação e a temperatura não influenciam a microestrutura final do sistema [11,16,17,]. Os

aços microligados possuem uma resistência ao escoamento em torno de 300 MPa podendo alguns deles chegar a 1100 MPa, sendo um exemplo perfeito para redução no peso dos veículos. A indústria Japonesa tem investido nestes materiais desde a década passada, contudo, tem encontrado grandes limitações relativas a propriedades de maleabilidade e soldabilidade [18]. Os aços microligados apresentem ótimo desempenho em serviço, porém, o custo de fabricação dos componentes feitos com eles é relativamente alto, sendo uma das principais razões para tal o fato associado à sua soldagem, particularmente quanto aos severos pré-requisitos para se garantir a boa execução desse processo. Caso essas recomendações não forem seguidas, o risco de grandes prejuízos é muito alto, seja devido ao sucateamento da peça ou sua falha prematura em serviço devido à um processo de fadiga [19].

Conforme Kuryama e Takita (2000), alguns aços com limite de escoamento menor que 450 MPa são principalmente empregados em painéis externos e internos onde são anteriormente submetidos a processos de corte e conformação para sua adequação estrutural, tornado-se então peças chaves na resistência da estrutura [20]. Por outro lado, estes aços possuem um bom alongamento e suportam esforços dinâmicos com maior desempenho se comparados a aços com alto limite de escoamento, como os aços enquadrados na faixa entre 450 e 1000 MPa, hoje já empregados em armações, rodas e reforços, enquadrando aqui o estudo deste trabalho [20].

O equilíbrio entre a resistência ao escoamento e a ductilidade dos aços com limite de escoamento superior a 400 MPa é fortemente influenciado pelo mecanismo de endurecimento e principalmente pela microestrutura resultante do processo de laminação. A Figura 10: Microest mostra a microestrutura de um aço microligado e uma estrutura de um aço estrutural convencional [21]. Pode-se observar que o aço microligado apresenta grãos austeníticos refinados (4 μm), quando comparado com um aço convencional (13 μm), o que se reflete na grande diferença no valor de limite de escoamento dos dois aços.

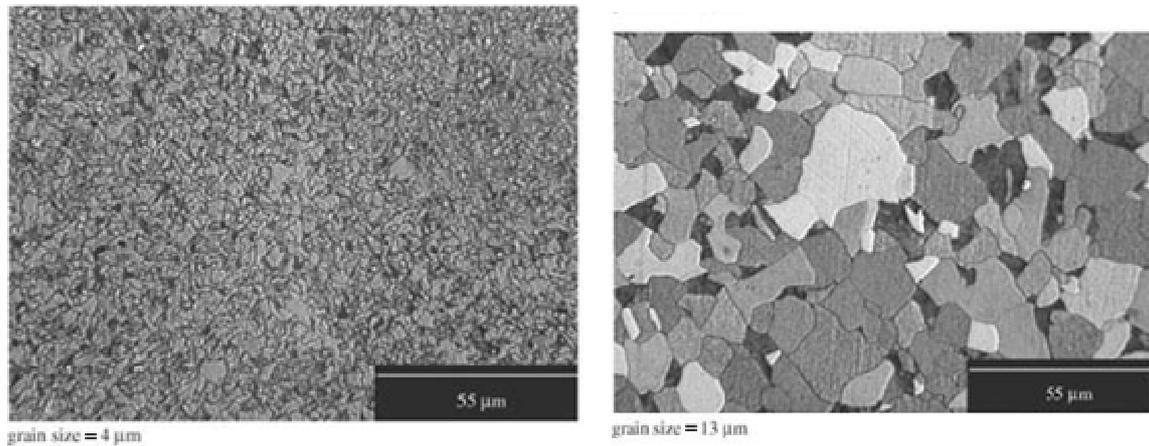


Figura 10: Microestrutura de um aço ARBL (lado esquerdo) e aço convencional (lado direito).[22]

1.5 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM METAIS

Os mecanismos de endurecimento em metais possibilitam um aumento significativo da resistência mecânica. Estes mecanismos contam com um princípio simples: quanto maior for a restrição ao movimento de discordâncias, maior será a resistência de um material metálico [23].

Os cinco mecanismos de endurecimento em metais são [24]:

- Endurecimento por refino de grão;
- Endurecimento por solução sólida;
- Endurecimento por deformação plástica a frio (encruamento);
- Endurecimento por precipitação de partículas;
- Endurecimento por transformação de fase.

Endurecimento por refino de grão

Em um metal policristalino, o tamanho dos grãos exerce influência sobre as propriedades mecânicas. Grãos adjacentes possuem diferentes orientações cristalinas e um

contorno de grão em comum. Como os grãos possuem orientações diferentes, uma discordância que se movimenta do grão A para o grão B, deve mudar a sua direção de movimento. Este movimento é mais difícil quanto maior for a diferença entre as orientações dos grãos. A desordem atômica na região de um contorno de grão resulta em uma descontinuidade do plano de escorregamento de um grão para o outro. Portanto, as discordâncias não ultrapassam contornos de grão de alto ângulo, mas a tensão gerada no plano de escorregamento de um grão pode ativar fontes de novas discordâncias [25].

Materiais com grãos finos são mais resistentes que materiais com grãos grosseiros, porque a quantidade linear de contornos de grão é maior e assim dificulta com mais eficiência a movimentação de discordâncias.

Endurecimento por formação de solução sólida

O endurecimento por formação de solução sólida consiste na adição de elementos de liga, visando a formação de soluções sólidas substitucionais ou intersticiais, dependendo, principalmente, dos raios atômicos, estrutura cristalina e valência do solvente e o soluto [25]. As ligas metálicas são mais resistentes que metais puros porque os átomos do elemento de liga (soluto) impõem tensões e deformações no retículo cristalino ao redor destes átomos. A interação entre estes campos de tensão e as discordâncias provoca, conseqüentemente, uma restrição ao movimento das discordâncias, endurecendo a liga [23].

Endurecimento por encruamento

O encruamento é um processo de endurecimento no qual um metal dúctil torna-se mais resistente e duro a medida que é deformado plasticamente a frio. Muitas vezes o encruamento é chamado de endurecimento a frio (*cold hardening*) ou endurecimento por trabalho mecânico (*work hardening*). Este foi, provavelmente, o primeiro mecanismo de

endurecimento de metais conhecido pelo homem. Em 1540, um livro clássico, *De La Pirotechnia*, já mencionava que os metais ao serem deformados, tornavam-se mais resistentes a deformação [11].

Endurecimento por precipitação de partículas

As interfaces entre diferentes fases (precipitado e matriz) em uma liga são defeitos planares e interferem na movimentação de discordâncias provocando aumento de resistência e dureza. Existem dois tipos de precipitados, onde os incoerentes são muito mais frequentes que os coerentes [26]. Os contornos entre fases diferentes (partículas de segunda fase ou precipitados e matriz) em uma liga interferem com a movimentação de discordâncias, provocando um aumento de resistência e dureza. Os precipitados ou fases incoerentes não apresentam coerência entre os reticulados cristalinos do precipitado e matriz, enquanto os precipitados coerentes apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz. As diferenças entre os parâmetros de reticulado da matriz e da fase são de, no máximo 15%. O tamanho dos precipitados coerentes é de até 1000 vezes menor que o de precipitados incoerentes. Quanto menores forem os precipitados, maior será a dispersão destes; assim, para a mesma fração de fase, maior o efeito de restrição de movimento de discordâncias [27].

Endurecimento por transformação de fase.

O endurecimento por transformação de fase é feito frequentemente através de um processo de têmpera, consistindo em um brusco resfriamento do aço a partir do campo austenítico. Quando isso é feito formam-se fases aciculares de não-equilíbrio, como martensita e bainita. Essas fases, por serem mais duras que a matriz original resultam em um aumento da dureza do aço como um todo.

1.5.1 Efeito dos elementos de liga nas propriedades dos aços ARBL

O apreciável desenvolvimento dos aços ARBL, particularmente no campo das aplicações estruturais, navais e petrolíferas deve-se basicamente às melhores características de tenacidade desses materiais para níveis relativamente altos de resistência mecânica [28]. Sob este aspecto, a laminação controlada se revelou um tratamento termomecânico indispensável para se conseguir tais características a partir de aços microligados ao nióbio, titânio e manganês. Outros elementos de liga podem ser inseridos, dependendo de que característica está se buscando e a aplicação para a liga ARBL [28], contudo deve-se ressaltar que um aço de baixa liga (chamado comumente de microligado) não tem nenhum constituinte em concentração maior que 5%. O tratamento termomecânico envolve a combinação de operações de aquecimento e aplicação de esforços mecânicos por meio de cilindros de laminação. Este tratamento busca uma mudança parcial da estrutura e, conseqüentemente, a modificação das propriedades mecânicas das ligas ARBL.

A laminação controlada de aços microligados requer o conhecimento prévio de suas temperaturas críticas. Entre estas, destaca-se as temperaturas de não-recristalização, que diminuem o intervalo em que a austenita apresenta recristalização incompleta entre os passes de laminação. O limite superior dessa faixa é chamado de T95%, ou seja, a temperatura onde 95 % de recristalização da austenita ocorre antes que seja interrompida pelo início da precipitação de carbonitretos de elementos da liga. Já seu limite inferior é T5%, temperatura sob a qual apenas 5% da austenita se recristaliza antes da precipitação. Estas faixas de temperatura corretas determinam as fases da laminação controlada [29,30].

Geralmente, os aços microligados possuem uma quantidade de carbono em sua composição química que pode variar de 0,05 % a 0,3 %. Podem ainda fazer parte da

composição química destes aços pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nióbio, titânio e/ou zircônio usados em diferentes concentrações. Para as faixas de limite de escoamento a partir de 300 MPa, os aços ARBL são microligados ao nióbio, contando com adições de manganês. O nióbio é adicionado na liga para reduzir o tamanho de grão, aumentando a resistência mecânica do aço e sua tenacidade [25].

Os efeitos da inclusão de elementos de liga em aço ARBL afetam suas propriedades, de modo que cada elemento tem um papel na alteração de alguma propriedade do aço. Em geral vai depender de que tipo de propriedade se necessita e de qual aplicação será dada ao aço [31]. Nas ligas ARBL, o carbono geralmente está restrito a percentuais inferiores a 0,3 %, com o objetivo de se eliminar a ocorrência de trincas a frio durante a soldagem. Além disso, o material apresentará maior tenacidade [31]. O alumínio é geralmente empregado na desoxidação do aço, contribuindo para o refino do grão. O titânio é utilizado para restringir o crescimento do grão austenítico durante o aquecimento da chapa ou placa, bem como inibir o crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante a laminação a quente. O manganês é adicionado na faixa entre 1,2 a 2,0%, em função da espessura da chapa e do nível desejado de resistência mecânica. Tal elemento eleva as propriedades mecânicas da chapa, dificultando as transformações austenita-ferrita e austenita-perlita, sem que ocorra perda significativa de tenacidade [32]. Molibdênio, níquel, cobre e cromo podem ser adicionados em função da espessura da chapa e propriedades requeridas. O efeito do molibdênio e níquel nas propriedades mecânicas é similar ao do manganês [33,34].

1.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração consistem em submeter o material a um esforço que tende a alongá-lo e deformá-lo até a ruptura. Os ensaios de tração permitem conhecer como os materiais reagem aos esforços de tração, quais os limites de tração que suportam e a partir de que momento se rompem. A Figura 11: Corpo de prova antes (parte superior) e depois (parte inferior) de um ensaio de tração, mostra um corpo de prova antes e depois de um ensaio de tração.

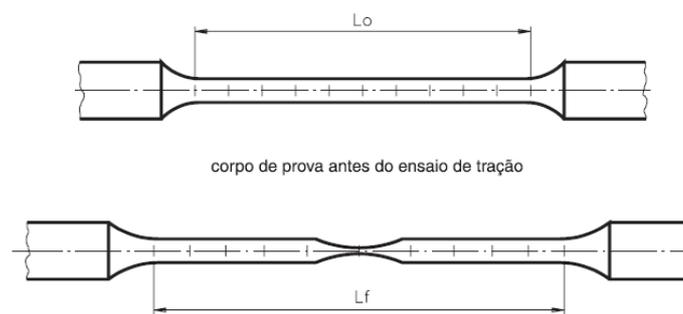


Figura 11: Corpo de prova antes (parte superior) e depois (parte inferior) de um ensaio de tração.

As informações a respeito do material são extraídas de uma curva Tensão aplicada versus Deformação do corpo de prova. Um gráfico típico de um ensaio está mostrado na Figura 12: Gráfica Tensão (Stress) por Deformação (Strain) obtida de um ensaio de tração. A região compreendida desde a origem do gráfico até o ponto 2 na Figura 12: Gráfica Tensão (Stress) por Deformação (Strain) obtida de um ensaio de tração é chamada de região elástica, onde o material deforma-se apenas elasticamente, isto é, quando a tensão é removida o material volta ao seu comprimento inicial L_0 . A tensão mostrada no ponto 2 é a chamada tensão de escoamento. Nesse ponto termina a fase elástica e começa a fase plástica, na qual ocorre a deformação permanente do material, mesmo que se retire a tensão aplicada.

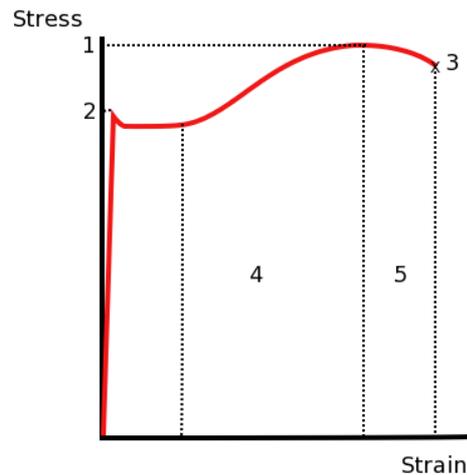


Figura 12: Gráfica Tensão (Stress) por Deformação (Strain) obtida de um ensaio de tração.

No início da fase plástica ocorre o fenômeno de escoamento, caracterizado pela deformação permanente do material sem que haja aumento da tensão aplicada, mas com um aumento da velocidade de deformação. Durante o escoamento, a carga oscila entre valores muito próximos uns dos outros.

1.7 FADIGA

Fadiga é definida como o dano localizado e progressivo que ocorre num material submetido a um carregamento cíclico. A fadiga é influenciada por inúmeros fatores tais como temperatura, presença de oxidantes e stress residual. Observa-se que quanto maior a tensão aplicada, menor a vida útil do material, antes de falha por fadiga. Um gráfico de Stress (S) versus Número de ciclos (N), também conhecido por curvas de Wöhler, pode ser gerado através de sucessivos ensaios com uma dada tensão para repetidos ciclos, conforme mostrado na Figura 13: Curva Stress por Número de Ciclos.. Esta curva nos fornece informações interessantes a respeito do material. Por exemplo, podemos saber a vida útil de uma peça

quando submetida a uma determinada carga, ou se essa peça tem ou não o chamado limite de fadiga. As diferentes tensões σ_{f1} , σ_{f2} , e σ_f da Figura 13: Curva Stress por Número de Ciclos, mostram a vida útil de um material para cada tensão.

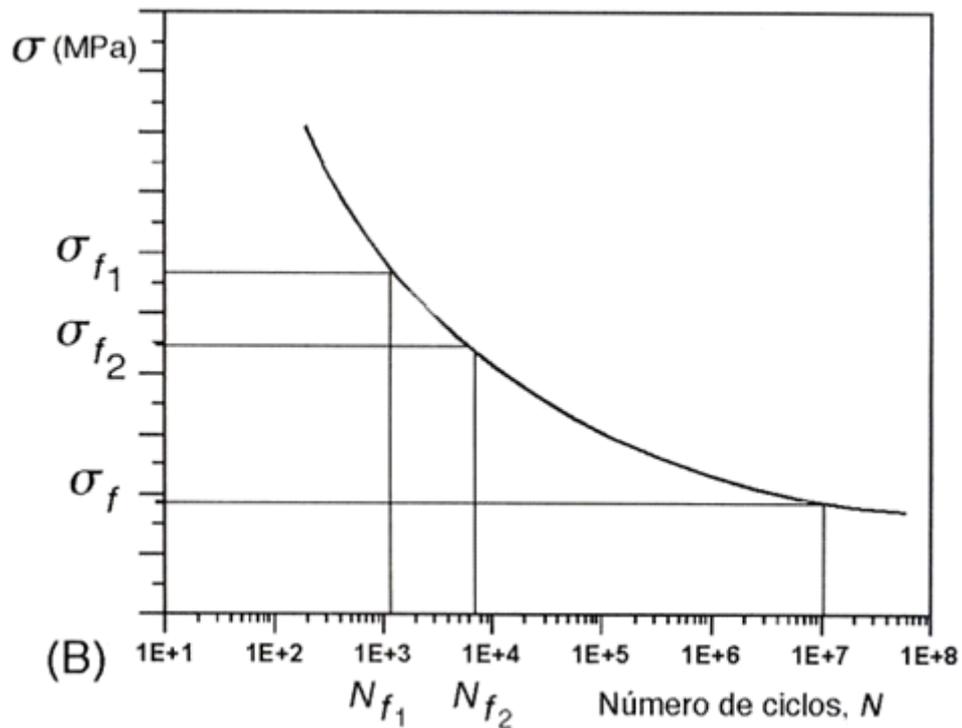


Figura 13: Curva Stress por Número de Ciclos.

