

**UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

OTÁVIO CÁO

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DOCOL 800 DP PARA O PROJETO
BAJA SAE**

CAXIAS DO SUL

2013

OTÁVIO CÁO

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DOCOL 800 DP PARA O PROJETO
BAJA SAE**

Trabalho da disciplina de Estágio II,
apresentado como requisito para conclusão
do Curso de Engenharia Mecânica na
Universidade de Caxias do Sul.
Supervisor: Prof. Victor Hugo Velazquez
Acosta MsC. Eng. Metal.

CAXIAS DO SUL

2013

OTÁVIO CÁO

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DOCOL 800 DP PARA O PROJETO
BAJA SAE**

Trabalho da disciplina de Estágio II,
apresentado como requisito para conclusão
do Curso de Engenharia Mecânica na
Universidade de Caxias do Sul.
Supervisor: Prof. Victor Hugo Velazquez
Acosta MSc. Eng. Metal.

Aprovado em 27/11/2013.

Banca Examinadora


.....
Prof. MsC. Víctor Hugo Velazques Acosta
Universidade de Caxias do Sul


.....
Prof. MsC. Deives Roberto Bareta
Universidade de Caxias do Sul


.....
Prof. MsC. Sandro Tomaz Martins
Universidade de Caxias do Sul

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
ULSAB	<i>Ultra Light Steel Body</i>
CCET	Centro de Ciências Exatas e Tecnologia
MAG	<i>Metal Arc Welding</i>
TNR	Temperatura de Não Recristalização
ULSAB-AVC	<i>Ultra Light Steel Body - Advanced Vehicle Concepts</i>
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
NBR	Norma Brasileira
AWS	<i>American Welding Society</i>
LAMEC	Laboratório de Ensaios Mecânicos
CP	Corpo de Prova

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Unidade estrutural (roll cage)	15
Figura 2 – Microestrutura de um aço de duas fases	17
Figura 3 – Utilização dos aços de duas fases na estrutura de um automóvel.....	19
Figura 4 – Ilustração dos equipamentos utilizados no processo GMAW	20
Figura 5 – a) Regiões formadas na soldagem e b) diagrama de fases.....	21
Figura 6 – Micrografia, diagrama de fases e ilustração do cordão de solda mostrando a ZTA ...	24
Figura 7 – a) Ilustração da PF(G); b) Ilustração da PF(I).....	26
Figura 8 – a) Ilustração mostrando a ferrita acicular; b) Micrografia de um aço HSLA-80.....	26
Figura 9 – Ilustração mostrando a FS(SP).....	27
Figura 10 – Ilustração mostrando a formação das bainitas superior e inferior	27
Figura 11 – Micrografia mostrando a FS(NA)	28
Figura 12 – Micrografia mostrando o FC.....	28
Figura 13 – Micrografia mostrando a martensita em ripas (a) e em placas (b).....	29
Figura 14 – Dispositivo para soldagem	31
Figura 15 – Dispositivo para soldagem	32
Figura 16 – Máquina utilizada para soldagem	32
Figura 17 – Máquina de tração Emic DL 20000 – 200 kN	33
Figura 18 – Corpo de prova e peças para evitar escorregamento.....	33
Figura 19 – Corpo de prova utilizado no teste de gradiente de dureza	34
Figura 20 – Microdurômetro digital Shimadzu HMV-2	34
Figura 21 – Corte dos tubos para confecção dos corpos de prova	35
Figura 22 – Microscópio Zeiss Axio Observer DIM.....	36
Figura 23 – Corpos de prova do material em condição inicial com a estrição em destaque	37
Figura 24 – Gráfico Força x Deformação	38
Figura 25 – Gráfico comparativo de tensão de escoamento.....	39
Figura 26 – Gráfico comparativo das tensões de escoamento.....	40
Figura 27 – Gráfico comparativo de tensão máxima	40
Figura 28 – Gráfico comparativo de tensão máxima	41
Figura 29 – CP 5 soldado com E=0,18 kJ/mm com fratura na ZTA.....	41
Figura 30 – CP 4 soldado com E=0,18 kJ/mm; falta de penetração em destaque.....	42
Figura 31 – CP 7 soldado com E=0,25 kJ/mm; ponto de início e fim da soldagem e falta de penetração em destaque.....	42

Figura 32 – Gráfico N° de Quebras x E. Soldagem.....	43
Figura 33 – Gráfico dureza x distância.....	45
Figura 34 – Gráfico dureza x distância.....	45
Figura 35 – Medição da junta soldada até a região da fratura.....	46
Figura 36 – Gráfico das distâncias entre a junta soldada e região da fratura para cada CP	46
Figura 37 – AM01 soldada com E=0,18 kJ/mm ; AM02 soldada com E=0,25 kJ/mm	47
Figura 38 – Representação da localização de cada micrografia.....	48
Figura 39 – Micrografia do metal base do aço DOCOL 800 DP	49
Figura 40 – Micrografia da ZTA 1 do CP soldado com alta energia de soldagem	49
Figura 41 – Micrografia da ZTA 2 do aço CP soldado com alta energia de soldagem	50
Figura 42 – Micrografia da ZTA 3 do CP soldado com alta energia de soldagem	51
Figura 43 – Micrografia do metal de solda do CP soldado com alta energia de soldagem	51
Figura 44 – Micrografias A e C (E=0,18 kJ/mm); Micrografias B e D (E=0,25 kJ/mm).....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química	30
Tabela 2 – Propriedades mecânicas.....	30
Tabela 3 – Dados do experimento	31
Tabela 4 – Resultados dos ensaios de tração para as amostras em condição inicial	37
Tabela 5 – Resultados dos ensaios de tração para $E=0,18$ kJ/mm	38
Tabela 6 – Resultados dos ensaios de tração para $E=0,25$ kJ/mm	39
Tabela 7 – Resultados dos ensaios de dureza Vickers	44

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação (1) – Energia de Soldagem	21
Equação (2) – Velocidade de Soldagem.....	21

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	LOCAL DO ESTÁGIO	14
1.2	JUSTIFICATIVA	14
1.3	OBJETIVOS	14
1.3.1	Geral	14
1.3.2	Específicos	15
2	BIBLIOGRAFIA	16
2.1	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)	16
2.1.1	Aços de duas fases (<i>dual phase</i>)	17
2.1.2	Aços de duas fases (<i>dual phase</i>) na indústria automotiva	18
2.2	SOLDAGEM	19
2.2.1	Processo	19
2.2.2	Cálculo da energia de soldagem	20
2.3	METALURGIA DA SOLDAGEM	21
2.3.1	Ciclo térmico	21
2.3.2	Características da zona fundida	22
2.3.3	Características da zona termicamente afetada	22
2.3.3.1	Regiões da zona termicamente afetada (ZTA)	23
2.3.3.2	Influência da energia de soldagem na zona termicamente afetada (ZTA)	24
2.3.4	Microestruturas formadas	25
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	30
3.1	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	30
3.1.1	Material analisado	30
3.1.2	Experimento	30

3.2	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	33
3.3	ENSAIO DE GRADIENTE DE DUREZA VICKERS	34
3.4	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	35
3.4.1	Macrografia	35
3.4.2	Micrografia	36
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	37
4.1	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	37
4.2	ENSAIO DE MICRODUREZA.....	43
4.3	MACROGRAFIA	47
4.4	MICROGRAFIA	48
4.5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	53
	CONCLUSÕES	56
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	57
	REFERÊNCIAS	58
	ANEXO A – GRADIENTE DE DUREZA	60

RESUMO

Os materiais de alta resistência e baixa liga (ARBL) pertencem a uma classe de aços muito utilizada na indústria automotiva devido a sua característica de alta resistência mecânica e menor peso agregado. Dentro desta classe, encontram-se os aços de duas fases que possuem a vantagem de alta resistência mecânica e boa conformabilidade. A aprovação das juntas soldadas realizadas nestes materiais é de vital importância para garantir que as propriedades mecânicas sejam mantidas após o processo de soldagem. Neste trabalho o material DOCOL 800 DP foi testado visando à aprovação do processo de soldagem utilizado no projeto BAJA SAE da Universidade de Caxias do Sul. Foram soldados tubos com 25 mm de diâmetro e 2 mm de espessura com uma energia de soldagem sugerida pelo fabricante e outra superior para testar a influência da energia nas características mecânicas e microestruturais. Testes de resistência à tração, dureza Vickers, macrografia e micrografia foram realizados para mapear o comportamento deste material diante das duas energias de soldagem utilizadas. Os testes realizados mostraram redução da resistência mecânica com o aumento da energia de soldagem, queda abrupta da dureza na região intermediária da ZTA e redução do tamanho de grão com o aumento da energia de soldagem.

Palavras-chave: Soldagem. Aços ARBL. Energia de soldagem. Aços de duas fases.

ABSTRACT

The high strength low alloy steels (HSLA) is widely used in the automotive industry because the characteristic's high strength and low aggregate weight. The dual phase steels have high mechanical resistance and good formability. Approve the welded joints is very important to ensure that the mechanical properties are maintained after the welding process. In this work the material DOCOL 800 DP was tested to approve the welding process used in the project BAJA SAE at the University of Caxias do Sul. Were welded tubes with 25 mm diameter and 2 mm thick with a welding power suggested by the manufacturer and other higher to test the influence of energy in mechanical and microstructural characteristics. Tensile tests, Vickers hardness, and macrograph and micrographs were performed to map this material. The tests show reduction of mechanical strength when increasing heat, the hardness had an abrupt drop in the intermediate region of the HAZ and we had reduction of the grain size when increasing heat input.

Keywords: Welding. HSLA steels. Welding power. Dual-phase steels.

1 INTRODUÇÃO

A competição entre grandes montadoras do setor automobilístico vem se acirrando nos últimos anos em âmbito mundial e nacional devido a crises econômicas e ao grande número de empresas no mercado. A qualidade dos produtos juntamente com a segurança, economia de combustível e aspectos ambientais vem se tornando decisivos no sucesso de um novo projeto.

O uso de aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) esta se tornando através dos anos um diferencial, pois possibilita a construção de estruturas mais rígidas e leves proporcionando aos veículos e implementos rodoviários um menor consumo de combustíveis, aumento de sua autonomia, diminuição da emissão de gases e transporte de uma maior quantidade de carga líquida. O projeto UltraLight Steel Body (ULSAB) é um exemplo desta busca por novas tecnologias. Ele consiste na busca de novos materiais e tecnologias para redução do peso dos automóveis, visando o ganho de consumo, economia de materiais e a preservação do meio ambiente. As características dos aços citados acima são oriundas de processos como refino de grão, endurecimento por precipitação e adição de elementos de liga que ocasionam o endurecimento por solução sólida (ULSAB, 2008).

A energia de soldagem é um parâmetro crítico para a soldagem desta classe de materiais. Com o aquecimento e resfriamento da junta soldada, oriundos do processo, as características mecânicas e microestruturais são afetadas e a energia de soldagem é um fator de grande relevância para verificar quais destas características sofrem sua influência (KOU, 2003).

A Universidade de Caxias do Sul participa do Projeto Baja desde 1997 com equipes formadas por alunos dos diversos cursos de engenharia presentes na instituição. No carro montado para a temporada 2012/2013 foi utilizado um aço em sua estrutura fora das especificações permitidas no regulamento. O aço em da competição é um ARBL muito utilizado na indústria automotiva, mostrando que a proibição de seu uso vai contra a tendência mundial.

O projeto Baja SAE nasceu na Carolina do Norte nos Estados Unidos no ano de 1976 e desde 1991 vem sendo desenvolvido em território nacional. O Projeto Baja SAE BRASIL é uma oportunidade para estudantes de engenharia de todo o país de aplicar seus conhecimentos obtidos em sala de aula em um projeto desde a sua concepção, projeto detalhado e construção (SAE, 2013).

1.1 LOCAL DO ESTÁGIO

O Centro de Ciências Exatas e Tecnologia (CCET) da Universidade de Caxias do Sul a anos se dedica ao ensino, pesquisa e extensão para formar profissionais em nível superior e técnico, visando suprir a demanda regional e nacional de profissionais das indústrias metalúrgicas, químicas e de outros ramos da área industrial. Este ambiente de estudo e pesquisa foi o local da realização do estágio, com a utilização dos laboratórios de solda, metalografia e ensaios mecânicos. O laboratório dedicado exclusivamente ao Projeto BAJA SAE também foi utilizado para ambientação do estágio e tarefas pertinentes ao projeto.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os aços de alta resistência mecânica e baixa liga possuem altos limites de escoamento o que torna as estruturas feitas destes materiais mais rígidas e leves. Porém, a solda dos mesmos causa mudanças microestruturais e de resistência mecânica na zona termicamente afetada do material, o que pode fragilizar a estrutura como um todo. Assim sendo, o conhecimento minucioso das características do material após soldado é imprescindível para evitar acidentes e falhas durante a competição.

O Projeto Baja SAE BRASIL proíbe o uso de materiais com porcentagem de carbono abaixo de 0.18%, o que vai contra a tendência do uso de materiais de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) na indústria automotiva e de implementos rodoviários. A aprovação das juntas soldadas é uma das características que podem atestar o uso destes materiais para tais fins.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Geral

Verificar a soldabilidade dos aços de alta resistência mecânica e baixa liga para uso na construção da unidade estrutural (*roll cage*), Figura 1, do Projeto Baja SAE BRASIL através de testes que comprovem a soldabilidade do material.

Figura 1 – Unidade estrutural (roll cage)



Fonte: O Autor (2013)

1.3.2 Específicos

- a) Estudar as principais características dos aços de alta resistência e baixa liga a fim de entender suas propriedades mecânicas.
- b) Estudar os aços de duas fases “dual phase” para um melhor entendimento de suas características e comportamento.
- c) Estudar o processo de soldagem MAG para correta utilização do mesmo.
- d) Estudar a metalurgia da soldagem, ou seja, as transformações ocorridas na microestrutura do metal devido ao processo utilizado.
- e) Soldar um aço de alta resistência e baixa liga com duas energias de soldagem, uma recomendada pelo fabricante e outra acima deste valor, para testar sua influência nas propriedades mecânicas e microestruturais.
- f) Verificar se a solda deste material prejudica de forma acentuada suas propriedades mecânicas e características microestruturais que são essenciais para o Projeto Baja SAE BRASIL.
- g) Verificar se a energia de soldagem tem grande influência nas propriedades mecânicas e características microestruturais.

2 BIBLIOGRAFIA

2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são amplamente utilizados em aplicações de alta responsabilidade mecânica, pois devido à adição de uma pequena quantidade de elementos de liga e o processo de laminação controlada, possuem elevada resistência mecânica. Na norma SAE J2340, os aços ARBL são classificados quanto ao seu limite de escoamento que abrange a faixa de 300 a 900 MPa (SAE, 1999).

Os aços estruturais com alta resistência mecânica podem ser divididos em aços laminados carbono-manganês, aços carbono tratados termicamente (normalizados ou temperados e revenidos), aços de baixo teor em liga tratados termicamente e aços laminados de alta resistência e baixo teor em liga (aços microligados) (CHIAVERINI, 2008).

Aços com números menores que 0,25% de carbono são chamados de aços baixo carbono e com porcentagem total de elementos de liga menor que 8% são considerados aços de baixa liga (CALLISTER, 2007).

O termo aços microligados originasse devido às pequenas quantidades de elementos ligantes como nióbio, vanádio e titânio, que combinados com o processo de laminação controlada resultam na alta resistência deste material (KRAUSS, 2005).