2. PROCESSOS DE UNIÃO

Os métodos de união de metais podem ser divididos em duas categorias principais, isto é, aqueles baseados na ação de forças macroscópicas entre as partes a serem unidas e aqueles baseados em forças microscópicas-interatômicas e intermoleculares.

2.1 UNIÃO POR PARAFUSOS E REBITES

No processo de união de duas ou mais peças metálicas utilizando rebites ou parafusos, o processo se caracteriza pela ação de forças macroscópicas, pois são as propriedades mecânicas das peças de união que serão mais influentes nas características da junta. Uma união utilizando rebite é uma união permanente, uma vez que, após fixado não pode ser retirado sem que fique inutilizado, enquanto um parafuso permite diversas montagens e desmontagens. Embora a união com rebite, e principalmente com parafuso, tenha a vantagem de unirem diferentes tipos de metais e aços (algo que não é facilmente conseguido com soldagem), ela foi progressivamente ficando para trás devido ao alto custo que ele acarretava no processo de fabricação. Estima-se que 10% do material empregado em uma estrutura montada, totalmente parafusada, sejam perdidos devido ao processo de furação, além do material base ser fragilizado nas regiões perfuradas, podendo dar origem a trincas e outros processos de fadiga. Neste contexto passou-se a utilizar cada vez mais frequentemente a união por soldagem, sendo hoje o principal processo de união na indústria.

2.2 UNIÃO POR SOLDAGEM

A soldagem permite a união de peças metálicas baseada na ação de forças na escala atômica. As peças podem ser unidas em uma grande gama de conjuntos, com rapidez, segurança e principalmente economia de material. Existem basicamente dois grandes grupos de processo de soldagem. O primeiro se baseia no uso de calor, aquecimento e fusão parcial das partes a serem unidas, denominados de soldagem por fusão. O segundo se baseia na deformação localizada das partes a serem unidas, conhecida por soldagem por pressão ou soldagem no estado sólido, que não serão abordadas neste texto. Nas últimas décadas tem sido

observado um crescente interesse em estruturas soldadas, uma vez que estas estruturas são geralmente empregadas em situações de alta responsabilidade, como no caso da indústria nuclear que requer parâmetros de projeto extremamente precisos. Qualquer erro devido a parâmetros de projeto inadequados pode colocar em risco a vida de pessoas e acarretar enormes perdas econômicas. O processo mais comumente empregado na soldagem de galvanizados é denominado de “MIG/MAG” (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*). No caso da indústria de carrocerias, o processo otimizado para a união de materiais é o processo MAG, que utiliza como gás ativo o CO₂. Segundo a *American Welding Society (AWS)*, o uso do gás CO₂ é o mais conveniente e versátil processo semi-automatizado de soldagem. A presença da camada de zinco não tem efeito sobre as propriedades da junta soldada [35]. Um inconveniente que pode ser apontado, contudo, diz respeito a alguns respingos, provenientes do processo de “queima” do zinco que são nocivos ao ser humano, além de representarem uma perda de 25% do material de solda.

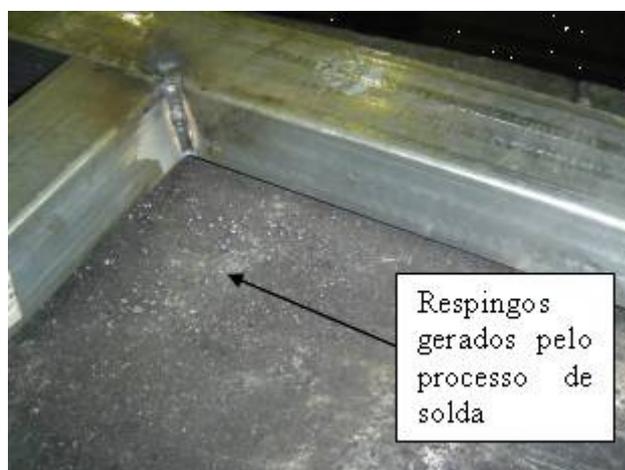


Figura 14: Respingos de solda gerados durante o processo de soldagem de aços galvanizados.

Em determinados setores industriais, a exemplo da prospecção de petróleo e a indústria automobilística, a utilização de processos de soldagem para a união de partes é inevitável, e estudos têm sido realizados para avaliar a influência da adição de elementos de liga na composição microestrutural de juntas soldadas dos aços com alta resistência e baixa

liga. Sabe-se que, pela adição destes elementos de liga, que a temperabilidade do metal de solda aumenta sensivelmente e diversas composições microestruturais podem ser obtidas. Quando a soldagem é empregada nos processos de fabricação, uma grande variedade de problemas pode ser desenvolvida devido à expansão e contração dos materiais envolvidos, além dos efeitos impostos pela geometria da estrutura. Tensões residuais consideráveis, de valores muitas vezes comparáveis ao limite de escoamento do material, são comuns na região da solda [36].

O surgimento de aços microligados ARBL tem exigido uma evolução paralela na qualidade das soldas utilizadas, bem como das juntas formadas. O grande problema destes aços é o de manter sua alta resistência sem o prejuízo de sua tenacidade, principalmente com relação às juntas soldadas, onde esta propriedade é bastante exigida. Para obter as propriedades acima citadas, que geralmente se contrapõe, o teor de carbono é reduzido, pois a sua presença em concentrações acima de 0,5%, torna a soldabilidade do aço extremamente baixa. Isso porque concentrações de carbono acima de 0,5% favorecem a formação de martensita na região aquecida do metal base e a junta soldada torna-se dura e quebradiça, sendo assim frágil. Desse modo, a desejada combinação de resistência mecânica e tenacidade das soldas são possíveis de ser conseguidas pela adição de elementos de liga, tais como titânio, molibdênio, níquel, cromo, vanádio e alumínio. A temperabilidade é sensivelmente aumentada com a adição destes elementos de liga no metal de solda, porém a composição do metal de solda não será investigada aqui por estar fora do escopo do trabalho. Embora o carbono seja o elemento mais importante na definição da soldabilidade de um aço, uma relação mais precisa foi desenvolvida por Yurioka N.[37], onde se leva em conta a concentração de diferentes elementos de liga na soldabilidade do aço:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B \quad (1)$$

Essa equação (1) é chamada de cálculo do carbono equivalente (C_{eq}). Um aço com boa soldabilidade deve ter $C_{eq} < 0,4$. Aços com valores maiores que isso são difíceis de soldar, pelos mesmos motivos discutidos acima. Como os aços microligados apresentam uma série de ligantes que aumentam sua resistência, a concentração de carbono equivalente pode ser perigosamente elevada e representar um ponto chave na soldabilidade dos ARBL. A seguir é descrito o processo de solda MIG/MAG empregado neste trabalho.

2.2.1 Processo de soldagem MIG/MAG

O processo de união dos componentes metálicos na indústria de ônibus apresenta uma diferença em relação à linha automotiva. A indústria automotiva basicamente trabalha com o processo de soldagem por resistência, enquanto que a montagem de componentes de ônibus é feita pelo processo de soldagem MIG/MAG [38]. Esse processo é preferido ao processo TIG (*Tungsten Inert Gas*), SAW (arco submerso) e MMA (eletrodo revestido, devido a uma série de melhorias que o mesmo sofreu ao longo dos anos, reduzindo desperdícios de material e barateando custos de produção. Veja a comparação na Figura 15 ao longo dos anos do uso de soldas na Europa. MIG é um processo por fusão a arco elétrico¹ que utiliza um arame eletrodo consumível continuamente alimentado à poça de fusão e um gás inerte para proteção da região de soldagem. MAG é um processo de soldagem semelhante ao MIG, porém

¹ O arco elétrico pode ser definido como: "a descarga elétrica mantida através de um gás ionizado, iniciada por uma quantidade de elétrons emitidos do eletrodo negativo (cátodo) aquecido e mantido pela ionização térmica do gás aquecido".

utilizando gás ativo (CO₂) para proteção da região de soldagem. Em ambos os processos geralmente o metal de adição possui composição química similar à do metal base.

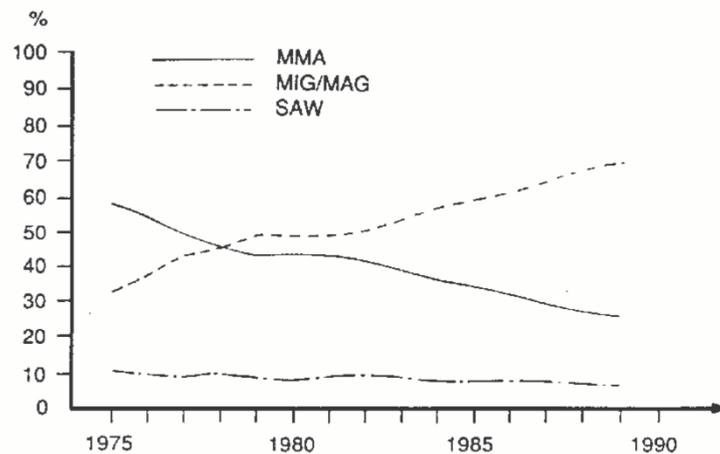


Figura 15: Comparação da utilização de vários métodos de soldagem na Europa.

A partir do processo MIG, desenvolveu-se o MAG para baratear custos e concorrer com eletrodos revestidos na maioria das aplicações, utilizou-se CO₂ e mistura de gases como gás de proteção. A Figura 16 (parte superior) apresenta um esquema geral dos equipamentos utilizados no processo de soldagem MIG/MAG: cilindro de gás (proteção), bobina de arame de adição, fonte de soldagem, cabos de potência, tocha de soldagem e a peça a ser soldada. Na parte inferior da Figura 16 tem-se uma ampliação da região soldado, com a qual pode-se compreender o princípio de funcionamento do processo MIG/MAG. O calor gerado para fundir o metal de enchimento (arame) é suficiente para fundir também a superfície do metal base. A transferência do material do arco é eficiente devido ao arco de calor gerado pelas partículas superaquecidas. As partículas funcionam como elementos importantes no processo de transferência de calor, sendo que a transferência de material se processa a uma taxa de várias centenas de partículas por segundo [39].

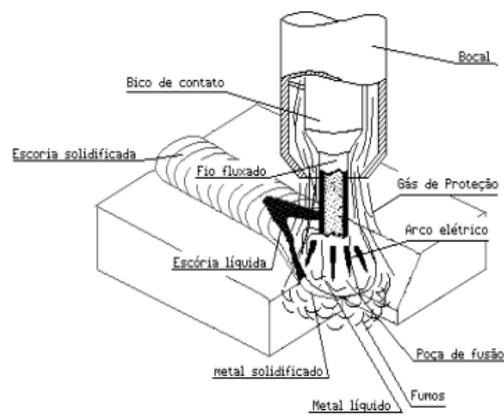
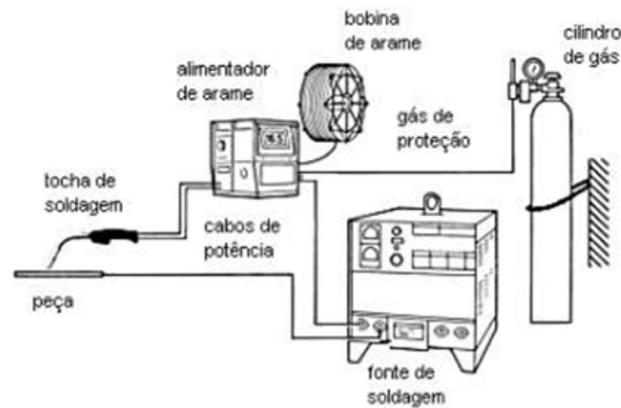


Figura 16 Parte superior: Esquema geral de um processo de solda MIG/MAG. Parte inferior: Ampliação do poço de solda em um processo MIG/MAG.

A Figura 17 apresenta uma fotografia de um trabalhador soldando um tubo retangular empregado na fabricação de carrocerias de ônibus na Marcopolo®, bem como um equipamento típico de solda MIG/MAG utilizado neste trabalho.



Figura 17 Lado esquerdo: Trabalhador soldando um tubo para construção de carrocerias de ônibus. Lado direito: Equipamento de solda MIG/MAG empregado neste trabalho.

3. METALURGIA DA SOLDAGEM

A soldagem envolve muitos fenômenos metalúrgicos como: fusão, solidificação, transformações microestruturais, deformações causadas pelo calor e tensões de contração que causam inúmeros problemas práticos. A metalurgia da soldagem difere da metalurgia convencional em certos pontos, mas é baseada nos mesmos fundamentos. Por exemplo, elementos de liga têm uma forte influência nas propriedades das juntas soldadas, de maneira análoga a seu efeito nas propriedades mecânicas dos aços. Em geral, a presença de um elemento de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita durante a soldagem, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-a, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada. Diferentes elementos podem, entretanto, afetar de forma diferente detalhes da reação de decomposição da austenita. Discute-se, a seguir, de forma resumida, o efeito de alguns elementos químicos na microestrutura da junta soldada [40].

- **Carbono:** possivelmente o mais importante elemento em termos da influência na microestrutura da solda. Teores elevados deste elemento não são usados para se evitar a formação de martensita maclada. Em geral, o seu teor fica entre 0,05 e 0,15%. Nesta faixa, o carbono controla principalmente a quantidade de carbonetos formados, mas também favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão.

- **Manganês:** promove um refinamento da microestrutura. Um aumento de seu teor até cerca de 1,5% leva à formação de ferrita acicular em lugar de ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais de ferrita.
- **Silício:** é o principal desoxidante do metal de solda, sendo, neste aspecto, cerca de quatro vezes mais efetivo que o manganês. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estruturas de placas laterais.
- **Níquel:** influencia a microestrutura de forma similar, mas menos intensa do que o Mn, favorecendo o refinamento da estrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Ni tem um importante efeito benéfico na tenacidade da junta soldada.
- **Molibdênio e cromo:** estabilizam a ferrita e aumentam fortemente a temperabilidade. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior.

Além da composição química, outros fatores afetam as propriedades da junta soldada.

A seguir é feita uma breve discussão das principais características de uma junta, tais como: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA), aporte de calor e ciclo térmico, assim como sua influência nas propriedades mecânicas das estruturas soldadas. A Figura 18 apresenta um esquema dos principais efeitos num processo de soldagem por fusão, como é o processo MIG/MAG, apresentando as principais regiões a serem discutidas. Ali também está mostrada uma foto de uma peça soldada, onde são identificados essas regiões características.

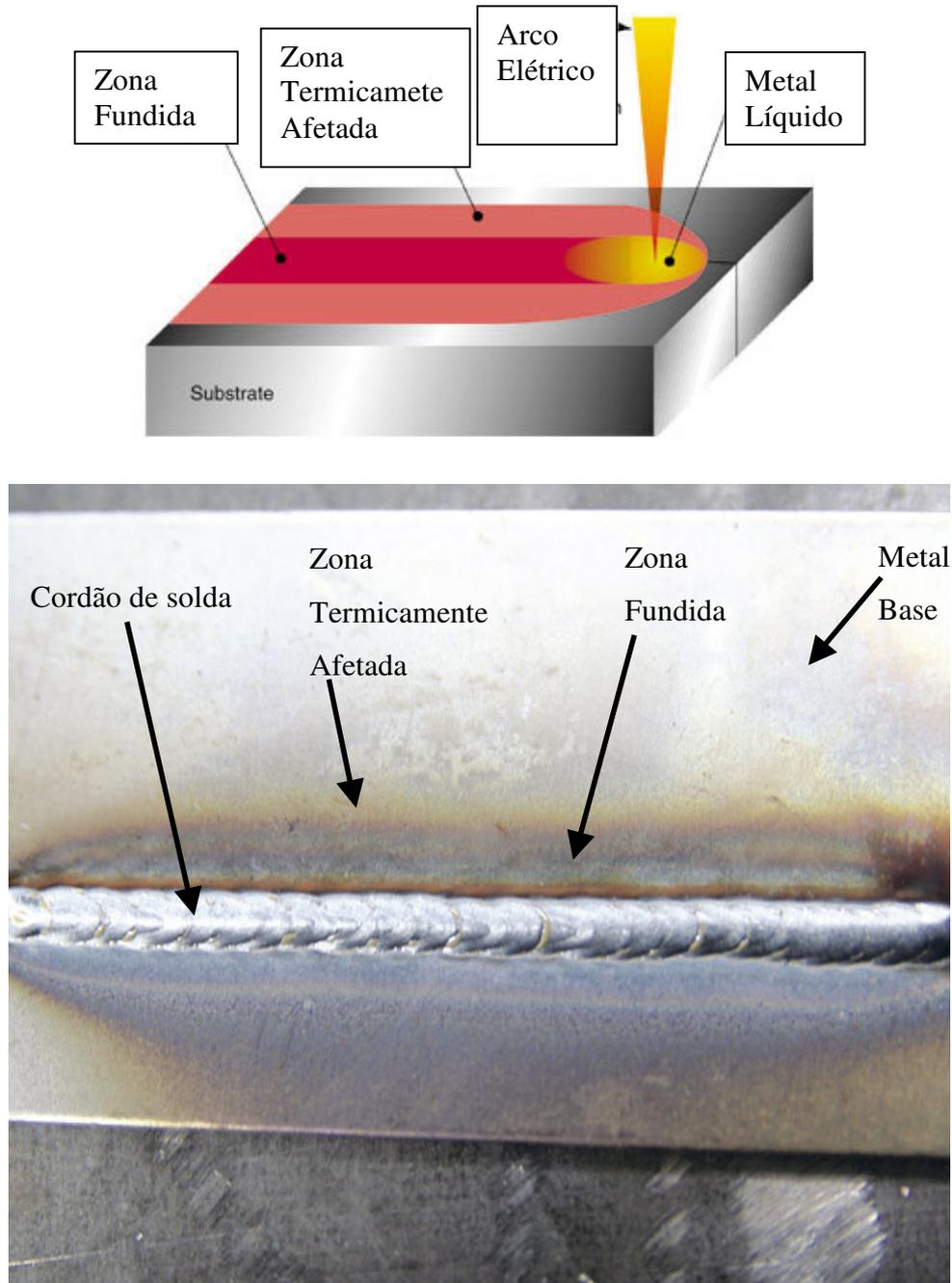


Figura 18: Parte superior: Esquema de um processo de soldagem por fusão indicando a Zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA), a poça de fusão e fonte de calor. Parte inferior: União soldada de dois perfis tipo “L” onde revela a ZTA caracterizada pela região semicircular de cor mais clara.