A laminação controlada é um processo termomecânico que consiste no aquecimento do material a uma temperatura geralmente superior a 1150° C para que ocorra a plena solubilização dos carbonitretos de nióbio. Em seguida é realizada uma etapa de deformação a alta temperatura em que ocorre a completa recristalização da austenita. Após o material ter atingido uma determinada espessura, a laminação é interrompida até que o material atinja a temperatura em que a recristalização não aconteça (T_{nr}) entre os passes de laminação, isso ocorre devido aos carbonitretos de nióbio que, precipitados na austenita, ancoram os contornos de cristalização parando a restauração do material. Então, é realizada a segunda etapa de deformação em que a austenita é encruada progressivamente conforme a chapa é laminada formando grãos achatados de austenita. Por fim, a chapa conformada é resfriada transformando a austenita em ferrita, em um processo que gera um tamanho de grão extremamente refinado proporcionando as características de resistência mecânica e tenacidade (Gorni et al., 2010; Gorni et al., 2003).

Outros fenômenos metalúrgicos podem complementar o endurecimento da liga como a precipitação de diferentes micro ligantes simultaneamente com a transformação da austenita

em ferrita durante o resfriamento da chapa, garantindo um aumento ainda maior da resistência mecânica ainda que comprometa um pouco a tenacidade (GORNI et al., 2010).

Em resumo três mecanismos de endurecimento são responsáveis pelas características mecânicas dos aços ARBL: a) endurecimento por solução sólida; b) endurecimento por refino de grão; e d) endurecimento por dispersão (BHADESHIA, 2006).

2.1.1 Aços de duas fases (*dual phase*)

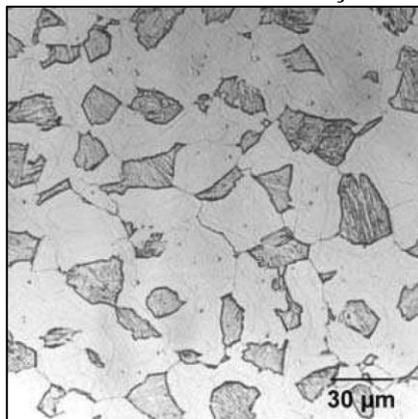
As microestruturas dos aços de duas fases podem ser classificadas como: a) Duplex: as duas fases dominam igualmente a estrutura e tem seus tamanhos parecidos; b) Dispersão: partículas da segunda fase espalhadas e isoladas umas das outras; c) Rede: a segunda fase é encontrada somente nos contornos de grão da primeira (HORNBOGEN, 1984).

Os aços de duas fases tem com principal característica a microestrutura formada por 80% a 90% de ferrita poligonal e 10% a 20% de ilhas de martensita dispersas ao longo da matriz ferrítica (CHIAVERINI, 2008).

O conjunto das fases mais resistentes como martensita, bainita e perlita geralmente é referido como segunda fase. Um exemplo de material que apresenta estrutura diferente do já citado ferrita-martensita é o ferrita-bainita. Este material atinge esta microestrutura através do aquecimento da liga para transformação de 80% a 90% da austenita em ferrita poligonal e resfriamento em temperatura dentro da região bainítica, transformando a austenita retida em bainita (NETO, 2009; BARBOSA, 2008).

A Figura 2 mostra uma típica microestrutura de um aço de duas fases composta por martensita (parte escura) e por ferrita (parte clara):

Figura 2 – Microestrutura de um aço de duas fases



Fonte: Bhadeshia (2006)

Essa microestrutura é responsável pelo escoamento contínuo do material, isso possibilita que o limite de resistência à tração tenha uma diferença maior em relação ao limite de escoamento, ou seja, uma razão elástica menor do que em materiais ARBL de uma única fase e um alto coeficiente de encruamento. Em suma, o material possui boa conformabilidade e alta resistência mecânica que são características antagônicas (GORNI, 1995; KRAUSS, 2005).

Esta resistência mecânica é influenciada pelo tamanho de grão da ferrita, quantidade de martensita que irá se formar e do teor de carbono na austenita, pois este teor se equivalera na martensita formada e quanto maior este valor maior será a resistência. A resistência mecânica basicamente depende de dois fatores: a) quantidade da fase dura, ou seja, martensita; e b) resistência dessa fase dura (KUMAR et al., 2007).

Já o escoamento contínuo é influenciado pela quantidade e tipo de fase dura, pois elas controlam a densidade e a multiplicação das discordâncias que dependem também da morfologia e química da ferrita (KUMAR et al., 2007).

Uma das formas mais simples para a fabricação de aços de dupla fase é o recozimento intercrítico que consiste no aquecimento do metal até a região de fase ($\alpha+\gamma$) e mantido nesta temperatura, normalmente de 790° C, por vários minutos para permitir que pequenas regiões de austenita se formem na ferrita. O material é resfriado rapidamente para a temperatura ambiente para que essas regiões de austenita se transformem em martensita. A temperabilidade da austenita pode ser aumentada com a adição de 0,2% a 0,4% de molibdênio a um aço que já apresenta 1,5% de manganês (BHADESHIA, 2006).

Um processo muito utilizado na indústria automotiva em aços de duas fases é o Bake Hardening devido à característica de aumento do limite de resistência que o mesmo atribui ao componente. Durante a secagem da pintura, que ocorre entre temperaturas de 180° a 240°, o processo provoca a imobilização das discordâncias pela segregação de átomos intersticiais, normalmente de carbono ou nitrogênio em solução sólida. Este fenômeno gera aumentos superiores a 40 MPa no limite de resistência (JEONG, 1998).

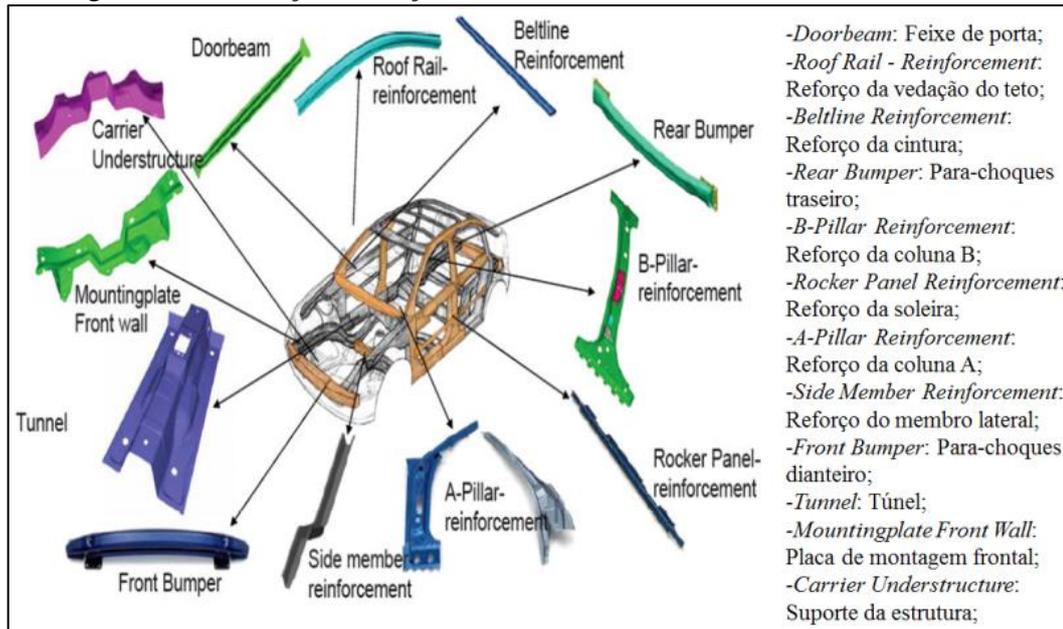
2.1.2 Aços de duas fases (*dual phase*) na indústria automotiva

Muitas montadoras renomadas já utilizam os aços ARBL em seus automóveis como a empresa FIAT que utiliza o aço Docol 1000 DPZE no reforço lateral da linha da cintura do FIAT Punto. Fornecedores de componentes como a DURA Automotive Systems, líder no fornecimento de módulos estruturais para portas na Alemanha, fabrica a barra de impacto

lateral em aço ARBL. A empresa SSAB cita algumas utilizações de ARBL por seus clientes do ramo automobilístico como longarinas dianteiras, reforço da coluna A, longarina do teto, barra de impacto da porta dentro outros (ULSAB, 2008).