3.1 A ZONA FUNDIDA

A zona fundida (ZF) de uma solda é constituída pelo metal de solda, que é a soma da parte fundida do metal da peça, também chamada de metal base, e do metal adicionado para preencher a junta, chamado metal de adição. Essa região após a solidificação também é chamada de cordão de solda. Seria ideal se o metal de solda propriamente dito e a zona termicamente afetada tivessem exatamente as mesmas propriedades e características. Entretanto isso não é possível porque o metal de solda é fundido, enquanto que a maioria dos metais de base é utilizada no estado forjado ou no laminado. Materiais conformados sempre apresentam maior resistência, ductilidade e tenacidade que os materiais comparáveis no estado fundido. O metal de solda é uma miniatura de um fundido que é rapidamente resfriado, e suas propriedades freqüentemente se assemelham às de um material conformado. Sendo assim, observa-se que a maioria das falhas ocorridas em juntas soldadas está relacionada a zona termicamente afetada (ZTA), e não a zona fundida. Desse modo, detalharemos com mais profundidade a estrutura e composição da ZTA em uma junta.

3.1.2 Microestrutura da Zona Fundida

Para os aços com baixo teor de carbono e baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperaturas, sofre um grande crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar à estrutura original de fusão da zona fundida (ZF). Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900oC, a austenita se decompõe, resultando em diferentes produtos ou constituintes. Assim, a microestrutura da zona fundida do metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de

solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregações e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como do efeito dos elementos de liga. Em uma solda de um só passe, a microestrutura da ZF será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida) e diferentes precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.) e inclusões podem existir. Estas fases podem aparecer na forma de diferentes constituintes, nem sempre de fácil identificação, ainda mais dificultada pela grande diferença de aparência destes constituintes em relação aos do metal base, com os quais os técnicos estão, em geral, mais habituados.

3.2 A ZONA TERMICAMENTE AFETADA

A soldagem por fusão, como é caso do processo MIG/MAG, causa mudanças microestruturais, alterando as propriedades mecânicas dos materiais devido às altas temperaturas atingidas na região de solda. Isso porque nenhuma solda por fusão pode ser realizada sem acumular um gradiente térmico no metal de base. A difusão de calor para o metal de base é fortemente influenciada pela temperatura da poça de fusão e pela velocidade de soldagem. Soldagens com alta potência e alta velocidade reduzem esse gradiente térmico. Esta região próxima da poça de fusão é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA) e pode ser visualizada na Figura 18, tanto no esquema quanto na foto, na região do contorno do cordão de solda com uma coloração esbranquiçada [39].

A zona termicamente afetada (ZTA), a qual é esfriada a taxas diferentes e forma regiões diferentes de microestrutura, é considerada freqüentemente a fonte de falha em uma junta soldada. Na ZTA, logo além da borda de fusão, a temperatura aumenta rapidamente a um nível próximo do da poça de fusão e diminui rapidamente produzindo um efeito como o de têmpera de aços. Durante o resfriamento do metal de solda a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química. Quando o esfriamento é suficientemente lento a transformação envolve processo de difusão e toda a austenita transforma-se em ferrita, perlita ou bainita. Quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusivo e a austenita se transforma em martensita, sendo possível que alguma porcentagem de austenita continue estável à temperatura ambiente. Estas morfologias consistem em alguma combinação de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten (freqüentemente chamada de ferrita de placas laterais), ferrita acicular, que geralmente abrange uma distribuição de outras fases finas tais como austenita retida e martensita. Nos metais de solda com alta resistência ao escoamento e baixo teor de carbono, com tensão de escoamento superior a 650 MPa, a decomposição da austenita resulta em ferrita acicular, bainita e martensita de baixo carbono [41]. A transformação da austenita pode ser caracterizada como uma reação difusiva e com isso toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita. Porém, sabe-se que quando a taxa de resfriamento é elevada, a austenita se transforma em martensita. Como em chapas finas a taxa de resfriamento é muito alta, existe o favorecimento à formação de martensita [42]. Esse efeito é particularmente predominante em aços com elevados índices de carbono, visto que a principal causa da formação de martensita é a ausência de difusão de carbono, que fica em solução no aço.

3.2.1 Microestrutura da Zona Termicamente Afetada

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

- **Região de granulação grosseira**
- **Região de granulação fina**
- **Região intercrítica**
- **Região subcrítica**

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

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

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

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

Para uma dada condição de soldagem, o crescimento de grão nesta região pode ser diminuído pela utilização de aços com maior temperatura de crescimento de grão. É o caso, por exemplo, de aços tratados ao alumínio, que por sua vez apresentam precipitados de nitreto de alumínio, que permitem a obtenção de um material com granulação mais fina, e impedindo o crescimento de grão até temperaturas da ordem de 1250°C. Entretanto, acima desta temperatura, a maioria dos precipitados é solubilizada e o crescimento de grão se torna rápido. Como resultado, na linha de fusão, o tamanho de grão não é muito diferente daquele de aços não tratados. Adições de nióbio, vanádio ou titânio também podem ajudar a minimizar o crescimento de grão na ZTA.

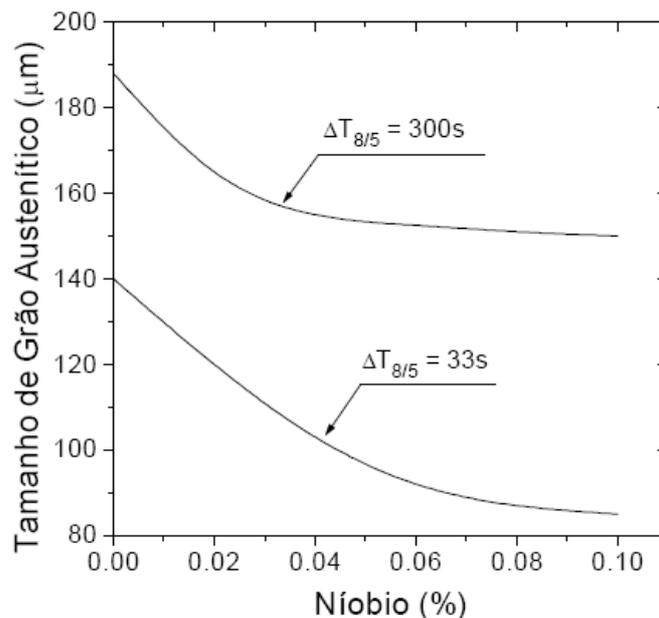


Figura 19: Influência do teor de nióbio no tamanho de grão da austenítico da ZTA.

A **região de granulação fina** (GFZTA) situa-se mais afastada da linha de fusão que a região anterior. Esta região é submetida durante a soldagem, a temperaturas de pico entre cerca de 1200°C (temperatura de crescimento de grão) e 650°C (temperatura de início de formação da ferrita). Esta região é caracterizada por uma estrutura de granulação fina, similar à dos aços normalizados. Esta região não é considerada problemática para a maioria dos aços,

exceto para aqueles temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência mecânica que o metal base.

Na **região intercrítica** (ICZTA), o material é aquecido, na soldagem, e sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte de sua estrutura é transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento. Em um aço com uma estrutura de ferrita e perlita antes da soldagem, as regiões perlíticas (com cerca de 0,8% de carbono) e uma quantidade variável da ferrita junto à perlita se transformam em austenita durante a soldagem. No resfriamento, estas regiões que apresentam um teor de carbono maior do que teor médio do aço, podem se transformar em martensita se a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada. Neste caso, na condição soldada, é constituída de ilhas de um material mais duro em uma matriz de menor dureza [43].

A **região subcrítica** (SCZTA) apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao microscópio ótico em aços na condição laminado a quente ou normalizado. Estas se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos, as alterações microestruturais são mais intensas, ocorrendo um revenido das regiões da ZTA aquecidas acima da temperatura original de tratamento. Nestas condições, a região subcrítica é mais extensa e apresenta uma queda de dureza em relação ao metal base.

3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DA JUNTA SOLDADA

As propriedades mecânicas de uma junta soldada dependem, em um sentido amplo, do perfil da junta soldada, da presença de descontinuidades e de sua estrutura. As descontinuidades e o perfil da junta podem produzir concentradores de tensão ou simplesmente reduzir a seção útil da junta. No primeiro caso, a descontinuidade ou um

detalhe do perfil do cordão atuam como um entalhe, sendo a sua severidade como concentrador de tensão dependente de seu tamanho e orientação em relação a tensões principais, além do ângulo da ponta. Neste sentido, entalhes mais agudos (menor ângulo da ponta), orientados perpendicularmente às tensões principais de tração são os mais prejudiciais. Detalhes do perfil da solda e descontinuidades que atuam comumente como concentradores de tensão incluem a região de concordância do reforço com a superfície do metal base, as escamas da solda (quando irregulares e salientes), mordeduras, trincas e falta de penetração. Estes concentradores de tensões tornam mais fáceis à iniciação de trincas por fadiga, por clivagem ou por outros mecanismos.

Poros não são concentradores de tensão muito efetivos mas, quando possuem dimensões apreciáveis ou estão presentes em grande quantidade, causam uma redução na seção útil da solda e, portanto, da carga máxima que esta pode suportar.

A estrutura metalúrgica da solda é um fator primordial para a determinação de suas propriedades mecânicas. Esta estrutura deve ser entendida, englobando aspectos macroscópicos, e principalmente, aspectos microscópicos (microestrutura) e sub-microscópicos. A obtenção de relações entre a estrutura e propriedades em soldas é um problema complexo, devido à interrelação de um grande número de variáveis operatórias, à presença de uma microestrutura heterogênea e à presença de tensões residuais e de deformação.

3.3.1 - Propriedades mecânicas da zona fundida

Para uma dada composição (em particular, para aços carbono e carbono-mangânês), um dos fatores mais importantes que governam as propriedades mecânicas da ZF é o seu

tamanho de grão. Contudo, uma correlação precisa entre o tamanho de grão e as propriedades mecânicas não é possível, pois estas são influenciadas também por outros fatores, tais como: morfologia e distribuição de carbonetos, de constituintes ricos em carbono e de inclusões, quantidade relativa dos diferentes constituintes da ZF, dureza destes, presença de precipitados nos contornos de grão, etc. Apesar destas ressalvas, pode-se afirmar que, para uma dada composição química, o limite de escoamento do metal de solda aumenta e a sua temperatura de transição de comportamento dúctil-frágil tende a diminuir à medida que o tamanho de grão é reduzido. Este tamanho depende do tamanho de grão austenítico prévio e da sua temperatura de transformação da austenita, os quais, como já discutido, dependem dos ciclos térmicos de soldagem. Assim, processos que utilizam uma elevada energia de soldagem (por exemplo, arco submerso e eletroescória) tendem a gerar uma solda com estrutura relativamente grosseira, enquanto que soldas produzidas por processos como eletrodo revestido, MIG/MAG e TIG apresentam granulação mais fina [44]. Devido às deformações associadas com a soldagem e às suas temperaturas de transformação relativamente baixas, o metal de solda apresenta uma densidade de discordâncias elevada, o que também contribui para o aumento do limite de escoamento. Como resultado, a zona fundida tende a possuir valores dos limites de escoamento e de resistência maiores do que um metal base similar, mesmo quando seu teor de carbono e/ou elementos de liga é menor. Além dos mecanismos mencionados, endurecimento por solução de elementos de liga e por precipitação de diversos compostos, particularmente nitretos e carbonetos também contribuem para a resistência mecânica final da solda. A resistência mecânica superior ao metal base de composição similar pode ser mantida mesmo após tratamentos térmicos subcríticos. A resistência a estes tratamentos está associada, possivelmente, à presença de redes de finos carbonetos e nitretos que retardam a recristalização da estrutura. Um limite de escoamento da ZF muito elevado pode ser problemático por gerar tensões residuais elevadas e aumentar a chance de problemas de

fissuração por corrosão sob tensão em serviço. Como a dureza do metal de solda se relaciona com o seu limite de resistência de modo similar ao que ocorre com os aços conformados mecanicamente, medidas desta propriedade são usadas em alguns casos para avaliar a resistência da ZF. A composição química tem uma importante influência na tenacidade devido ao seu efeito sobre a microestrutura, a formação de precipitados e inclusões e as características dos próprios constituintes da zona fundida. A influência da composição química é bastante complexa devido à sua ação em vários níveis e à interação entre os vários elementos de sua composição. Classicamente, considera-se que o oxigênio é nocivo para a tenacidade da solda. Entretanto, alguns resultados experimentais indicam a existência de um teor ótimo de oxigênio para o qual a tenacidade da solda é maximizada, tendendo a se reduzir tanto para teores superiores como inferiores. Estudos indicam que teores intermediários de oxigênio (250 a 450 ppm) permitem um balanço melhor entre a temperabilidade do metal de solda e a presença de inclusões que favorece a formação de uma maior quantidade de ferrita acicular com boa tenacidade. Teores elevados de oxigênio favorecem a formação de estruturas ferríticas grosseiras poligonais de tenacidade inferior. Além disso, o aumento da quantidade e tamanho das inclusões não metálicas contribuiria para a perda de tenacidade. Teores muito baixos de oxigênio (<100 ppm) promovem a formação de grandes blocos de agregados de ferrita e carbonetos com segunda fase alinhada, que apresentam baixa tenacidade. Neste caso, a ZF apresentaria uma maior temperabilidade, mas com pouca tendência de formar ferrita acicular, devido à pequena quantidade de inclusões (sítios para nucleação intragranular) [45].

Além de influenciar a temperatura de transição de comportamento dúctil-frágil da solda devido ao seu efeito na temperabilidade, as inclusões também diminuem o valor do platô de energia absorvida na fratura dúctil por favorecerem a formação de vazios no processo de fratura. Inclusões de dimensões maiores (vários micrometros de diâmetro) também prejudicam a tenacidade por agirem como locais para a nucleação de trincas de clivagem. Um

aumento dos teores de carbono e de elementos de liga causa, em geral, um aumento da resistência mecânica e da dureza da solda. O carbono particularmente tem um forte efeito sobre estas propriedades. Entretanto, para uma melhor combinação de tenacidade e resistência à fissuração, o teor de carbono deve ser mantido entre 0,05 e 0,15% para a maioria dos processos e aplicações de soldagem. Para aços liga em particular, teores de carbono da ordem de 0,06% na zona fundida ajudam a evitar valores excessivos de dureza.

3.3.2 - Propriedades mecânicas da zona termicamente afetada (ZTA)

Como já discutido, a ZTA em aços, particularmente os aços carbono, carbono-manganês e microligados, é formada por várias regiões, resultantes dos ciclos térmicos sofridos por diferentes porções do material durante a soldagem. Todas estas regiões têm suas propriedades alteradas em relação ao metal base. Contudo, de uma maneira geral, a região na qual as propriedades mecânicas podem ser mais degradadas é a região de granulação grosseira (GGZTA) [46].

A ZTA apresenta uma grande diferença de microestrutura entre pontos separados de uma pequena distância devido à grande variação nos ciclos térmicos destes pontos. Como consequência, suas propriedades variam de região para região, dificultando a determinação destas para certa região particular, favorecendo uma elevada dispersão de resultados em certos ensaios, particularmente no ensaio de impacto Charpy. Para estudar as propriedades mecânicas da ZTA podem ser usados métodos diferentes. As propriedades de maior interesse da ZTA são, em geral a dureza e, em certas aplicações, a tenacidade. Diferentes códigos de fabricação apresentam valores de dureza máxima para a ZTA. Uma avaliação de dureza na ZF e na ZTA pode ser requerida para demonstrar a ausência de endurecimento ou redução de

duresa da estrutura, de sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio e de risco de fissuração por corrosão sob tensão em serviço. Na maioria dos casos, a região de granulação grosseira é a que pode sofrer uma fragilização mais intensa durante a soldagem. Os fatores que afetam a tenacidade nesta região são as características do ciclo térmico, a temperatura de crescimento de grão do material, microestrutura final da região, sua composição química, quantidade, forma, tamanho e composição das inclusões, variações de composição química, etc. Como na zona fundida, processos de baixa energia de soldagem, que possibilitam velocidades de resfriamento relativamente altas, geram uma estrutura mais fina e, portanto, menor fragilidade em aços de baixa temperabilidade. Em aços mais temperáveis, a formação de martensita pode mascarar esta tendência, causando uma grande perda de tenacidade. Nestas condições, a estrutura é tanto mais frágil quanto maior for o teor de carbono, sendo a martensita de alto carbono, a estrutura mais frágil que pode ser formada na ZTA. Por outro lado, martensita revenida. Assim, para alguns aços baixa liga e baixo carbono, altas velocidades de resfriamento podem gerar uma ZTA mais tenaz pela formação deste microconstituente. Processos de elevada energia de soldagem tendem a gerar uma ZTA excessivamente grosseira e, portanto, de baixa tenacidade. De uma forma geral, pode-se considerar que a tenacidade da GGZTA tende a ser menor tanto para baixas energias de soldagem (devido à tendência de formação de martensita) quanto para energias elevadas (devido à tendência de formação de microestruturas grosseiras).

A adição de alumínio, nióbio, titânio ou vanádio para refinar a granulação em aços carbono-manganês pode tanto melhorar como comprometer a tenacidade da ZTA. O efeito da adição destes elementos na tenacidade da ZTA é complexo, existindo resultados que sugerem efeitos benéficos enquanto outros indicam efeitos prejudiciais. Possivelmente, existe um teor ótimo que depende das características do metal base e das condições de soldagem. Utiliza-se,

por exemplo, nióbio com teores inferiores a cerca de 0,04% para aços de baixa liga em aplicações que necessitam de uma elevada tenacidade.

Os possíveis efeitos do nióbio na ZTA podem ser resumidos da seguinte forma:

- pode reduzir o tamanho de grão austenítico na soldagem com baixa energia;
- quando em solução sólida, geralmente aumenta a temperabilidade;
- pode causar endurecimento por precipitação se a ZTA for resfriada lentamente.

A interação destes fatores torna difícil prever precisamente o papel deste elemento na tenacidade da ZTA. Alguns resultados indicam que, para baixo teor de carbono (0,05%) e resfriamento rápido, a tenacidade é melhorada, devido possivelmente a um aumento da temperabilidade da liga e formação de martensita auto-revenida na ZTA. Para teores mais elevados de carbono, a tenacidade da ZTA parece não ser muito afetada pela adição de nióbio. Sob condições de resfriamento lento, em ambos os casos, a tenacidade pode ser diminuída, quando comparada com a ZTA sem adição de nióbio, devido ao efeito fragilizante da precipitação [47].

3.4 APORTE TÉRMICO

A maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada. Esta energia concentrada pode gerar em pequenas regiões temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos, variações bruscas de temperatura e, conseqüentemente, extensas variações de microestrutura e propriedades em um pequeno

volume de material. Na soldagem a arco elétrico o aporte térmico é definido como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento e é calculada pela equação:

$$\text{Aporte Térmico} = (\text{Tensão} \times \text{Corrente}) / \text{Velocidade de soldagem} \quad (2)$$

Dado em J/cm. Após a soldagem a dissipação de calor ocorre principalmente por condução das regiões de maior temperatura para o restante do metal.

3.5 CICLO TÉRMICO

A variação da temperatura em diferentes pontos da peça durante a soldagem pode ser estimada na forma de uma curva denominada ciclo térmico de soldagem (veja Figura 20). Os pontos mais próximos da junta sofrerão uma variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor.

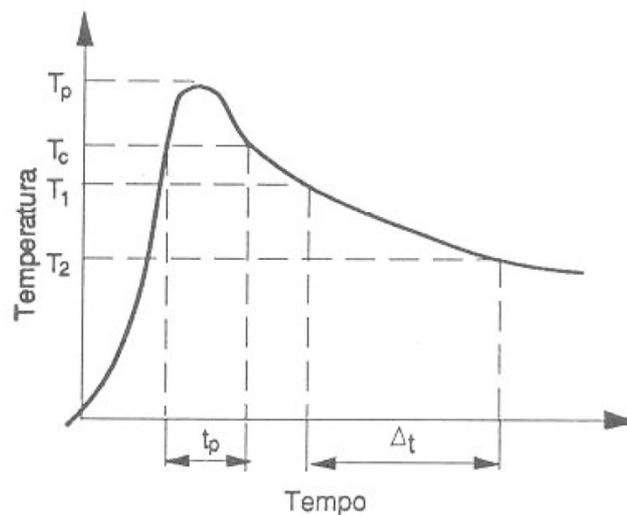


Figura 20: Ciclo térmico de soldagem.

Essa curva apresenta pontos importantes:

- Temperatura de pico (T_p), que é a temperatura máxima atingida no ponto. T_p diminui com a distância ao centro da solda;

- Temperatura crítica (T_c), que é a temperatura mínima para ocorrer uma alteração relevante como a transformação de fase, por exemplo.
- Tempo de permanência acima de uma temperatura crítica (t_p), que é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura crítica;
- Velocidade de resfriamento que é definida por:

$$V_r = \frac{T_1 - T_2}{\Delta t} \quad (3)$$

4. PROPOSTA DO TRABALHO

Neste trabalho serão analisadas as características mecânicas e microestruturais de aços convencionais atualmente utilizados e dois aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) hoje aplicados em alguns componentes da linha automotiva. O estudo visa entender o comportamento dos materiais quando expostos ao processo de solda. É verdade que os aços microligados vêm substituindo em larga escala o uso dos aços convencionais na indústria automotiva. Porém, submetidos a pequenos pontos de solda controlados e na maioria encaixados e fixados por meio de parafusos como pára-lamas, capôs entre outras, que não são expostas a soldagem. No entanto uma avaliação desses aços microligados submetidos a processos de soldagem ainda necessita uma maior investigação antes de serem empregados em sistemas industriais de alta confiabilidade, tais como na indústria petrolífera e automobilística. Uma investigação das propriedades mecânicas dos aços ARBL soldados irá auxiliar a projeção da vida útil da carroceria de ônibus baseada no mesmo. O processo de solda utilizado será o arco gás-metal. Esse processo é conhecido no Brasil como MIG (Metal,

Gás Inerte) quando a proteção usada é inerte ou rica em gases inertes, ou seja, o gás não interage com a poça de fusão e normalmente são utilizados gases como Argônio e Hélio, e MAG (Metal, Gás Ativo) quando o gás usado é ativo ou contém misturas ricas em gases ativos. Neste caso os gases interagem com a poça de fusão e normalmente utiliza-se gás CO₂-dióxido de carbono. Este trabalho direcionou seus esforços para o processo MAG, o qual já é aplicado no ramo e otimizado para o aço convencional.

Busca-se a caracterização dos materiais envolvidos no estudo, a análise do comportamento das ligas convencionais e ligas BLAR. Também, avalia-se experimentalmente a resistência mecânica e resistência a fadiga dos metais-base para que posteriormente pudesse ser comparado o resultado alcançado entre peças soldadas e peças sem solda, identificando assim a influência do cordão de solda sobre o a junta soldada. Para tal, vários corpos de prova foram submetidos a ensaios estáticos e dinâmicos, com o objetivo de traçar a curva de resistência a fadiga, a qual é utilizada no projeto de definição da vida do produto. Outras cargas dinâmicas ou estáticas oriundas da ação e reação do chassi, devido a vibrações e ruídos provenientes do motor do veículo não foram consideradas, pois tais esforços estão fora do escopo deste estudo. A análise da estrutura inteira não foi considerada, optando-se pela análise das juntas de solda que simulam um nó na estrutura metálica tornando assim um projeto economicamente viável de ser realizado dentro do critério adotado.

As normas de ensaios e regulamentos utilizados dizem respeito somente a construção e segurança de veículos para o transporte de passageiros (ônibus). Algumas normas e ou procedimentos utilizadas são de uso exclusivo da empresa Marcopolo, não refletindo desta forma o pensamento de outras montadoras do mesmo segmento. Como objetivo secundário, mas não menos importante, buscou-se melhor conhecimento da soldagem de aços ARBL bem como a metodologia para substituição de materiais estruturais em carrocerias para ônibus.

Outro objetivo secundário é discutir a redução dos custos de fabricação devido ao menor consumo de aço para fabricar o mesmo tipo de estrutura.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1. MATERIAIS UTILIZADOS

Nesta investigação foram utilizados tubos dos seguintes aços:

- **ZAR230:** Aço convencional revestido com uma camada de zinco em ambas as faces, tipicamente pelo processo HDG (Hot Dip Galvanized), de onde vem o nome Zincado de Alta Resistência (ZAR). O número 230 é o limite de escoamento em MPa;
- **ZSTE380:** Aço zincado de ARBL com limite de escoamento de 380 MPa.
- **DOGAL800:** Aço comercial ARBL com limite de escoamento de 800 MP, sendo marca registrada da empresa sueca SSAB Tunnplat.

O aço ZAR230 é o aço empregado atualmente na empresa Marcopolo®, sendo um aço convencional galvanizado. Os dois outros aços (ZSTE380 e DOGAL800) são aços ARBL com maior resistência mecânica que o ZAR230. Como se quer investigar aços mais resistentes, de modo a usar espessuras menores e com isso reduzir o peso final das carrocerias, empregou-se diferentes espessuras para os aços. O ZAR230 foi utilizado em geral, com espessura de 2,75 mm, o ZSTE380 com 2,3 mm e o DOGAL800 com 2 mm. Assim, o aço mais resistente tem a menor espessura e o menos resistente a maior, de modo que se avaliou o compromisso entre a espessura da chapa e a resistência de cada aço. As espessuras dos

materiais foram assim definidas baseadas no princípio de que a maior espessura hoje comercialmente fabricada em aço galvanizado pelo processo eletrolítico é de 2,7mm e para o aço DOGAL800, com maior resistência, a menor espessura fornecida foi de 2,0mm, desta forma o aço microligado ZSTE380 ficou com a espessura intermediária de 2,3mm produzido comercialmente. Cabe salientar que os três materiais são galvanizados pelo processo eletrolítico. A Tabela 2 apresenta a composição química dos aços investigados, obtida por espectroscopia de emissão ótica no equipamento Spectrolab tipo LAVFAISB.

Tabela 2 : Composição química e propriedades mecânicas dos aços investigados.

Material	Composição Química (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	V
ZAR230	0,05	0,009	0,307	0,023	0,019	0,023	0,005	0,015	0,044	0,023	0,013	0,024	0,004
ZSTE380	0,046	0,047	1,167	0,022	0,006	0,035	0,01	0,022	0,056	0,027	0,016	0,062	0,006
DOGAL800	0,202	0,241	1,875	0,011	0,003	0,580	0,019	0,091	0,034	0,040	0,015	0,044	0,011

A técnica de espectrometria de emissão ótica é largamente utilizada para comprovação da classificação dos metais segundo sua composição química nominal. Para tal, foi separada uma amostra de cada aço com formato quadrado medindo 20 x 20 mm. As faces foram lixadas com lixa grão 120 e grão 400 para remover impurezas e o zinco da camada de proteção. Posteriormente foram medidos três pontos diferentes para cada aço a fim de se obter uma média da concentração dos elementos químicos que compõe cada material.

5.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram produzidos a partir de tubos de aço retangulares conforme mostrado na Figura 21. Esses tubos são fabricados a partir de uma chapa de aço, que é dobrada em formato retangular, e então é soldada pelo processo de solda por indução, formando o tubo. Uma foto com aumento tirado de um único tubo está presente na Figura 22, onde pode-se ver no lado direito da figura o cordão de solda originário da construção do tubo. Para fabricar os corpos de prova utiliza-se a face lisa do tubo, ou seja, a face à esquerda na Figura 22. Esse procedimento visa separar o efeito da solda (longitudinal) utilizada na fabricação do tubo, da solda que será investigada na união de dois tubos (transversal).



Figura 21: Diferentes tubos de aço empregados na fabricação dos corpos de prova

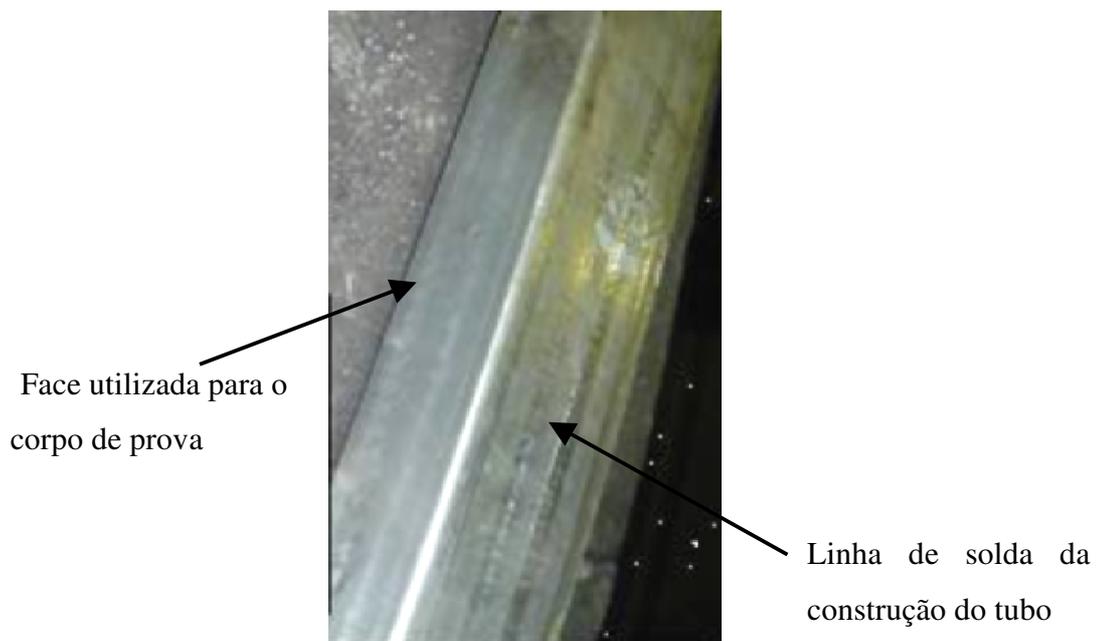


Figura 22: Tubo retangular a partir do qual se fabrica o corpo de prova. A linha de solda, resultado da construção do tubo (lado direito), e a face utilizada para a fabricação do corpo de prova (lado esquerdo) estão indicadas.

Sendo assim o efeito da solda nas características mecânicas e na microestrutura dos aços investigados, foi investigada utilizando corpos de prova com e sem solda transversal. Os corpos de prova foram fabricados segundo o desenho da Figura 23 que mostra as proporções das medidas dos corpos de prova segundo a *International Standard* ISO 1099 primeira edição 1975-11-01.

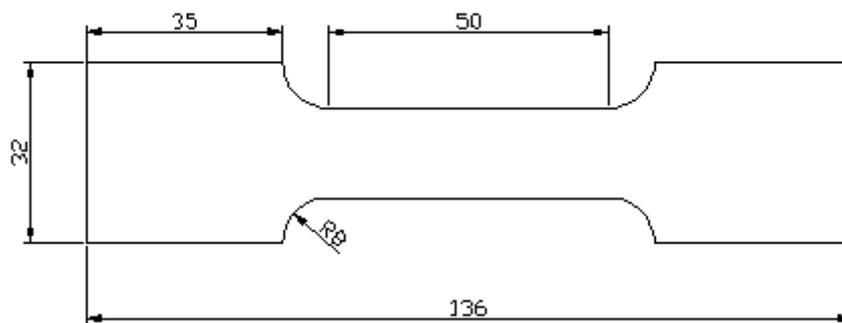


Figura 23: Especificações das proporções das medidas de um corpo de prova segundo a International Standard ISO 1099 primeira edição 1975-11-01

Corpos de prova sem solda foram cortados dos tubos de aço por uma máquina eletro a fio e separado do tubo como mostra a Figura 24. Para a investigação do efeito da solda nas características dos aços, os perfis foram primeiramente cortados em dois pedaços. Então, os perfis foram soldados pelo método MAG com gás ativo de CO₂ utilizando parâmetros otimizados (aporte térmico ~ 4kJ/cm) para os aços ZAR230, empregados na Marcopolo S/A na fabricação de carrocerias de ônibus, originando tubos como os mostrados na Figura 25. Após a soldagem, os corpos de prova são cortados do tubo pelo método de eletro a fio, de modo que a solda se situe exatamente no meio do corpo de prova. A Figura 26 ilustra esta condição, e uma foto de alguns corpos de prova está mostrada na Figura 27. Existe também uma análise visual dos corpos de prova antes de serem submetidos aos ensaios, pois algumas soldas já apresentavam defeitos ao olho nu, de modo que esses corpos foram descartados.