A Figura 3 mostra as diversas utilizações dos aços de duas fases na estrutura de automóvel.

Figura 3 – Utilização dos aços de duas fases na estrutura de um automóvel



Fonte: Marra (2008)

Já na parte de desenvolvimento e pesquisa o projeto ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts) se destaca, pois propõe o estudo e uso dos aços AHSS (Advanced High Strength Steel) ou aços avançados de alta resistência, grupo que engloba os aços ARBL e os aços de duas fases, na indústria automotiva (PORSCHE ENGINEERING, 2001).

2.2 SOLDAGEM

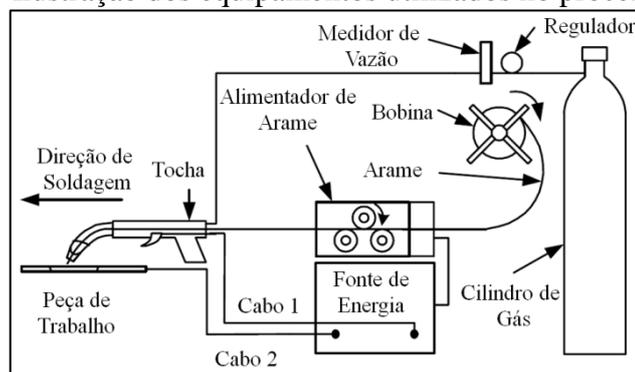
2.2.1 Processo

Soldagem é o processo de unir duas ou mais partes de um conjunto, assegurando entre as mesmas a continuidade do material e em consequência características metálicas e químicas. A união dos materiais é realizada pela fusão de ambos e adição de outro material fundido, fusão dos mesmos em íntimo contato ou contato dos materiais em fases sólida ou semi-sólida (WAINER ET AL., 1992; MACHADO, 1996).

O processo GMAW (gas metal arc welding) ou soldagem a arco com proteção gasosa utiliza um arame continuamente alimentado (eletrodo) como fonte de metal de solda e como terminal para o arco elétrico. A proteção do arco e do metal de solda é realizada através de gases inertes ou ativos que possuem dupla função no processo: a) proteger o arco elétrico e a zona de solda do ar atmosférico; e b) prover ao arco as características desejadas (WEISMAN, 1976).

A Figura 4 mostra os equipamentos utilizados no processo GMAW:

Figura 4 – Ilustração dos equipamentos utilizados no processo GMAW



Fonte: Adaptado de Kou (2003)

A alimentação do arame normalmente é feita de forma automática através de um motor e o comprimento do arco é mantido aproximadamente constante pelo sistema. Esta manutenção pode ser feita com uma fonte de energia constante e velocidade de alimentação variável ou com a fonte de energia com corrente variável e velocidade de alimentação constante (MARQUES, 2009).

O processo GMAW com proteção via gases ativos é ainda comumente chamado no Brasil de processo MAG (Metal Active Gas) e muito utilizado em aços ao carbono. Esse processo utiliza gases como oxigênio (O₂) e gás carbônico (CO₂) misturado ao argônio (Ar) para promover a existência de um grande número de pontos catódicos sobre a ponta do arame. Usando somente o argônio seria criado um só ponto catódico gerando um cordão de solda irregular e possibilitando a contaminação pela atmosfera da poça de fusão (MACHADO, 1996).

2.2.2 Cálculo da energia de soldagem

Para o cálculo das energias de soldagem foram utilizadas as Equações 1 e 2 indicadas pelo fabricante SSAB:

$$E = \frac{U \times I \times 60}{V \times 1000} [kJ / mm] \quad (1)$$

$$V = \frac{2 \times \pi \times r}{t} [mm / min] \quad (2)$$

Onde:

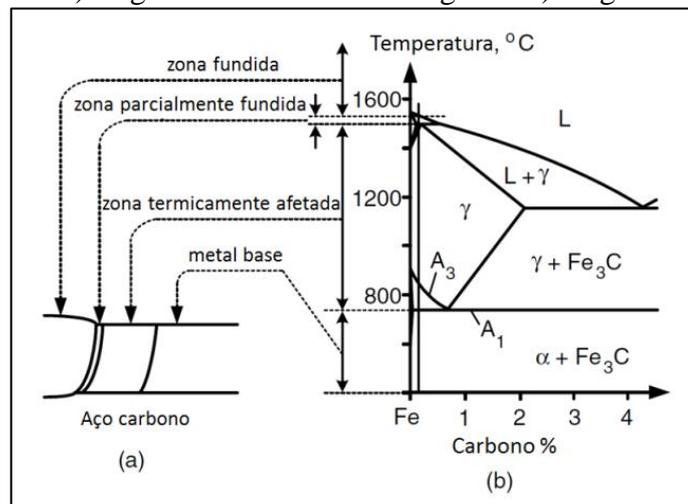
- E = Energia de soldagem;
- U = Voltagem;
- I = Corrente;
- V = Velocidade;
- r = Raio;
- t = Tempo;

2.3 METALURGIA DA SOLDAGEM

2.3.1 Ciclo térmico

Nos processos de soldagem por fusão o calor utilizado no processo causa um ciclo térmico no material. As temperaturas decrescem à medida que a distância da poça de fusão aumenta formando regiões distintas no material. Estas regiões podem ser separadas utilizando o diagrama de fases ferro-carbeto de ferro como mostra a Figura 5:

Figura 5 – a) Regiões formadas na soldagem e b) diagrama de fases



Fonte: Adaptado de Kou (2003)

A zona fundida é formada pelo material de adição e sofre um aquecimento em torno de 1600 C° chegando à fase líquida. A zona parcialmente fundida é formada pelo metal de adição e metal base e nesta região ocorre à fusão de ambos em íntimo contato. A zona termicamente afetada é formada somente pelo metal base e é totalmente transformado em austenita ou austenita e ferrita α . O metal base é aquecido somente até, no máximo, a temperatura eutetóide e não sofre modificações em sua microestrutura original.

Por razões cinéticas as temperaturas A1 e A3 tendem a serem maiores do que as mostradas no diagrama devido ao fenômeno da difusão. As transformações de fase requerem difusão para ocorrer (a martensita é uma exceção) e isto demanda tempo. Como o ciclo de aquecimento da solda é rápido as transformações de fase podem não ocorrer nas temperaturas de equilíbrio A1 e A3 (KOU, 2003).

2.3.2 Características da zona fundida

A solidificação da zona fundida é um dos fenômenos estudados na soldagem, pois influencia na composição química do sólido determinando as propriedades mecânicas químicas e físicas.

A solidificação dos metais ocorre através dos processos de nucleação e crescimento. Nos metais a nucleação heterogênea é mais comum, pois o núcleo forma-se na presença de impurezas, inoculantes ou superfícies externas. O crescimento em metais normalmente apresenta a interface sólido/líquido atômicamente difusa, pois para um mesmo ΔT possui um crescimento contínuo e mais rápido (WAINER et al., 1992).

Na poça de fusão a solidificação acontece a partir da zona parcialmente fundida e o crescimento se realiza com a mesma orientação cristalina dos grãos desta região. Quanto ao tamanho de grão, quanto maior o tamanho de grão do metal base mais grosseira é a soldagem obtida e quanto maior a temperatura máxima na zona de ligação, maior o tamanho de grão (WAINER et al., 1992).

2.3.3 Características da zona termicamente afetada

As regiões do metal base cuja estrutura ou propriedades foram alteradas pelas variações de temperatura durante a soldagem são chamadas de zonas termicamente afetadas ou ZTA. A formação desta região é determinada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem (MODENESI et al., 2012).

Como não se pode modificar as propriedades químicas da ZTA como acontece na zona fundida, deve-se utilizar aços com teores de carbono e de elementos de liga que possibilitem atingir-se as propriedades mecânicas do projeto (WAINER et al., 1992).

2.3.3.1 Regiões da zona termicamente afetada (ZTA)

Como o calor é uma característica intrínseca dos processos de soldagem por fusão, o mesmo tende a se difundir da zona de fusão para regiões adjacentes do material. Como consequência, estas regiões sofrem um ciclo de aquecimento e resfriamento na qual a severidade depende da distância da zona de fusão (BHADESHIA, 2006).

De acordo com estas distâncias várias bibliografias classificam estas regiões pela sua granulação. Uma descrição breve das mesmas segue abaixo:

a) Região de granulação grosseira: Formada junto à linha de fusão e é caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico. Sua microestrutura é rica em componentes aciculares como bainita e martensita devido ao aumento da temperabilidade da região. Tende a ser a região mais problemática da ZTA com dureza elevada, perda de tenacidade e local favorável para trincas (MODENESI et al., 2012).

O processo de soldagem introduz hidrogênio no metal de solda que pode rapidamente se difundir para a ZTA. Microestruturas duras são particularmente suscetíveis a fragilização por hidrogênio, a fratura ocorre logo após o resfriamento da solda a temperatura ambiente e é chamada de trinca a frio. Por esse motivo o carbono equivalente do metal deve ser baixo para evitar a dureza desta região (Bhadeshia, 2006).

b) Região de granulação fina: Devido a menor temperatura e tempo de exposição, à microestrutura desta região tende a ser ferrítica e ou perlítica com pequeno tamanho de grão. Essa região tem resistência mecânica e tenacidade elevadas, sendo esse feito marcante nos aços microligados (WAINER et al., 1992).

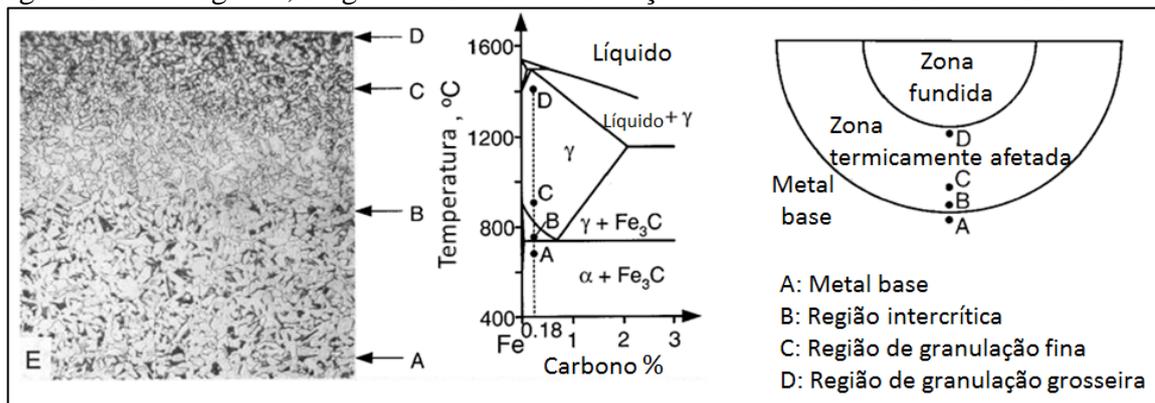
c) Região intercrítica: Nesta região devido a maior distância da zona fundida o material sofre uma transformação parcial, ou seja, apenas parte da estrutura se transforma em austenita, que se decompõe em seguida com o resfriamento. Nas regiões que apresentem maior teor de carbono do que o teor médio do aço pode ocorrer a formação de martensita se existir um resfriamento suficientemente rápido. Se isso acontecer, esta região se constituirá de locais com alta dureza e outras macias (MODENESI, 2012).

Os teores de elemento de liga dessa austenita formada são maiores que os valores nominais do aço. Dependendo da velocidade de resfriamento esta austenita pode se decompor em perlita, bainita ou martensita maclada (de alto carbono). Esta região pode apresentar propriedades inferiores ao metal base (WAINER et al., 1992).

d) Região subcrítica: Região mais afastada na zona fundida que sofre uma pequena esferoidização das lamelas de cementita da perlita. Isso pode ocasionar uma pequena redução da resistência mecânica, ainda que não seja fácil comprovar com ensaios de tração, pois o fenômeno de esferoidização ocorre em uma estreita faixa do material (WAINER et al., 1992).

A Figura 6 mostra a região do metal base (A), a região intercrítica (B), a região de granulação fina (C) e a região de granulação grosseira (D), como a região subcrítica sofre somente a esferoidização da ferrita não é mostrada.

Figura 6 – Micrografia, diagrama de fases e ilustração do cordão de solda mostrando a ZTA



Fonte: Kou (2003)

2.3.3.2 Influência da energia de soldagem na zona termicamente afetada (ZTA)

Como o calor fornecido ao material as partículas de carbonetos e nitretos têm a tendência de se dissolver e, como consequência, perder sua efetividade como inibidores de crescimento de grão, fenômeno que se agrava com o aumento da energia de soldagem utilizada. Quando isso ocorre a microestrutura do material acaba descaracterizada e perde suas propriedades mecânicas que são oriundas do refinamento dos grãos de sua estrutura (KOU, 2003).

Em um trabalho escrito recentemente foi constatado que com um aporte térmico elevado o aço ARBL utilizado sofreu severo crescimento de grão na região de granulação grosseira, isto devido ao elevado tempo de permanência em uma temperatura austenitizante e a ausência de precipitados para ancorar os contornos de grão. Esse fenômeno acarretou em uma redução da resistência mecânica do material e uma diminuição na dureza da região já

citada. Além do crescimento de grão, foi constatado o aumento da região conhecida como zona termicamente afetada (MARCONI et al., 2013).

2.3.4 Microestruturas formadas

Um dos principais fatores metalúrgicos estudados é a decomposição da austenita em outras microestruturas como, por exemplo, ferrita, bainita e martensita. Em geral os dois fatores que controlam a decomposição da austenita é a faixa de temperatura que a transformação ocorre e a estrutura do material austenitizado. Com uma temperatura de transformação menor existe uma diferença maior de energia livre, e assim, uma maior força motriz para as transformações. Por outro lado, resulta em menores velocidades de difusão, ou seja, mais tempo para ocorrência da mudança dos átomos de posição ou de composição química necessária para a transformação da austenita (MODENESI, 2012).

Na transformação da austenita a nucleação heterogênea acontece em locais preferenciais como superfícies livres, pontos triplos de encontro de contorno de grão, contornos de grão, inclusões, discordâncias e aglomerados de lacunas. A quantidade total de transformações depende do tipo de local para a ocorrência da nucleação e da quantidade disponível desses locais (WAINER et al., 1992).

Os constituintes resultantes da decomposição da austenita em aços de baixa liga normalmente são formados por ferrita, agregados da ferrita com carbonetos e martensita. Em temperaturas entre aproximadamente 250° C e 550° C a decomposição da austenita resulta também em bainita (MODENESI, 2012).

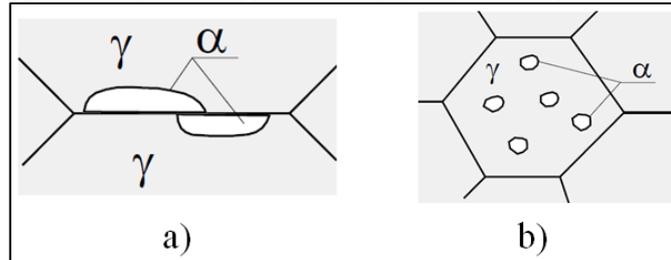
Abaixo segue a classificação das microestruturas formadas elaborada pela IIW (International Institute of Welding) que podem ser encontradas no metal de solda e na zona termicamente afetada:

a) Ferrita Primária (PF):

- Ferrita de contorno de grão PF(G): Primeiro constituinte formado pela decomposição da austenita e consiste de cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austenítico. Apresentam forma lenticular como mostrado na Figura 7-a. Tende a formar veios colunares ao longo dos contornos de grão colunares austenítico das regiões inalteradas da zona fundida (MODENESI, 2012).