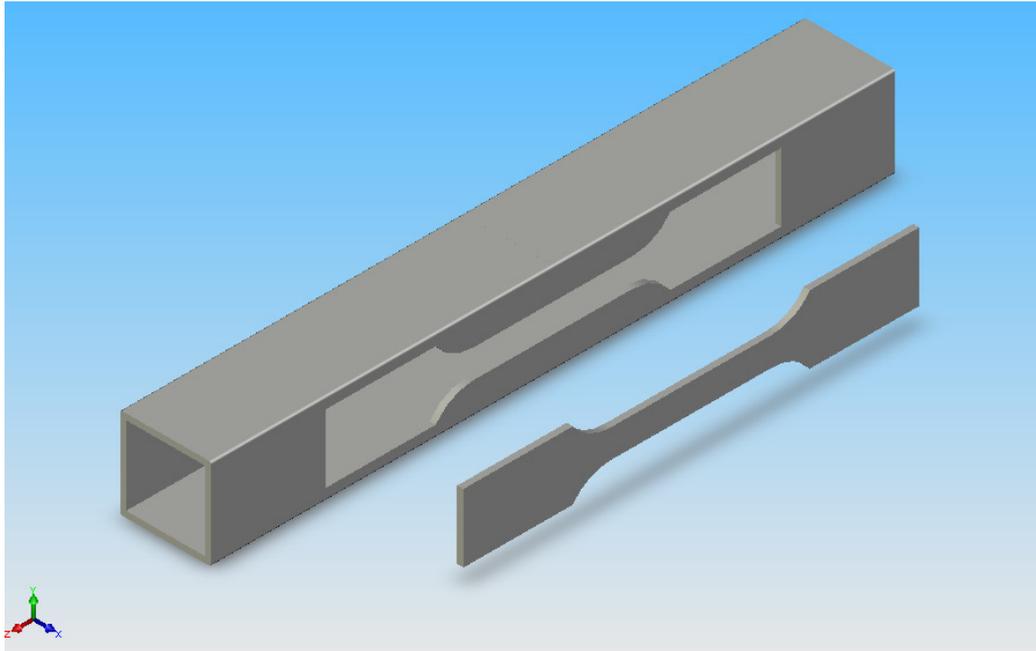


Figura 244: Fabricação dos corpos de prova a partir de um tubo sem solda.



Figura 25: Tubos de aço após serem cortados e novamente unidos pelo processo de soldagem MIG/MAG.

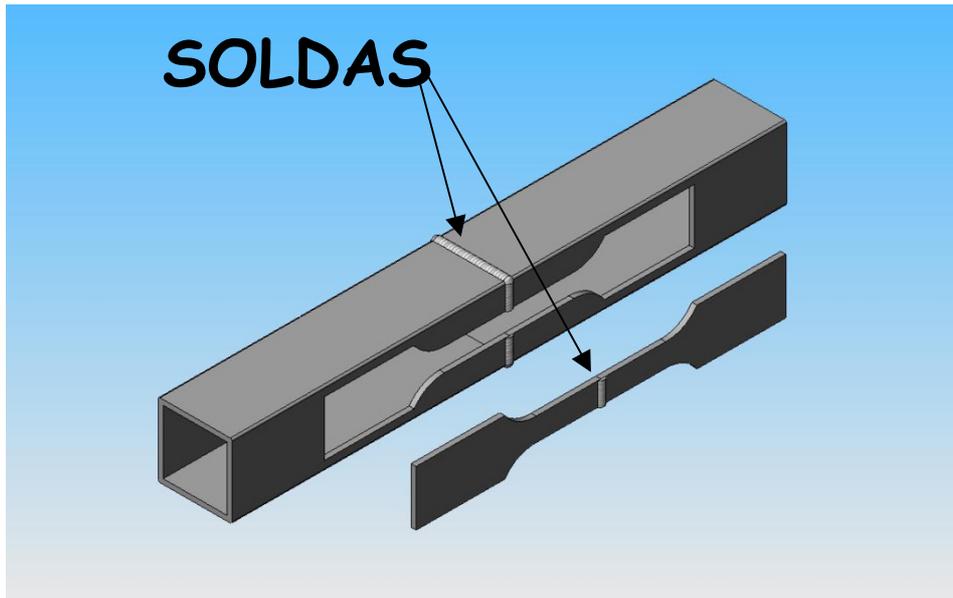


Figura 266: Fabricação dos corpos de prova a partir de um perfil retangular com solda.



Figura 277: Foto de corpos de prova com solda transversal do aço ZSTE380.

5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A tensão de escoamento é o parâmetro mais importante num ensaio de tração, e neste trabalho os ensaios foram realizados com o objetivo de obter essa tensão para cada aço

investigado, avaliando o impacto do processo de soldagem nessa propriedade mecânica. O método de ensaio seguiu a norma ASME seção IX QW-150/80. O teste oferece uma incerteza dos resultados em torno de 0,5%. Para cada tipo de aço foram ensaiados: um corpo de prova sem solda e três corpos de prova com solda. O equipamento utilizado para teste foi uma máquina para ensaios de tração marca EMIC modelo DL20000 com célula de carga ref. TRD 12 e software Tesc versão 3.01. Os corpos de prova romperam sempre fora do cordão de solda, o que é exigido pela norma. Se porventura o corpo de prova rompesse no cordão de solda a norma exige que isso deva ocorrer para uma tensão 5% maior que o limite de escoamento do aço sem solda, garantindo a confiabilidade da junção. Devido à adição de um metal de solda no centro do corpo de prova, (junta de solda), não foi utilizado o equipamento extensômetro, pois a medição do alongamento não seria confiável, fato também previsto na norma.

5.4 ENSAIOS DE FADIGA

Para construir a curva Wöhler, primeiramente determinou-se o limite de escoamento do material em um ensaio de tração, que é um ensaio estático. Então no teste de fadiga, utilizando outro corpo de prova, aplicou-se diferentes porcentagens do limite de escoamento do material para ciclos sucessivos. Neste trabalho esses valores começaram em torno de 80% do limite de escoamento e foram reduzidos gradativamente para 60% e por fim para 40%. Os ensaios foram realizados até 2×10^6 ciclos para os menores valores de carregamento (40 % do limite ao escoamento) e para valores acima disso, foram realizados até a fratura do corpo de prova. Para cada valor de carregamento usado, utilizou-se três corpos de prova, de modo que os valores apresentados são uma média aritmética do número de ciclos até a fratura do

material. Vale lembrar também que a carga foi escolhida em função das dimensões dos corpos de prova, que variam de um aço para outro, a fim de alcançar a tensão desejada.

No ensaio a tensão é aplicada ciclicamente (com uma frequência fixa e conhecida) até a fratura do material. Para cada porcentagem do limite de escoamento, tem-se a fratura para um determinado número de ciclos. Esse número de ciclos até a fadiga é chamado de vida em fadiga. Foram ensaiados corpos de prova com e sem solda, de modo a verificar o impacto do processo de soldagem na resistência a fadiga das estruturas formadas. Os corpos de prova foram ensaiados em fadiga usando uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810 equipada com garra hidráulica para fixação dos corpos de prova. Os ensaios foram realizados com controle de carga, frequência de 30 Hz e razão de carregamento² igual a 0,1.

5.5 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL:

Análise microestrutural utilizando microscópio óptico permite identificar diferentes fases estruturais do aço através do tamanho e formato dos grãos que compõem o mesmo. Como as diferentes fases dos aços apresentam diferentes características, pode-se intuir certas propriedades dos aços através das micrografias. Para estas análises foram preparados dois corpos de prova de cada aço investigado (ZAR230, ZSTE380 e DOGAL800) sempre com cordão de solda, os quais foram embutidos a frio em uma forma com os cordões de solda alinhados como pode ser visualizado na Figura 28. A primeira etapa de preparação da superfície das amostras consiste em lixar a mesma sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menor até desaparecerem os traços da lixa anterior. As lixas são classificadas por

² Razão entre a tensão máxima e mínima durante o ensaio de fadiga.

números relacionados à sua granulometria de abrasivo. Foram usadas lixas 400 e 200 Mesh. Esse polimento consiste na obtenção de uma superfície isenta de riscos, de modo a obter uma imagem clara no microscópio. Uma amostra somente polida ainda não está pronta para a análise microestrutural, pois ainda precisa-se distinguir os diferentes elementos estruturais. O processo mais comum de obter contraste é por meio de ataque químico. Aqui utilizou-se o reagente Nital 2%, que consiste numa mistura de ácido nítrico e álcool etílico. Para o aço ARBL DOGAL800 foi utilizado o reagente Picral 2%. Para determinação do tamanho de grão austenítico foi utilizada a norma ASTM E-112, onde compara-se o número de grãos presente numa determinada área e a partir disto determinou-se um tamanho de grão médio. Nessa investigação, o principal objetivo da avaliação microestrutural foi detectar possíveis alterações na microestrutura dos aços produzidas pelo processo de soldagem. Estas alterações têm potencial de comprometer o desempenho mecânico das juntas soldadas. As micrografias foram obtidas nos laboratórios do LAMEF, na Escola de Engenharia da UFRGS.



Figura 28: Fotografia da região da solda para os três aços submetidos à solda e analisados por micrografia. De baixo para cima: DOGAL800, ZSTE380 e ZAR230.

5.6 PERFIL DE DUREZA

A microdureza Vickers se baseia na resistência que o material oferece a penetração de uma pirâmide de base quadrada e ângulo entre as faces de 136° , sob uma determinada carga. A Figura 29 mostra um arranjo experimental deste tipo. A microdureza Vickers é a mais indicada para determinação de dureza em superfícies tratadas ou para a determinação de dureza de micro constituintes individuais de uma estrutura. Numa medida de microdureza Vickers a carga pode ser de no máximo 1 kg. A carga aplicada nestas medidas foi de 0,1 kg. Nas amostras aqui investigadas, foram construídos perfis de microdureza Vickers desde o metal base, passando pela ZTA e pelo cordão de solda, com passo de $250\ \mu\text{m}$. Adotando-se esse procedimento, torna-se possível comparar a dureza observada em cada região com a microestrutura revelada pela micrografia, visando obter uma relação entre os dois resultados. Os perfis de microdureza foram construídos com o emprego do microdurômetro Shimadzu HMV.

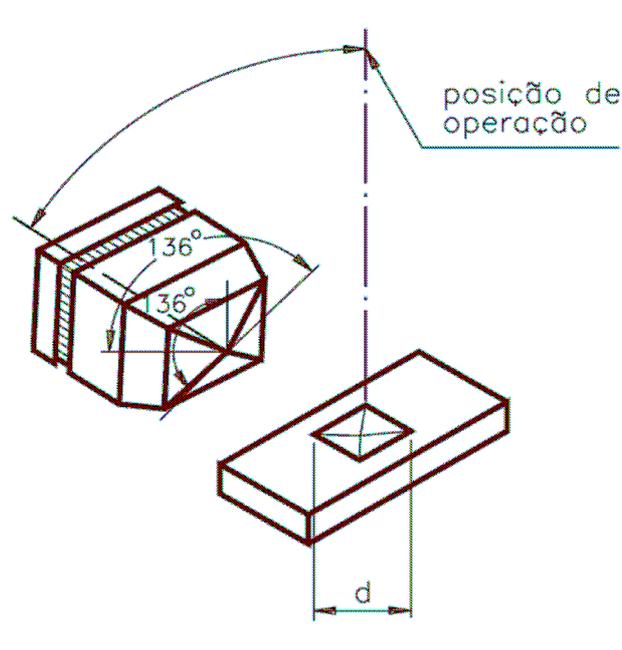


Figura 29: Esquema experimental da medida de microdureza Vickers.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O principal objetivo aqui foi comparar as propriedades mecânicas e estruturais dos três tipos de aços investigados, antes e após o processo de soldagem, e verificar se houve eventuais modificações nessas propriedades durante esse processo. Mudanças nas propriedades mecânicas são cruciais na escolha final do aço, visto que as carrocerias de ônibus são montadas através da soldagem de inúmeros tubos de aço. Nas palavras da *American Welding Society (AWS)*, soldabilidade é a “capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica, projetada de forma adequada, e de se comportar adequadamente em serviço”, sendo essa justamente a condição que se está perseguindo, principalmente com o aço ARBL DOGAL800.

6.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

A Figura 30 mostra uma fotografia dos corpos de prova dos aços ZAR230, ZSTE380 e DOGAL800 após o processo de soldagem, embutidos a frio em um suporte para avaliação microestrutural. O primeiro ponto que chama atenção na fotografia é a zona termicamente afetada (ZTA), caracterizada por uma região de cor mais clara que o metal base, localizada próxima do cordão de solda, estendendo-se simetricamente nos dois lados do cordão de solda. A parcela do aço próxima ao poço de solda pode atingir rapidamente temperaturas de pico próximas do ponto de fusão do aço, enquanto uma parcela distante alguns milímetros dali atingem apenas algumas centenas de graus Celsius. O material próximo da fronteira de solda é aquecido na fase austenítica do aço. Durante o resfriamento, a microestrutura dessa região pode se transformar em uma fase diferente do metal base. Nessa região o resfriamento é normalmente rápido, o que causa uma tendência para a formação de estruturas de

transformação em baixa temperatura, tais como bainita e martensita, que são mais duras que o aço no seu volume. Essa região, chamada de zona termicamente afetada, é influenciada por três fatores:

- (i) A composição química do aço;
- (ii) A taxa de aquecimento durante a soldagem;
- (iii) A taxa de resfriamento após a soldagem.

A composição química é importante, pois ela determina fatores como a dureza e a concentração de carbono equivalente do aço. A taxa de aquecimento é significativa já que ela afeta o tamanho de grão da ZTA. Isso porque quanto mais o aço for submetido a temperaturas acima da temperatura de crescimento de grão, maior o tamanho de grão na ZTA. A taxa de resfriamento na ZTA é influenciada por dois fatores: formato da junção, que no presente trabalho é igual para todos os aços, e a espessura da junção. Pode-se observar na fotografia que a extensão da ZTA varia de um aço para outro, onde tem-se uma menor extensão relativa no ZAR230, uma extensão intermediária no ZSTE380 e a maior ZTA no aço microligado DOGAL800.

É importante notar que as espessuras dos corpos de provas não são as mesmas, já que a idéia aqui é investigar aços mais resistentes que o ZAR230, de modo que se pode usar espessuras de aço menores na estrutura final da carroceria. Desse modo a espessura do ZAR230 (que é o menos resistente) é 2,75 mm, do ZSTE380 2,3 mm, e no DOGAL800 (que é o mais resistente) 2,00 mm.

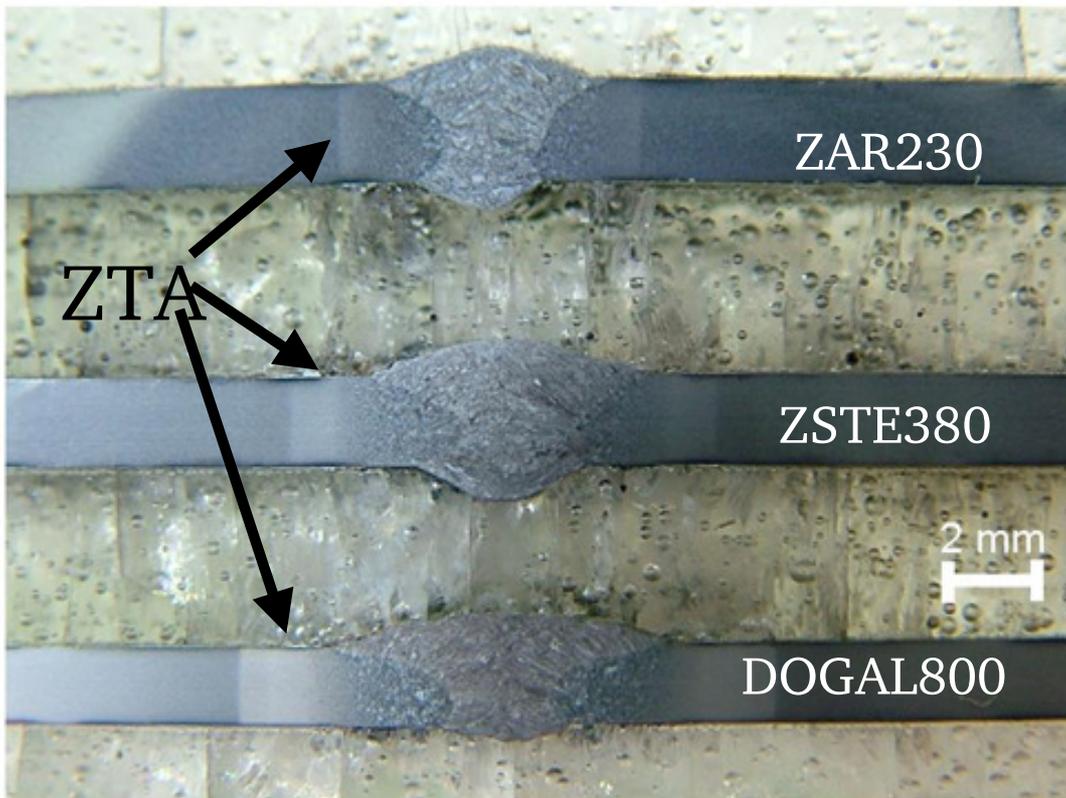


Figura 30: Fotografia dos corpos de provas com solda usados na análise microestrutural dos aços (de cima para baixo) ZAR230, ZSTE 380 e DOGAL800. O nome de cada aço está indicado, assim como a zona termicamente afetada (ZTA).