- Ferrita poligonal intragranular PF(I): Se a austenita possuir um tamanho de grão muito maior que a ferrita que esta se formando em seu contorno e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem se formar no interior da austenita como mostra a Figura 7-b. Estas duas formas de ferrita são características de soldas com baixa velocidade de resfriamento e/ou baixo teor de elementos de liga (MODENESI, 2012).

Figura 7 – a) Ilustração da PF(G); b) Ilustração da PF(I)



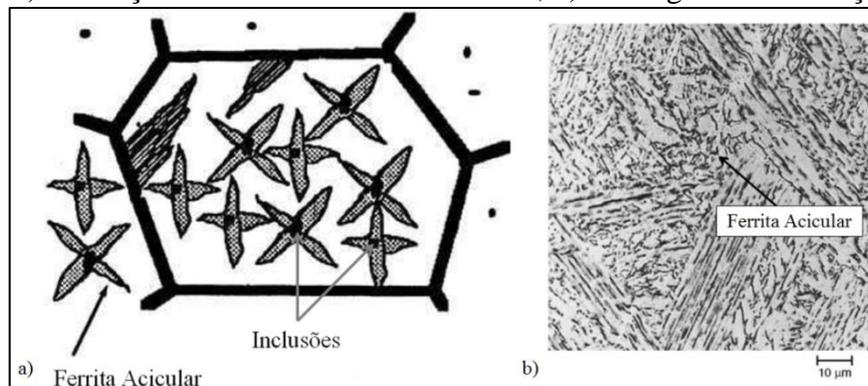
Fonte: Modenesi (2012)

b) Ferrita Acicular (FA):

Forma mais comum de ferrita nucleada no interior dos grãos austenítico. As placas de ferrita acicular nucleada intragranularmente a partir de inclusões não metálicas se irradiam para diferentes direções (Bhadeshia, 2006). Inclusões resultantes da presença de oxigênio e com compostos de titânio favorecem a formação desta ferrita (MODENESI, 2012).

A Figura 8-a mostra uma ilustração da ferrita acicular e as inclusões não metálicas que a formam e a Figura 8-b mostra a micrografia de um aço HSLA-80 com presença de ferrita acicular.

Figura 8 – a) Ilustração mostrando a ferrita acicular; b) Micrografia de um aço HSLA-80



Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2006) e Krauss (2005)

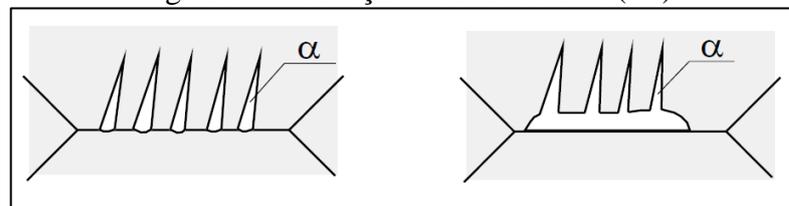
Acredita-se que a propagação de rachaduras por clivagem é defletida assim que passa pela microestrutura da ferrita acicular, que possui diversas orientações. Este fenômeno garante

propriedades mecânicas superiores, em especial a dureza, a zona fundida do material (BHADESHIA, 2006).

c) Ferrita com segunda fase alinhada FS(A):

- Ferrita de Widmanstätten FS(SP): Caracterizada por duas ou mais placas de ferrita, no caso de somente duas a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Inicia seu crescimento a partir do contorno de grão para dentro da matriz como mostrado na Figura 9 (MODENESE, 2012).

Figura 9 – Ilustração mostrando a FS(SP)



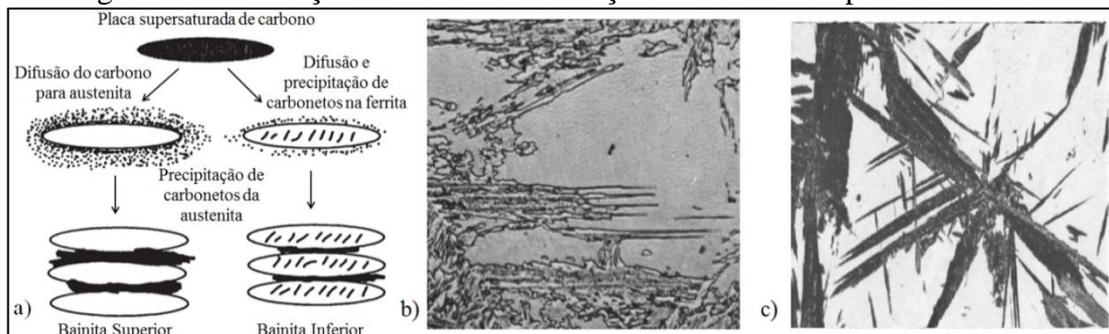
Fonte: Modenesi (2012)

- Bainita Superior FS(HB): Os dois tipos de bainita se diferenciam pela distribuição das partículas precipitadas de cementita como mostrado na Figura 10-a. A bainita superior é formada em temperaturas mais elevadas e uma maior parte do carbono sofre difusão para a austenita, pois possui maior mobilidade para esta reação devido à alta temperatura (KRAUSS, 2005).

- Bainita inferior FS(LB): a bainita inferior é formada em temperaturas inferiores e parte do carbono fica precipitada no interior da ferrita (KRAUSS, 2005).

A Figura 10-b mostra a FS(HB) e a Figura 9-c mostra FS(LB).

Figura 10 – Ilustração mostrando a formação das bainitas superior e inferior

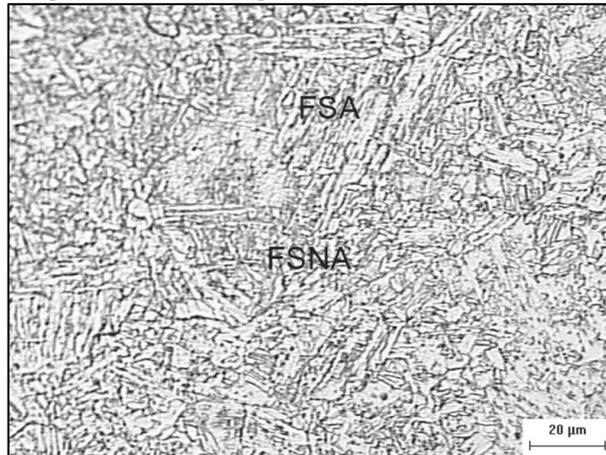


Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2006) e Krauss (2005)

d) Ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA):

É formada por ferrita envolvendo completamente microfases (carbonetos) ou grãos de ferrita acicular. Esta ferrita parece ser uma forma atípica de bainita, embora pareça resultar simplesmente de um corte particular de pacotes de bainita como mostra a Figura 11 (MODENESE, 2012).

Figura 11 – Micrografia mostrando a FS(NA)

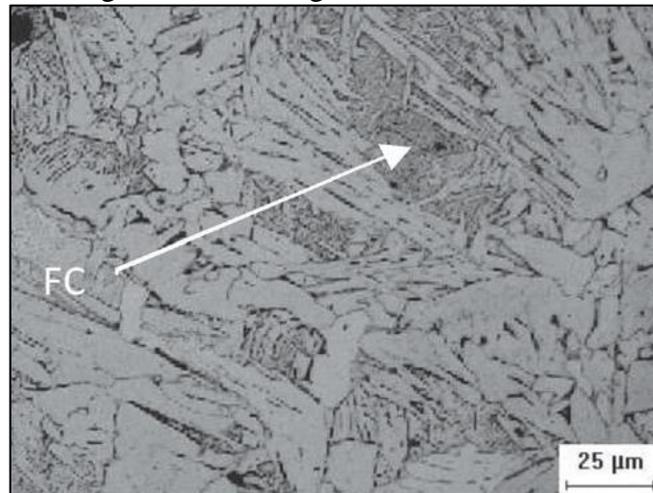


Fonte: Farneze et al. (2009)

e) Agregados ferrita-carbonetos FC:

Estruturas finas de ferrita e carboneto, se o agregado é claramente identificado como perlita deve ser designado como FC(P) como mostra a Figura 12 abaixo (WAINER et al., 1992).

Figura 12 – Micrografia mostrando o FC



Fonte: Oliveira et al. (2009)

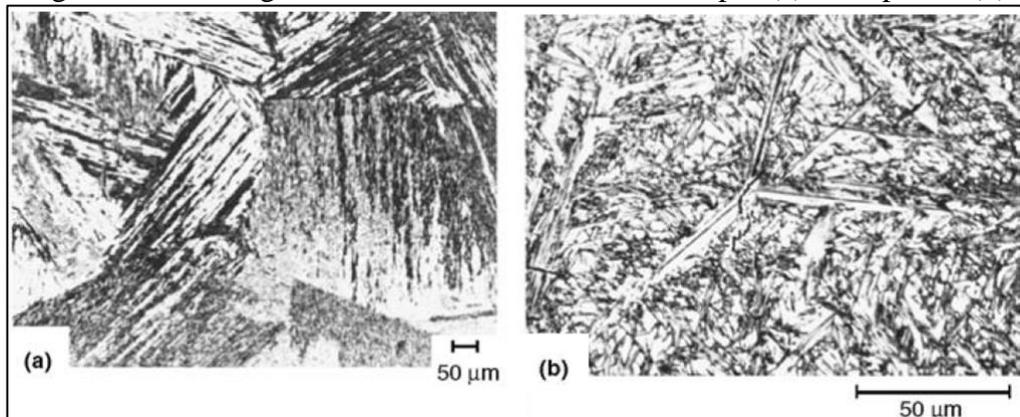
f) Martensita M:

A transformação martensítica ocorre quando a difusão do carbono não acontece devido à alta taxa de resfriamento, qualquer difusão que ocorra resultará na formação de ferrita e cementita. Pela transformação não envolver difusão, os grãos de martensita se nucleiam e crescem a uma taxa muito rápida. Este fenômeno, que acontece quase que instantaneamente, para fins práticos é considerado independente do tempo (CALLISTER, 2007).

Para teores de carbono relativamente baixos a morfologia típica é a de ripas. Para teores maiores de carbono a morfologia muda para placas e internamente a mudança de forma é acomodada por maclas (MODENESI, 2012; KRAUSS, 2005).

A Figura 13-a mostra a martensita em ripas e a Figura 13-b a martensita em placas:

Figura 13 – Micrografia mostrando a martensita em ripas (a) e em placas (b)



Fonte: Krauss (2005)

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1.1 Material analisado

O material analisado consiste em tubos de aço de alta resistência e baixa liga DOCOL 800 DP da fabricante SSAB. Na Tabela 1 encontra-se a composição química fornecida pelo fabricante e na Tabela 2 os valores das propriedades mecânicas do material.

Tabela 1 – Composição química

Aço	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Nb %
Docol 800 DP	0,13	0,20	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: SSAB (2013)

Tabela 2 – Propriedades mecânicas

Aço	Limite de escoamento Rp,02 (N/mm ²)		Resistência à tração Rm (N.mm ²)		Alongamento A80% min
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	
Docol 800 DP	500	650	800	950	10

Fonte: SSAB (2013)

3.1.2 Experimento

Os tubos de 25mm de diâmetro e 2mm de espessura em condição inicial foram cortados com 300mm de comprimento, já os tubos que posteriormente seriam soldados, foram cortados com 150mm de comprimento, seguindo a norma NBR 7433. Durante o corte utilizou-se fluido refrigerante para evitar o aquecimento do material.

O experimento foi realizado com duas energias de soldagem, uma indicada pela bibliografia do fabricante, denominados de baixa energia de soldagem. A outra, acima desse valor, denominada de alta energia de soldagem. O aporte térmico indicado para o material em questão e para espessura dos tubos é de 0,17 kJ/mm.

Todos os parâmetros utilizados, assim como, como os dados de velocidade de soldagem e energia de soldagem são mostrados na Tabela 3:

Tabela 3 – Dados do experimento

Parâmetros	Grupo 2	Grupo 3	Diferença (%)
U (V)	15	19	21,05
I (A)	95	130	26,92
r (mm)	12,5	12,5	0
t (s)	10	8	20
V (mm/min)	471,24	589,04	20
E (kJ/mm)	0,18	0,25	28

Fonte: O Autor (2013)

A baixa energia de soldagem foi fixada em 0,18 e não em 0,17 devido à regulagem da máquina de soldagem e a qualidade visual da solda.

Para facilitar a soldagem orbital dos tubos, foi confeccionado um dispositivo que permitisse somente a rotação do tubo, reduzindo a influência do soldador sobre resultado final. O dispositivo é mostrado na Figura 14:

Figura 14 – Dispositivo para soldagem



Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 15 é mostrada a montagem do corpo de prova no dispositivo:

Figura 15 – Dispositivo para soldagem



Fonte: O Autor (2013)

Para soldagem dos tubos foi utilizada uma máquina de solda Kempi ProMig 530 alimentada com material de adição AWS ER70S-6 com diâmetro de 1mm. Como gás de proteção, foi utilizada uma mistura de 15% de gás carbônico em argônio, como mostrado na Figura 16:

Figura 16 – Máquina utilizada para soldagem



Fonte: O Autor (2013)

3.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para o ensaio de tração foi utilizada a máquina eletromecânica Emic DL 20000 – 200 kN como mostrado na Figura 17. Para o ensaio dos tubos, os corpos de prova foram presos através do sistema de fixação da própria máquina.

Figura 17 – Máquina de tração Emic DL 20000 – 200 kN



Fonte: O Autor (2013)

Para evitar o escorregamento dos tubos, duas peças de aço maciço de formato cilíndrico e cônico foram confeccionadas como mostra a Figura 18:

Figura 18 – Corpo de prova e peças para evitar escorregamento

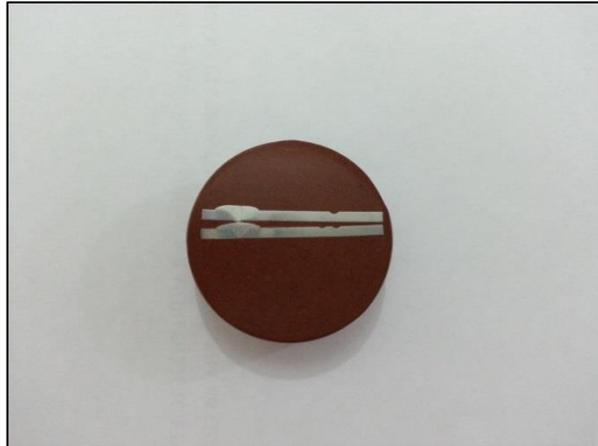


Fonte: O Autor (2013)

3.3 ENSAIO DE GRADIENTE DE DUREZA VICKERS

A mesma amostra confeccionada para os ensaios metalográficos foi utilizada para o teste de gradiente de dureza como mostra a Figura 19:

Figura 19 – Corpo de prova utilizado no teste de gradiente de dureza



Fonte: O Autor (2013)

A amostra foi lixada com lixa de granulometria 1000 mesh e polida com pasta de diamante de 4 μm e 1 μm para realização das leituras. Os perfis foram adquiridos usando-se uma carga de 1000 g durante 10 s e tiveram seu início no meio do cordão de solda até o metal base. As leituras foram obtidas através de um microdurômetro digital Shimadzu HMV-2 mostrado na Figura 20:

Figura 20 – Microdurômetro digital Shimadzu HMV-2



Fonte: O Autor (2013)