A espessura da chapa tem um papel chave no processo de soldagem, principalmente devido a problemas relacionados à soldagem de chapas com pequenas espessuras (≤ 2 mm). Nesta investigação, este efeito é de fundamental importância, porque o processo de soldagem aqui empregado é o MAG. Uma forma de minimizar a taxa de aquecimento é diminuir a quantidade de CO₂ ou utilizar o processo de soldagem TIG que propicia um maior controle de geração de calor sobre o processo. Como agravante, o aporte térmico é grande, já que é preciso alcançar a vaporização da camada de zinco sobre a superfície do aço ZAR230. A alta temperatura gerada pelo uso de CO₂ na solda faz com que o controle de calor no processo se torna inexato. Sendo assim, uma chapa de menor espessura apresentará uma maior taxa de aquecimento (visto que a condução de calor é inversamente proporcional a espessura) e conseqüentemente pode atingir temperaturas maiores durante a exposição ao arco da solda,

além de apresentar uma maior taxa de resfriamento (pela mesma razão da maior taxa de aquecimento). Este processo tem duas implicações: i) Com a maior taxa de aquecimento, maior será a extensão da zona termicamente afetada, pois o calor será conduzido de maneira mais eficiente ao longo da chapa e ii) a maior taxa de resfriamento aumenta a probabilidade de uma transformação de fase. Isso porque o rápido resfriamento evita a difusão de carbono, que fica em solução, e como consequência pode ocorrer a transformação alotrópica de austenita (estrutura tetragonal) para martensita (estrutura cúbica de corpo centrado). A formação de martensita nessa região pode vir a ser de grande preocupação visto que trata-se de uma martensita não-revenida embora esta seja uma fase dura do aço, ela apresenta maior fragilidade e baixa ductilidade comparada a regiões com martensita revenida.

6.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A Figura 31 (lado esquerdo) apresenta micrografias (ampliação de 1000X) do metal base para os três casos investigados, que permite determinar o tamanho do grão austenítico dos aços. Pode-se notar que o aço ZAR230 (Figura 31(a)) tem o maior tamanho de grão, o ZSTE (Figura 31(b)) tem um tamanho de grão intermediário, enquanto o DOGAL800 (Figura 31(c)) tem o menor tamanho de grão dos três casos. A

Tabela 3 apresenta os valores de tamanho de grão na norma ASTM para o metal base e para a ZTA nos três casos.

Tabela 3: Tamanho de grão austenítico do metal base e para a ZTA para os três aços. Os valores estão em ASTM, ou seja, quanto maior o valor, menor o tamanho de grão.

Aço	Metal Base	ZTA
ZAR230	6	5
ZSTE380	9	2
DOGAL800	14	5

Essas imagens confirmam o mecanismo de endurecimento dos aços microligados aqui investigados, isto é, refino de grão. Contudo, observou-se modificações nessas características quando os aços são submetidos ao processo de soldagem. A Figura 31(lado direito) apresenta micrografias da zona termicamente afetada nos três casos. No aço ZAR230, comparando o tamanho de grão do metal base com a ZTA, nota-se um aumento no seu tamanho de grão de 6 para 5, indicando que o processo de soldagem interferiu na microestrutura do aço. No caso do ZSTE380, observamos um aumento do tamanho de grão na ZTA de 9 para 2. O caso mais marcante é o do DOGAL800, onde o processo de soldagem modifica sensivelmente a microestrutura da ZTA em relação ao metal base. Neste último caso, observa-se, além de um acentuado crescimento de grão (14 para 5), a formação de uma estrutura martensítica de baixo carbono. Nessa região da ZTA, chamada de intercrítica (ICZTA), o material sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte de sua estrutura é transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento. Em um aço com uma estrutura de ferrita e perlita antes da soldagem, as regiões perlíticas (com cerca de 0,8% de carbono) e uma quantidade variável da ferrita junto à perlita se transformam preferencialmente em austenita durante a soldagem. No resfriamento, estas regiões que apresentam com um teor de carbono maior do que teor médio do aço, podem se transformar em martensita se a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada. O efeito da espessura das chapas do aço e da taxa de resfriamento tem um papel importante na transformação martensítica pois existe aqui uma região com alta temperatura e grande dissipação de calor, conforme discutido acima. Porém outras características devem contribuir para essa observação. Um ponto importante na formação de martensita no aço é a concentração de carbono, pois quanto maior a concentração de carbono, mais provável será a formação dessa fase. Desse modo aços com elevada concentração de carbono (>0,45 %) são considerados difíceis de serem soldados, pois

aumenta a chance de formação de martensita ou comprometimento do comportamento mecânico, principalmente em fadiga.

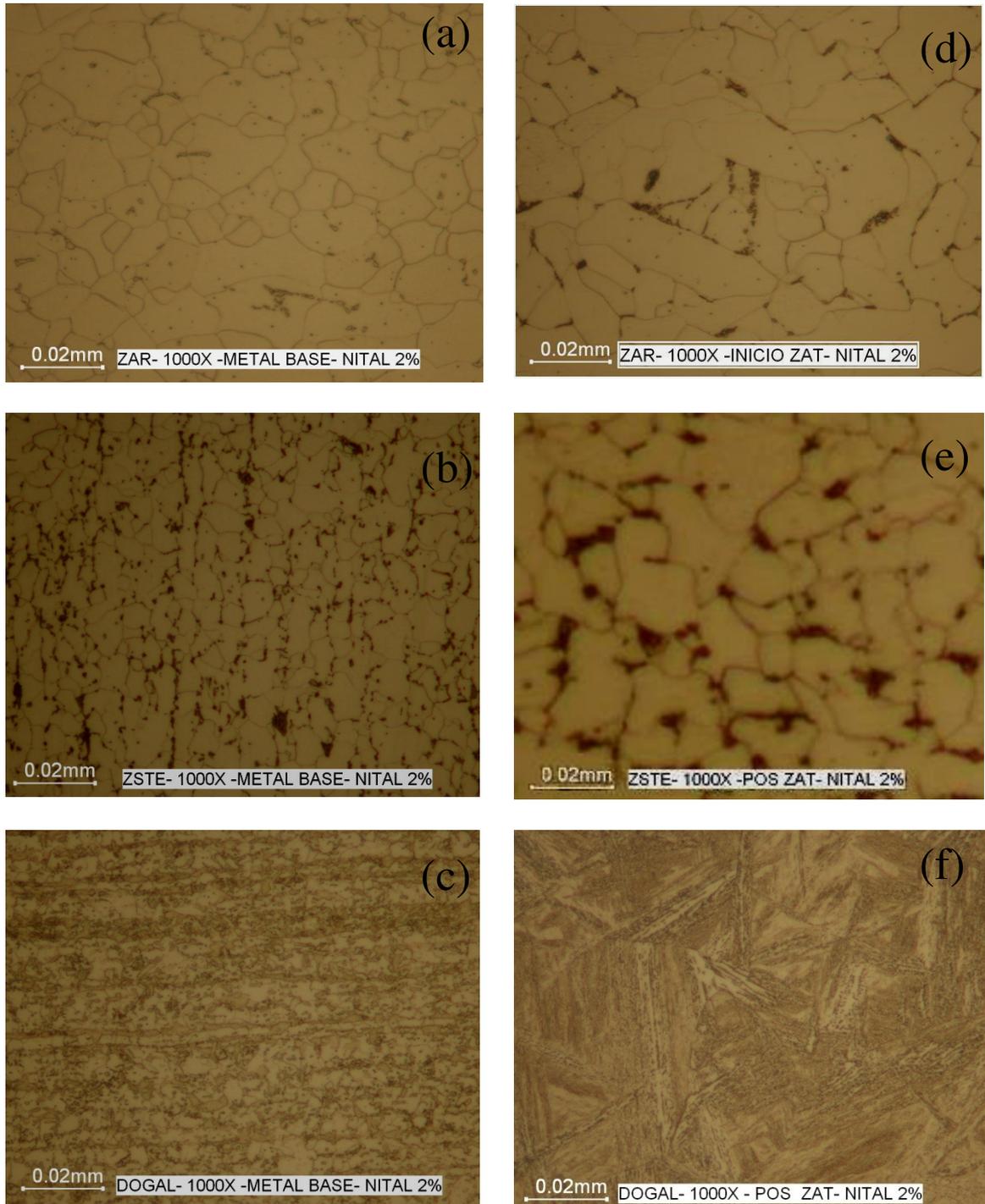


Figura 31: LADO ESQUERDO: Micrografias com aumento de 1000X do metal base dos aços (a) ZAR230 (b) ZSTE380 e (c) DOGAL800. LADO DIREITO: Micrografias com aumento de 1000X da zona termicamente afetada (ZTA) dos aços (d) ZAR230 (e) ZSTE380 e (f) DOGAL800.

A ocorrência dessa formação martensítica se dá pela formação de outras fases do aço, como perlita e ferrita, que são favorecidas em aços com concentrações de carbono elevadas. Aços com baixo teor de carbono são menos suscetíveis a estes efeitos, podendo ser soldados sem a necessidade de cuidados especiais. Embora o carbono seja o principal elemento de liga que afeta a dureza e a soldabilidade do aço, outros elementos podem ter um papel-chave nesse processo, como por exemplo, o manganês, molibdênio, que aumentam a temperabilidade do aço. Para avaliar o papel dos elementos de liga, utilizamos o cálculo de carbono equivalente (C_{eq}). Com base na composição química dos aços aqui estudados (veja Tabela 2) foram calculados os valores de carbono equivalente, presente na

Tabela 4.

Tabela 4: Carbono equivalente para os três aços.

Aço	C_{eq} (%)
ZAR230	0,068
ZSTE380	0,109
DOGAL800	0,337

A soldabilidade é considerada excelente quando o valor de C_{eq} for menor que 0,14%. Entre 0,14 e 0,4% exigem-se cuidados especiais (pré-aquecimento, escolha apropriada do eletrodo), enquanto que para valores acima de 0,45% os aços são considerados muito difíceis de serem soldados. O DOGAL800 apresenta alguns elementos de liga que são responsáveis, junto com as condições peculiares de fabricação, pelo elevado limite de escoamento. No entanto esses mesmos elementos de liga que garantem uma maior resistência mecânica comprometem a sua soldabilidade, como resultado do elevado carbono equivalente (0,35%). A Figura 32 apresenta micrografias com um aumento de 100X da interface entre o metal de adição (cordão de solda) e a zona termicamente afetada (ZTA) para os três aços. A microestrutura do metal de adição nos três aços apresenta um comportamento similar, sem

maiores diferenças visíveis com a ampliação utilizada, indicando a formação de uma estrutura similar no cordão de solda para os três casos. Isso é razoável visto que essa região é composta na sua maioria pelo metal de adição, e sendo o metal de adição o mesmo para os três aços, assim como o procedimento de soldagem, é esperado um comportamento similar nessa região, independente do aço empregado. A Figura 33 apresenta uma micrografia com ampliação de 1000X do metal de adição, onde também não se observa diferenças visíveis entre os três casos.

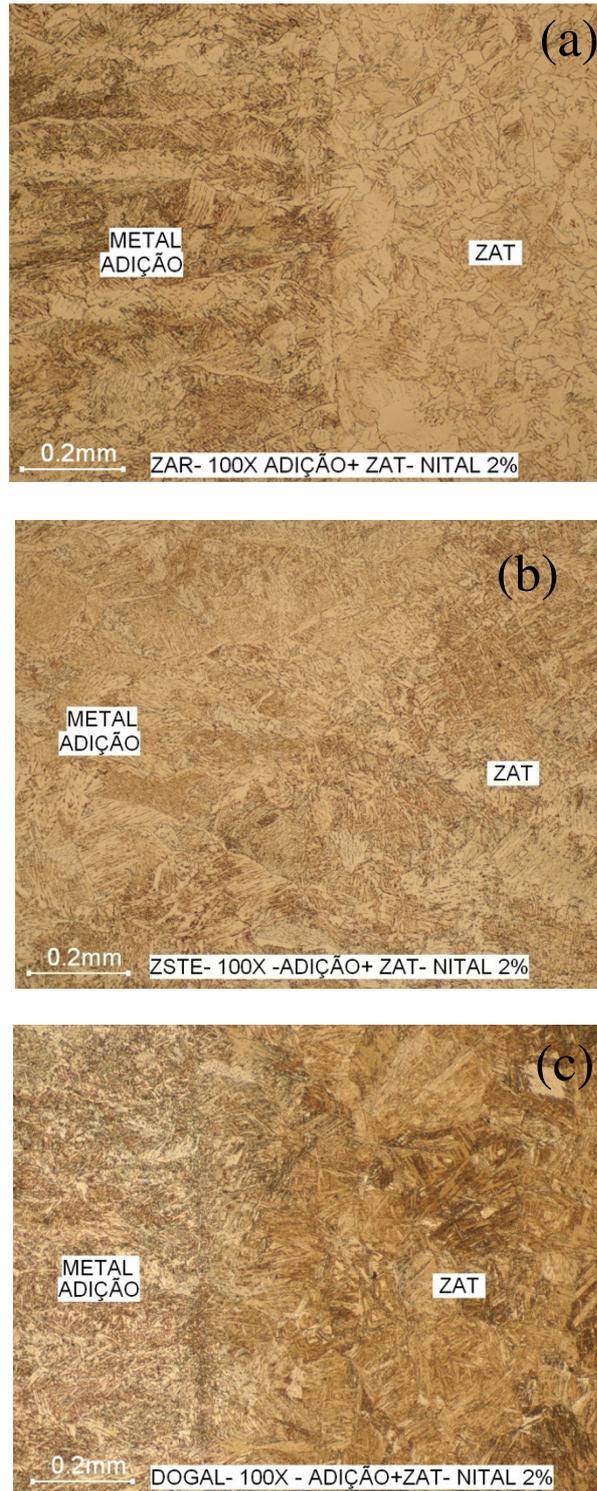


Figura 32: Micrografia da interface entre o metal de adição (solda) e da ZTA (Zona termicamente afetada) para os aços soldados (a) ZAR230 (b) ZSTE380 e (c) DOGAL800.



Figura 33: Micrografia do cordão de solda com ampliação de 1000X para os três casos: (a) ZAR (b) ZSTE e (c) DOGAL.

Entretanto, como já discutido, a ZTA muda de um aço para o outro. Em todos os casos observou-se aumento do tamanho de grão na ZTA, o que não interfere na sua resistência como pode ser visto no gráfico da figura 34. No DOGAL800 observa-se uma transformação de fase para martensita de baixo carbono, caracterizada pelo padrão de “agulhas” na micrografia. Maiores discussões sobre a influência dessa fase do aço na ZTA será discutida nas próximas seções.

6.3 MICRODUREZA

A Figura 34 apresenta os perfis de microdureza Vickers como função da extensão do corpo da prova para os três aços soldados. O zero da escala está localizado no centro do cordão de solda, de modo que a microdureza é medida (da esquerda para direita) na seqüência: Metal base, ZTA, cordão de solda, ZTA (lado oposto) e metal base (lado oposto). Ou seja, determinou-se a microdureza da ZTA e do metal base dos dois lados do cordão de solda. A extensão da ZTA, mais o cordão de solda, também está indicada (valores em mm) na Figura 34. Comparando-se os valores da extensão da ZTA obtidos pelos perfis de

microdureza com aqueles oriundos da avaliação microestrutural das juntas soldadas (Figura 35) importantes conclusões podem ser traçadas. De fato a extensão da ZTA mais o cordão de solda, varia crescentemente do ZAR230 (~ 6 mm), passando pelo ZSTE380 (~ 10 mm), até o DOGAL800 (~ 14 mm).

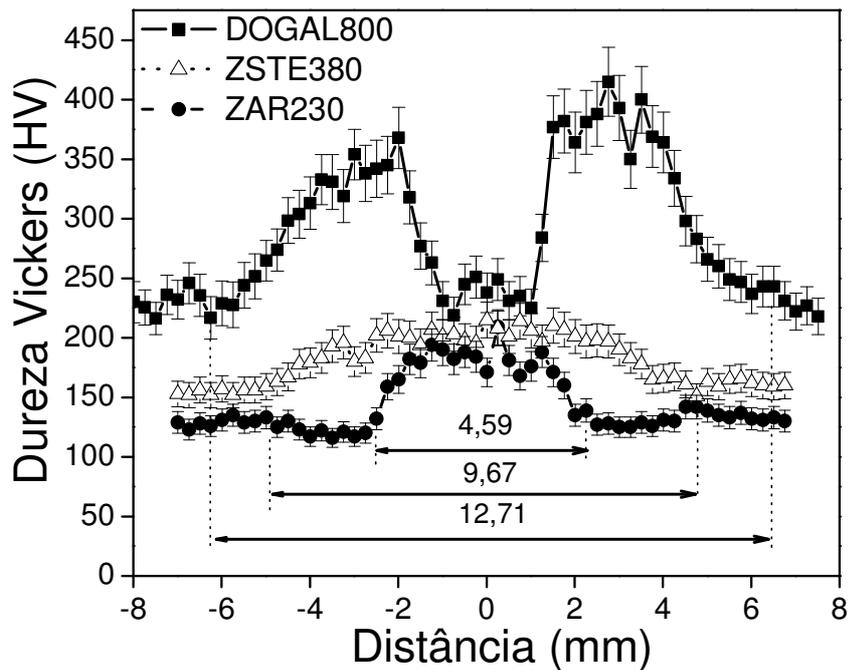


Figura 34: Perfil de micro dureza Vickers nos três aços soldados investigados: ZAR230 (círculos cheios), ZSTE380 (triângulos vazados) e DOGAL800 (quadrados cheios). O zero da escala corresponde ao meio do cordão de solda. A extensão da zona termicamente afetada mais o cordão de solda também estão indicados.

Tabela 5 estão apresentados os valores de microdureza do metal base, zona termicamente afetada e do cordão de solda dos três aços investigados, bem como a extensão da ZTA obtida por microdureza e avaliação microestrutural. O primeiro ponto que chama a atenção é a extensão da ZTA, mais cordão de solda, observada pelos dois métodos utilizados. Foi percebido que, embora não sejam exatamente iguais, os valores obtidos de maneiras distintas são muito próximos.

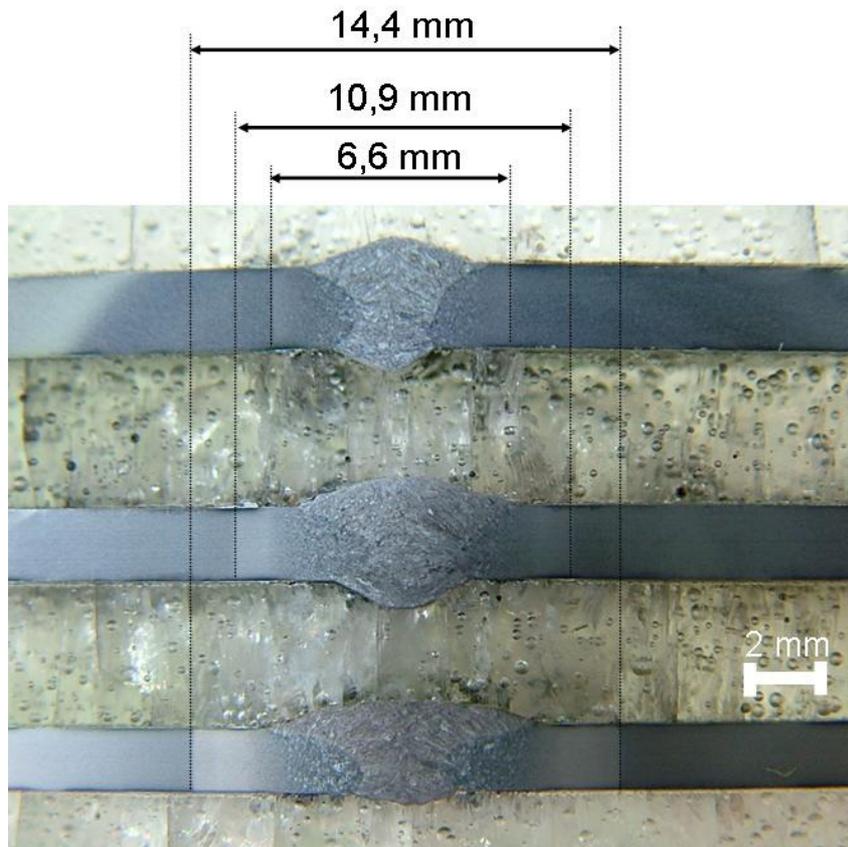


Figura 35: Fotografia dos três aços com solda submetidos à análise microestrutural. A extensão da zona termicamente afetada para cada junção está indicada. De baixo para cima: DOGAL800, ZSTE380 e ZAR 230. A escala de 2 mm também está indicada.

Tabela 5: Valores de microdureza Vickers do metal base, zona termicamente afetada e do cordão de solda para os três aços investigados. A extensão da ZTA, mais o cordão de solda, obtida pelo perfil de microdureza e pela fotografia dos corpos de prova também está indicada.

Aço	Microdureza do metal base (HV)	Microdureza média da ZTA (HV)	Extensão da ZTA por microdureza (mm)	Extensão da ZTA por fotografia (mm)	Microdureza do cordão de solda (HV)
ZAR230	125	144	4,59	6,6	189
ZSTE380	160	189	9,67	10,9	201
DOGAL800	240	382	12,71	14,4	227

Os valores ligeiramente maiores da extensão da ZTA obtidos pela análise da fotografia se devem a imprecisão da análise visual em comparação com o método mais refinado da microdureza. De qualquer forma, as tendências observadas entre os dois métodos na extensão da ZTA para os três aços se confirmam. O fato mais interessante observado nas medidas de

microdureza é a variação dessa propriedade entre o metal base e a ZTA. Comparando os valores de dureza (Figura 34 e

Tabela 5) do aço ZAR230 observou-se um aumento gradual, do metal base em direção ao metal de solda. O aço ZAR230 apresentou uma alteração no tamanho de grão praticamente insignificante uma vez que a diferença foi do tamanho 6 do metal base para o tamanho 5 dentro da ZTA já interface com o metal de solda. O pequeno aumento de dureza muito próximo ao O aumento relativo da microdureza no metal de adição era esperado visto que cordões de solda tendem a apresentara estruturas mais refinadas, de maior dureza. Para o ZSTE, tem-se também um aumento gradual da dureza do metal base em direção ao metal de solda. Embora tenha-se observado uma redução do tamanho de grão nessa região (de 9 para 2) a dureza tem uma acentuada queda a medida que os pontos medidos vão se afastando do ponto de fusão em direção ao metal base por uma possível decréscimo na formação de ferrita acicular. A dureza do metal de solda é similar ao caso do ZAR230, assim como a microestrutura, contudo a dureza da ZTA é maior no ZSTE, pelo motivo mencionado acima. O DOGAL800 apresenta os resultados mais reveladores. Um enorme aumento na dureza é observado entre metal base e a ZTA, veja Figura 34. Esse aumento da dureza é uma confirmação da formação de martensita na ZTA, sendo essa uma fase mais dura do aço. Este processo é uma consequência de, principalmente, dois fatores. O primeiro ligado ao alto valor de carbono equivalente no DOGAL800, que favorece a formação de martensita, e o segundo devido ao carbono equivalente muito próximo a 0,40% e por se tratar de um metal base de espessura fina (2mm) perdendo calor com maior velocidade. Esses fatores combinados levam a formação de martensita na ZTA da junta e o aumento do tamanho de grão, fatos que tornam a junta menos resistente mecanicamente, prejudicando sua aplicação em campo.

6.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Figura 36 apresenta os limites de escoamento obtidos para cada caso, bem como o valor nominal fornecido pelo fabricante. Analisando-se os resultados do aço ZAR230 (Figura 36 (a)), observou-se que os valores do limite de escoamento com e sem solda se encontram muito próximos uns dos outros, com um valor médio de 475 MPa, indicando que o processo de soldagem não interferiu de maneira significativa nessa propriedade mecânica (estática) do aço. Além disso, pode-se notar que esse valor é mais que o dobro que o valor nominal fornecido pelo fabricante (230 MPa). Esse efeito ocorre porque não existe um controle rígido na fabricação deste aço, de forma que o fabricante usa uma faixa de tolerância maior para garantir as propriedades nominais do aço. Além disso, esses aços são fabricados a partir de um controle de processo e químico mínimo o que o torna mais barato propiciando assim, uma grande variação nas suas propriedades mecânicas. O aço ZSTE380 (Figura 36 (b)) também apresentou limites de escoamento similares para os corpos de prova com e sem solda, com um valor médio de aproximadamente 500 MPa, novamente mostrando que o processo de soldagem não interferiu nessa propriedade mecânica (estática) do ZSTE380. Mais uma vez, o valor médio do limite de escoamento (500 MPa) é superior ao valor nominal (380 MPa), embora a diferença (30%) nesse caso seja menos pronunciada que no ZAR230. Como se trata de um aço de maior qualidade, o intervalo de tolerância é menor, de modo que o fabricante pode garantir uma maior confiabilidade das características do aço.

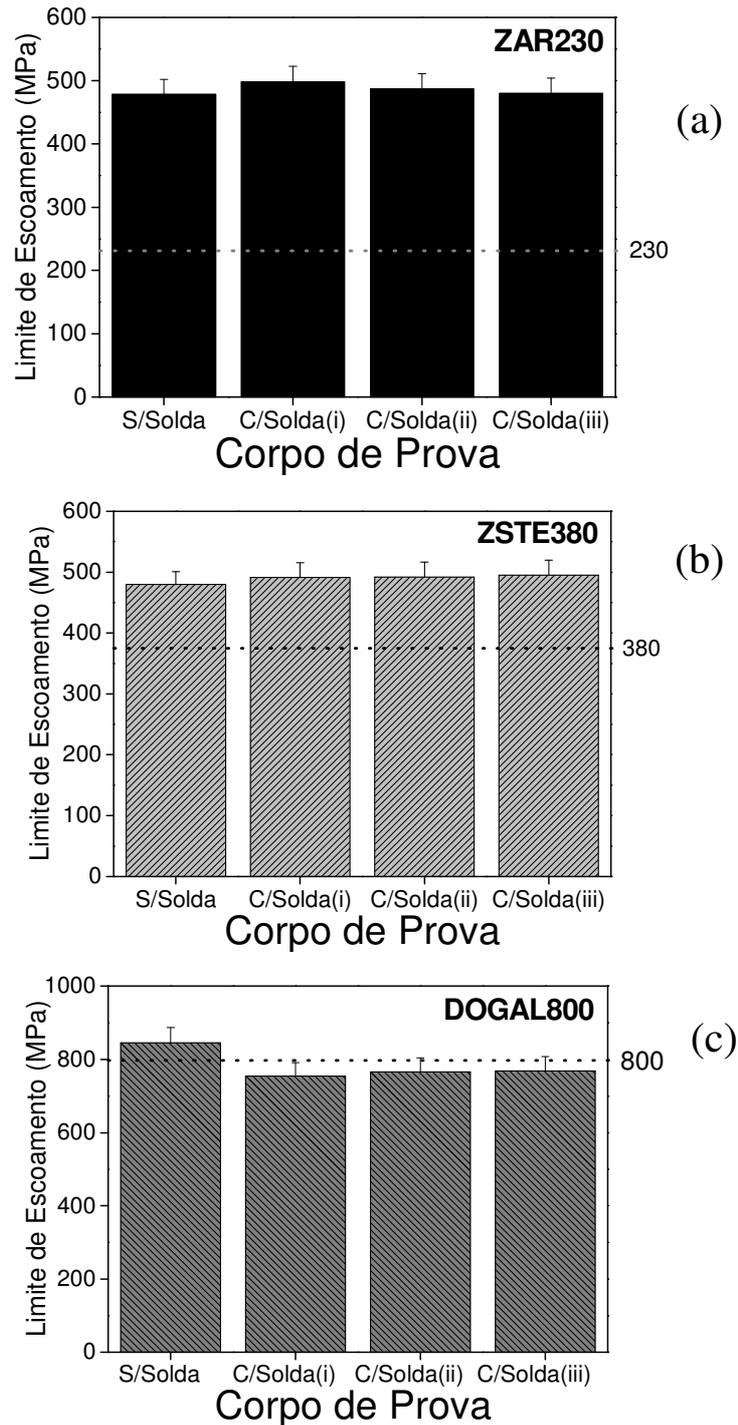


Figura 366: Limites de escoamento obtidos dos ensaios de tração para corpos de prova sem solda e com solda para os aços: (a) ZAR230 (b) ZSTE380 (c) DOGAL800. O valor nominal do fabricante está indicado em cada gráfico por uma reta horizontal.

Por último, corpos de prova com e sem solda do aço microligado DOGAL800 também foram submetidos a ensaios de tração. Os resultados encontrados para este aço estão mostrados na Figura 36 (c). O limite de escoamento médio encontrado para esse aço, com e sem solda, é de 800 MPa, de forma que mais uma vez se observa que o processo de soldagem

não modifica o limite de escoamento do aço. Contudo, o valor nominal fornecido pelo fabricante se encontra, dentro da incerteza experimental, igual ao valor obtido no ensaio de tração. Sendo o aço DOGAL800 de alta qualidade, o fabricante pode garantir o valor nominal do limite de escoamento num rígido intervalo de tolerância. A Tabela 6: Tensão de escoamento nominal e efetivo, para os três aços, apresenta os limites de escoamento nominal e efetivo medido antes e após o processo de soldagem para os três aços em questão.

Tabela 6: Tensão de escoamento nominal e efetivo, para os três aços.

Aço	Tensão de Escoamento nominal (MPa)	Tensão de Escoamento medida (MPa)	Tensão de Escoamento medida após a solda (MPa)
ZAR230	230	475	470
ZSTE380	380	500	490
DOGAL800	800	820	770

Embora existam modificações microestruturais induzidas pelo processo de soldagem no três aços, o limite de escoamento pouco foi afetado se analisado de uma forma global, porém um ensaio de microtração pode revelar a alteração do limite de escoamento nas regiões próximas ao cordão de solda. Ou seja, as mudanças de tamanho de grão observadas para o ZAR230, ZSTE380 e o DOGAL800, além da formação de martensita no caso do DOGAL800 não causaram alterações detectáveis nesses ensaios estáticos. É claro que alterações importantes de ductilidade (alongamento) tem sido observadas, caso esta propriedade tivesse sido avaliada. Ensaio de microtração poderiam, contudo, apontar alterações importantes da resistência ao escoamento, ao longo das diferentes regiões soldadas. Contudo, devido à impossibilidade técnicas, esse tipo de análise não foi realizado.

6.5 ENSAIOS DE FADIGA

Após realizados os ensaios de tração e determinado os limites de escoamento para os aços, aplicou-se os valores obtidos nos ensaios de fadiga, em porcentagens decrescentes do limite de escoamento real. Contudo, os dados aqui estão mostrados em valores absolutos de tensão. Este procedimento permite uma comparação mais eficiente do comportamento em fadiga dos três aços. A Figura 37 apresenta os ensaios de fadiga para os três aços investigados, sem (Figura 37-a) e com cordão de solda (Figura 37-b). Nos corpos-de-prova sem solda observou-se que o DOGAL800 é o aço com a maior resistência à fadiga, seguido do ZSTE380 e em último o ZAR230. Contudo, as diferenças na resistência a fadiga em 2×10^6 ciclos não são tão pronunciadas quanto esperar-se-ia devido às diferenças na resistência mecânica dos três aços. De fato o DOGAL800 apresenta uma valor de 350 MPa em 2×10^6 ciclos para a resistência a fadiga, enquanto o ZAR230 apresenta 250 MPa. Se for tomado esse valor como uma porcentagem da resistência ao escoamento medida do aço (Tabela 6, 475 MPa para o ZAR230 e 800 MPa para o DOGAL800), tem-se valores de $\sim 52\%$ para o ZAR e $\sim 47\%$ para o DOGAL800. Estes são valores similares para os dois aços, onde seria esperado um valor maior para o DOGAL800, ou seja que ele suportasse um maior número de ciclos quando submetido a uma maior tensão relativo a sua tensão de escoamento real. Para o ZSTE380, esse valor é ainda mais baixo, estando próximo de 280 MPa em 2×10^6 ciclos, representando 56% de seu limite de escoamento real. Essa pequena diferença em 2×10^6 ciclos pode ser explicado com base no tipo de ensaio de fadiga que foi realizado aqui. Num ensaio de baixo ciclo, um material de alto limite de escoamento resiste mais, pois o processo de fadiga ocorre por deformação plástica localizada, de modo que um material de grão refinado resiste melhor. No entanto, no ensaio de fadiga de alto ciclo realizado aqui, um material de alto limite de escoamento pode nuclear uma trinca e fragilizar o material como um todo. Isso

pode ocorrer, pois o corpo-de-prova não é polido, gerando um efeito de superfície (como uma trinca) que leva a fadiga e conseqüentemente a fratura do material. De maneira geral observa-se que quanto maior o limite de escoamento do material, maior a sua suscetibilidade ao efeito de entalhe.

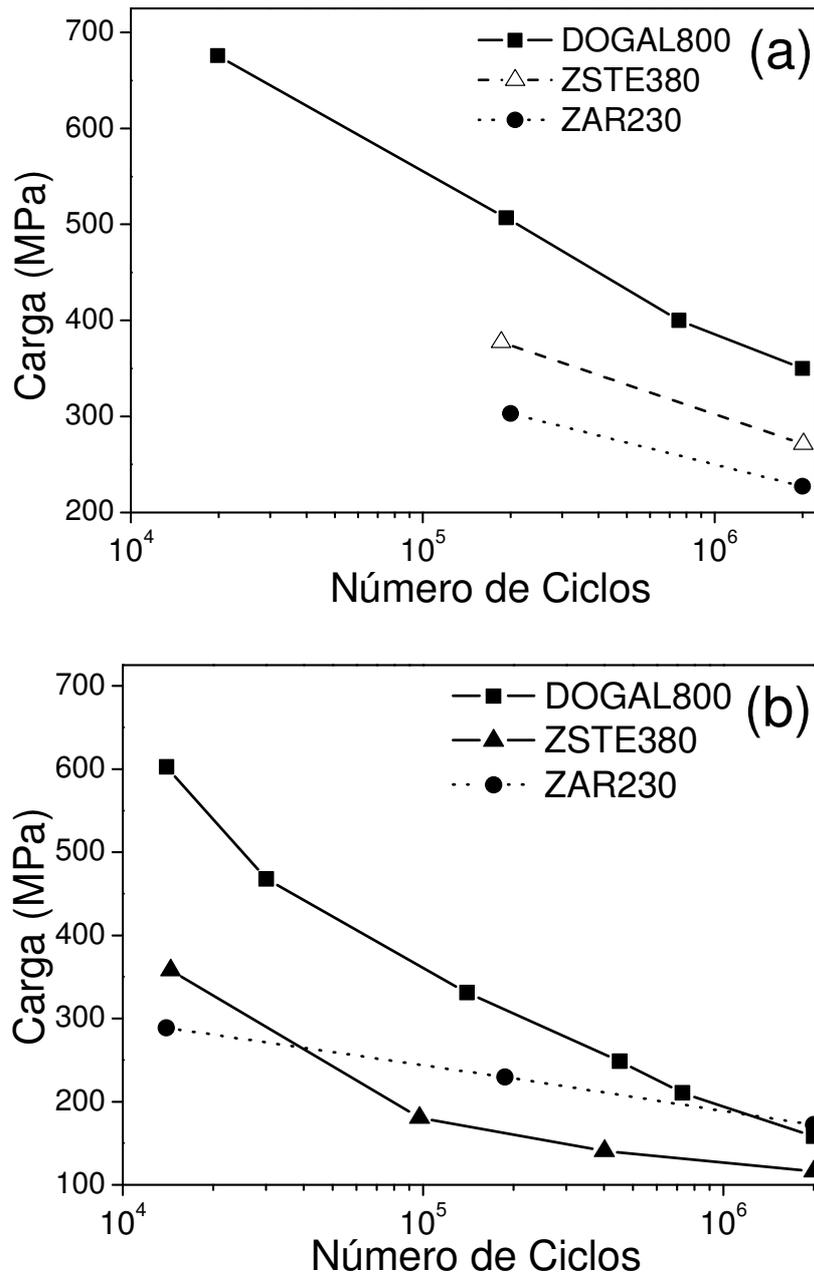


Figura 37: Ensaio de fadiga para os aços DOGAL800, ZSTE380 e ZAR230 com corpos de prova de 2 mm de espessura: (a) sem solda e (b) com solda. As linhas são apenas indicativas e o número de ciclos até a falha.

A situação se modifica quando se analisa os ensaios de fadiga dos corpos de prova após o processo de soldagem, resultados presentes na Figura 37(b). O primeiro ponto que se nota é como o processo de soldagem modifica a resistência a fadiga do DOGAL800, de modo que agora em 105 ciclos ele já começa a se aproximar do comportamento do ZAR230. Vale lembrar que no gráfico se tratam de valores absolutos de Tensão (MPa), o que mostra que a resistência à fadiga do DOGAL800 foi bastante prejudicada pelo processo de soldagem. Em 2×10^6 ciclos, a resistência a fadiga é de 158 MPa, enquanto que para o ZAR230 é 172 MPa. Embora a resistência a fadiga do ZAR230 também tenha diminuído após o processo de soldagem, vê-se que esta redução é menor que no caso do DOGAL800. Essa redução de resistência no DOGAL800 é associada principalmente a formação da fase martensita na ZTA do corpo de prova. A formação dessa fase foi observada por micrografia (padrão de “agulhas”) e confirmada pelo perfil de microdureza Vickers, que mostrou um grande aumento da dureza na ZTA, típico da martensita. A martensita é uma fase dura do aço e com maior resistência mecânica que a fase austenita ou ferrita. A martensita com a sua maior resistência mecânica deveria melhorar as propriedades mecânicas da junção no DOGAL800, e conseqüentemente ter uma maior resistência a fadiga. No entanto a martensita que se forma durante o processo de soldagem trata-se de uma martensita não-revenida. Isso faz com que ela seja uma fase dura, porém frágil e localizada. Embora a formação de martensita na ZTA não interfira de maneira significativa no limite de escoamento do aço, visto que essa é uma propriedade mecânica estática, ela tem um papel chave nas propriedades mecânicas dinâmicas, no caso aqui investigado a fadiga. Entende-se isso no âmbito do processo de fadiga, que ocorre pela deformação plástica localizada, que eventualmente podem formar trincas em certos concentradores de tensão e finalmente levar à ruptura do material. Como a martensita apresenta uma baixa tenacidade a fratura e com isso a nucleação de uma trinca pode acontecer mais facilmente, a ZTA no DOGAL800 irá sofrer uma deformação plástica

devido ao processo de fadiga, aqui mais acelerado devido a baixa tenacidade da martensita aliada ao crescimento de grão. Isso exposto ao efeito dos ensaios de fadiga de alto ciclo em materiais de alto limite de escoamento, conforme discutido acima, leva a uma baixa resistência a fadiga no DOGAL800 após a solda ainda maior. No ZSTE380 tem-se uma brusca redução da resistência a fadiga após o processo de soldagem, principalmente acima de 105 ciclos. Embora esse aço tenha um limite de escoamento e uma dureza intermediários entre os três aços investigados, as mudanças na sua resistência a fadiga após a soldagem é visível na Figura 37(b). O ensaio de alto ciclo realizado aqui, pode ocasionar um efeito de superfície (entalhe) e nuclear trincas, que eventualmente levam a ruptura do material. No aço ZAR230, observou-se por micrografia um aumento em seu tamanho de grão, e uma leve diminuição da dureza no início da ZTA após o processo de soldagem. Essas mudanças, embora visíveis, não modificaram severamente seu limite de escoamento, e nem sua resistência a fadiga. De fato se comparar seu comportamento antes e depois da solda, o ZAR230 apresenta um bom resultado, mantendo as suas características mecânicas, ao contrário dos dois outros aços investigados.

7. CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS

No presente trabalho investigou-se as propriedades mecânicas e microestruturais dos aços ZAR230, ZSTE380 e DOGAL800 antes e após serem submetidos ao processo de soldagem MIG/MAG. O principal objetivo foi avaliar a viabilidade de substituir o aço ZAR230, atualmente utilizado na construção de carrocerias de ônibus na empresa Marcopolo S/A, pelo aço ARBL DOGAL800. Como o aço DOGAL800 apresenta um maior limite de escoamento, pode-se utilizar espessuras menores de parede de tubos ou manter a parede e reduzir a bitola do mesmo para a fabricação das estruturas de ônibus, reduzindo o peso final do produto. Como essas estruturas são montadas soldando-se inúmeros tubos, um ponto importante nessa substituição é o comportamento da solda frente aos diferentes esforços ao qual a junção será submetida em serviço. Diferentes técnicas foram utilizadas para avaliar as características dos aços, tais como espectroscopia de emissão óptica, análise microestrutural, perfil de microdureza Vickers e ensaios de tração e fadiga. Observaram-se modificações em todos os aços na zona termicamente afetada (ZTA) após o processo de soldagem, onde o aço ZAR230 e o ZSTE380 apresentaram um aumento no tamanho de grão. O DOGAL800 sofre uma transformação de fase na ZTA, de austenita para martensita, essa sendo uma fase mais dura do aço. Os perfis de dureza mostraram que os aços com menor tamanho de grão no metal base também apresentavam uma maior microdureza, corroborando a relação entre limite de escoamento e dureza. A ZTA no aço ZAR não apresenta uma redução de dureza e o tamanho de grão apresenta-se similar ao , enquanto o ZSTE apresenta um aumento na dureza, também resultado do refino do grão. No DOGAL800 tem-se um pronunciado aumento da dureza na

ZTA, típica da fase martensita, confirmando a observação da análise por micrografia. Essas mudanças microestruturais e mecânicas não alteraram os limites de escoamento dos três aços antes e após o processo de soldagem, evidenciando que essa propriedade mecânica estática do aço não foi alterada. No entanto, os ensaios de fadiga, que são essencialmente dinâmicos, mostram diferenças significativas nos aços antes e após o processo de soldagem. O DOGAL800 antes da solda apresenta a resistência à fadiga, seguido do ZSTE380 e do ZAR230. Porém, a resistência do DOGAL800 não foi tão alta quanto esperado, provavelmente resultado do ensaio de fadiga de alto ciclo e principalmente, de algum efeito de superfície que pode nuclear uma trinca e levar à ruptura brusca do aço. Após o processo de soldagem, a resistência à fadiga dos aços muda sensivelmente. O DOGAL800 passa a apresentar resistência semelhante ao ZAR230 perto de 105 ciclos, resultado atribuído à formação de martensita na ZTA. A martensita, por ser dura e de baixa ductilidade, fragiliza a ZTA e leva à ruptura prematura do aço. No caso do ZAR230 isso não ocorre e sua resistência a fadiga é similar ao do aço não soldado. O ZSTE380 também apresenta redução na resistência a fadiga após a solda, uma provável conseqüência do aumento da dureza na ZTA em conjunto com aumento do tamanho de grão na mesma região. Deseja-se ressaltar ainda que a formação da martensita na ZTA do DOGAL800 não é devido apenas a espessura da chapa, conforme discutido nas seções anteriores. Embora esse efeito exista, se este fosse o único motivo ter-se-ia a formação dessa fase em todas as chapas de espessuras reduzidas. Um ponto chave que contribui para esse efeito é a concentração de carbono equivalente, que no DOGAL800 situa-se próximo do valor crítico para ser soldado. Um trabalho que se indica para desenvolvimento futuro é a otimização do processo de soldagem para chapas finas de DOGAL800. Um ponto chave nesse processo é o controle de calor e o uso de um menor aporte térmico, já que foi visto que um grande aporte de calor leva à formação da martensita, que por sua vez diminui sensivelmente a resistência a fadiga do aço soldado. Outro caminho

rever a forma de união hoje realizadas com o processo de soldagem por uniões parafusadas ou rebitadas.

REFERÊNCIAS

- [1] ABM. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. **Portal para projetos colaborativos**. Disponível em www.abmbrasil.com.br. Acesso em setembro/2005.
- [2] PANNONI, Fábio Domingos. **Aços estruturais**. Artigo técnico, disponível em www.acominas.com.br/upload/produtos/perfis/caracteristicatecnicapf/artigostecnicos/geral_1.pdf. Açominas, 2001.
- [3] Disponível em: http://www1.eere.energy.gov/vehiclesandfuels/pdfs/program/fc_fuel_partnership_plan.pdf. Acesso em 24 de Maio de 2008.
- [4] RODRIGUES, P. C. M.; PERELOMA, E. V.; SANTOS, D. R **Mechanical properties of HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling**. Materials Science and Engineering A283, 2000.
- [5] MAGNABOSCO, R. **Aço ARBL para fabricação de rodas automotivas - microestruturas, comportamento mecânico e vida em fadiga**. XVI - COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica), 2001.
- [6] CHIAVERINI, V. **Aços e ferros Fundidos**. 6 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Meteriais, 1992.
- [7] ASM - INTERNATIONAL HANDBOOK. **Materials Park, Alloying: Understanding the Basics**, 2001.
- [8] ABNT. Associação brasileira de Normas Técnicas. **NBR 7008. Chapas e bobinas de aço revestidas com zinco ou com liga de zinco-ferro pelo processo contínuo de imersão a quente – Especificação**. Rio de Janeiro: ABNT, 2003.
- [9] AUTO/STEEL PARTNERSHIP. **A Guide to corrosion protection, an analisys of corrosion related issues for passager car and light truck underbody structural components**. Michigan: USA, 1999. Disponível em : www.as-p.org. Acesso em agosto 2007.
- [10] IZA. **Zinc coating protections steel**. International Zinc Association, Brussels, Belgium p. 1-17, 2000. Disponível em: www.zincworld.org. Acesso em agosto de 2007.
- [11] NEVES, F. °; REGONE, W.; BUTTON, S.T. **Análise de comportamento microestrutural de um aço microligado por simulação física analógica ao forjamento a quente**. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. São Paulo, s/d.
- [12] SAE. **Surface vehicle recommended practice**. Warrendale: SAE J2340, out.1999.
- [13] CZYRYCA E. J., Link R. E., Wong R. J., Aylor D. A., Montemarano T. W., Gudas J. P., Nav. Eng. J. 102 (1990) 63-82
- [14] MANGANELLO M., in: Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern HSLA Steels, ISS-AIME, Warrendale, PA, 1992, pp. 331-343
- [15] International Iron & Steel Institute. **Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines**. March, 2005. Disponível em: www.worldautosteel.org. Acesso em out. 2007.
- [16] SSAB TUNNPLAT. **Sheet steel joining handbook**. Sweden. SSAB Tunnplat, 2004 Disponível em: <ssabdirect.com>. Acesso em jan. 2006.
- [17] ULSAB. **Ultra light steel auto body consortium**. Final report, v. 1.0.2, Phase 2 march, 1998. Disponível em: www.worldautosteel.org. Acesso em dezembro 2006.
- [18] CHIAVERINI, Vicente. **Aços Carbono e Aços Liga**. 3º edição. São Paulo: Publicação ABM (Associação Brasileira de Metais), 1971

-
- [19] BHADSHIA, H. K. D. H. e SVENSSON, L. E. (1989). **The Microstructure of Submerged Arc-weld Deposits for High-strength Steels**. Journal of Materials Science, 24.
- [20] KURIYAMA Y., K. Hashimoto, H. Ohashi and M. Takita: 2000 **Material Forum, Society of Automotive Engineers of Japan**, Tokyo, (2000), 17.
- [21] KUNISHIGE K.: *Matéria Jpn.*, 35 (1996) 32.
- [22] TRINDADE, V.B., BORIN, R., HANJARI, B.Z., YANG, S., KRUPP, U., CHRIST, J. “**High-temperature oxidation of pure Fe and the ferritic steel 2.25Cr1Mo**” *Materials Research*, v.8, n.4 p.1516-1439, 2005.
- [23] SENUMA, T. **Present status of and future prospects for precipitation research in the steel industry**. Japan: September, 2001.
- [24] KERN, A; DEGENKOLBE, B.; SCHRIVER, U. **Computer modeling for the prediction of microstructure development and mechanical properties of HSLA steel plates**. Germany, 1991.
- [25] ASM INTERNATIONAL. **High-strength low-alloy steels**. Ohio, USA, 2001.
- [26] ASM INTERNATIONAL., **Metallographer's guide - practices and procedures for irons and steels**. The materials information society. Ohio, 2001.
- [27] EARDO, AJ. **Physical metallurgy of the thermo mechanical processing of microalloyed steels**. University of Pittsburgh. Basic metals processing research institute. USA, 1998
- [28] GORNI, A A; MEI, P. R. **Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido**. Metalurgia e Materiais. Ouro Preto, p. 287-293. Out. 2003.
- [29] GORNI, A A; CA V ALCANTI, C. G. **Modelamento matemático das temperaturas críticas da laminação controlada através de equações empíricas e redes neurais**. 53° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Belo Horizonte: Set., 1998.
- [30] GORNI, A A; CA V ALCANTI, C. G. **Efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deslocamento a quente de aços ao carbono e microligados**. 2° Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, ABM, São Paulo: Out., 1997.
- [31] SILVA, A L. V. C. e; A VILLEZ, R. R. de; CORDEIRO, N. B. **Modelos para a solubilidade de precipitados relevantes para a laminação a quente de aços**. 54° Congresso da ABM, São Paulo: LuL, 1999.
- [32] EVANS, G. M. (1991a). **The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits**. *OERLINKON-Scweißmitt*, 49, p. 22-33.
- [33] EVANS, G. M. (1982). **The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits**. *Welding and Metal Fab.*, 57, p. 346s-358s.
- [34] EVANS, G. M. (1982). **The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits**. *OERLINKON-Scweißmitt*, 48, p. 18-35.
- [35] AWS. American Welding Society. **Materiais and applications - Part 2**. 8th Edition, Vol. 4. Miami, USA. 1998.
- [36] I MASUBUCHI, K., 1980, "Analysis of welded structures", Pergamon Press, New York, apud BISWAS, K., 1994, "Notch tip deformation and I-integral analysis for implant weldability test specimen", *Internat. Journal of Fracture*, vol. 67, pp. 99-116.
- [37] Yurioka, N.; “**Carbon equivalents to assess cold cracking sensitivity and hardness of steel welds**” *Nippon Steel Technical Reports*, v.20, p.61, 1982.
- [38] SANTOS M. M. M. **Aços galvanizados para indústria automobilística**. IGEA – Área de Operações Industriais 2 - AO2, Porto alegre, Outubro de, 2000 Disponível em:<www.igea.com.br>. Acesso dezembro 2007.

-
- [39] MARQUES, PAULO VILLANI. **Tecnologia da Soldagem**, Coordenação de Paulo Villani Marques, Belo Horizonte, ESAB, 1991, 352p.: il.
- [40] WANG, D. **Hydrogen cracking in multi-pass steel weld metals**, PhD Thesis, CIT, 1990, 261p.
- [41] PARRISH, G. (1980). **The influence of microstructure on the properties of case-carburized components**. Ohio, ASM.
- [42] LEVINE E. and HILL, (1977) **Structure-property relationships in low C weld metal**. *Metallurgical Transactions*, 8A, p. 1453-1463.
- [43] HANNERZ, N.E. "Effects of Cb on HAZ Ductility in Constructional HT Steels". *Welding Journal*, maio 1975. pp.162s-168s.
- [44] LINNERT, G.E. **Welding Metallurgy**. vol. 2. AWS, New York. 1964, 674p.
- [45] AHLBLOM, B. "Oxygen and Its Role in Determining Weld Metal Microstructure Toughness - A State -of-the-art Review". IIW Doc. IX-1322-84, 1984. 19p.
- [46] DER NORSKE Veritas. **Rules for The Design, Construction and Inspection of Offshore Structures**. DNV, Oslo, 1977. 26p.
- [47] Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. **Heat Affected Zone Toughness – A Viewpoint on The Role of Microalloying Elements**. CBMM, Dusseldorf, 1980. 42p.