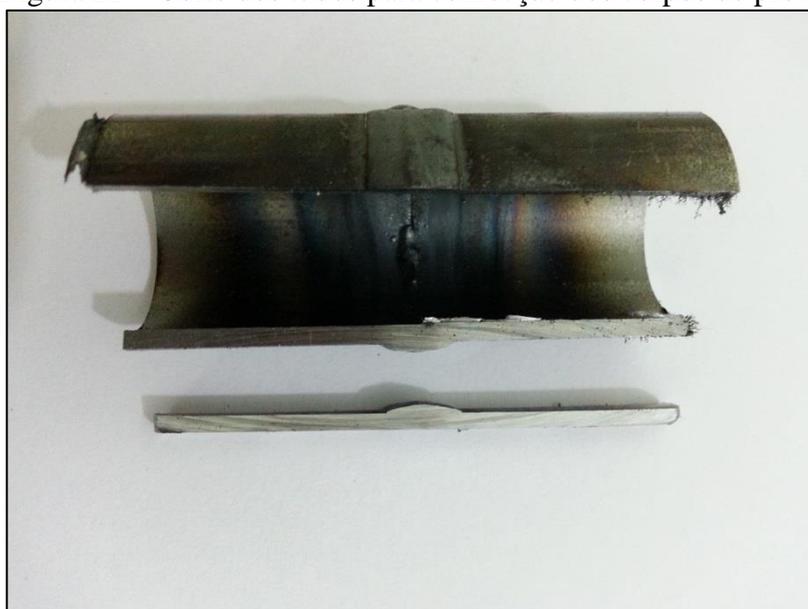
A primeira medição foi realizada do centro do cordão de solda em direção ao metal base. Devido à lacuna de informações, uma segunda leitura foi realizada. Nesta segunda leitura, o espaçamento entre os pontos foi de 0,2 mm e iniciou-se no meio do cordão de solda até o material base.

O perfil de dureza foi confeccionado para uma melhor compreensão das mudanças nas propriedades mecânicas do material, ocorridas devido ao processo de soldagem.

3.4 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para os testes de macrografia e micrografia os tubos foram cortados perpendicularmente aos cordões de solda como mostrado na Figura 21:

Figura 21 – Corte dos tubos para confecção dos corpos de prova



Fonte: O Autor (2013)

O embutimento a quente foi realizado em uma embutidora Struers LaboPress-3 a uma temperatura de 180 graus.

3.4.1 Macrografia

Para a análise da macroestrutura da união soldada, as amostras foram lixadas sequencialmente com lixas de granulometria decrescente, tais como, 120, 240, 320, 400 e 600 mesh.

Após o lixamento, as amostras foram atacadas com solução de Nital 2% com um tempo imersão de aproximadamente 6 segundos.

As imagens das amostras foram obtidas através da lupa do microscópio Zeiss Axio Observer D1M.

3.4.2 Micrografia

Após a análise da macroestrutura, a amostra foi lixada com lixas de granulometria 600 e 1000 mesh e em seguida polidas com pasta de diamante de granulometria 4 μm e 1 μm em uma politriz Struers DP-10.

Em seguida a amostra foi atacada com solução de Nital 2% com um tempo de imersão de 25 a 30 segundos.

Com as amostras prontas, as regiões de interesse foram examinadas com o auxílio de um microscópio Zeiss Axio Observer D1M mostrado na Figura 22:

Figura 22 – Microscópio Zeiss Axio Observer D1M



Fonte: O Autor (2013)

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os testes descritos neste capítulo foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LAMEC) da Universidade de Caxias do Sul e foram realizados pelos técnicos responsáveis por cada laboratório. Os testes realizados foram: Ensaio de tração, gradiente de dureza Vickers, e ensaios metalográficos como macrografias e micrografias.

4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 4 mostra os valores obtidos nos ensaio de tração para os corpos de prova na condição inicial, assim como a média aritmética de cada ensaio:

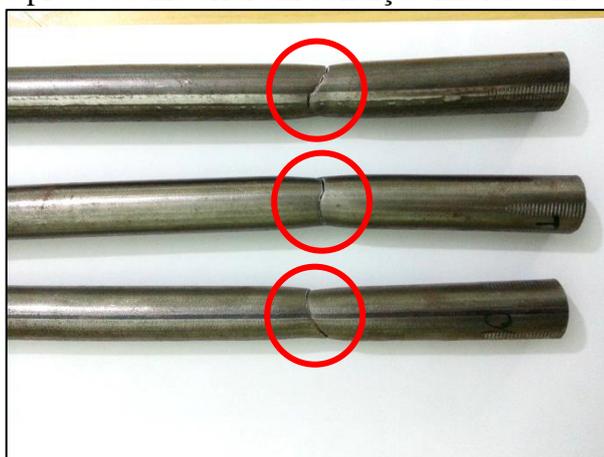
Tabela 4 – Resultados dos ensaios de tração para as amostras em condição inicial

CP	Força de Escoamento (Kgf)	Tensão de Escoamento (MPa)	Força Máxima (Kgf)	Tensão Máxima (MPa)
1	10142	688,5	12362	839,2
2	10070	683,6	12404	842
3	9337	633,8	12369	839,7
Média	9849,7	668,6	12378,3	840,3

Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 23 estão apresentados os três corpos de prova utilizados para medir a resistência mecânica via ensaio de tração do material em condição inicial:

Figura 23 – Corpos de prova do material em condição inicial com a estrição em destaque

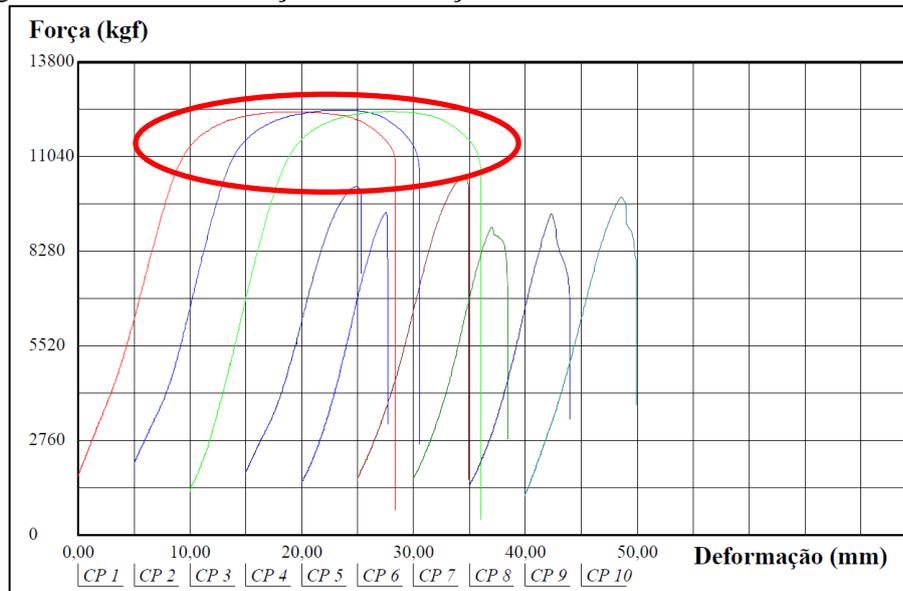


Fonte: O Autor (2013)

Como referenciado na bibliografia, devido a matriz possuir duas fases, o material possui alta resistência mecânica mantendo a ductilidade. Percebe-se, pela Figura 23, a estricção da região fraturada e um rompimento com características dúcteis, o que evidencia a boa conformabilidade do material.

A Figura 24 mostra as curvas do ensaio de tração realizado para os nove corpos de prova:

Figura 24 – Gráfico Força x Deformação; Escoamento contínuo em destaque



Fonte: O Autor (2013)

As curvas dos três primeiros corpos de prova mostram o escoamento contínuo do material, característica comum em aços de duas fases.

Na Tabela 5, encontram-se os valores do ensaio de tração para os corpos de prova soldados com baixa energia de soldagem, $E=0,18$ kJ/mm:

Tabela 5 – Resultados dos ensaios de tração para $E=0,18$ kJ/mm

CP	Força de Escoamento (Kgf)	Tensão de Escoamento (MPa)	Força Máxima (Kgf)	Tensão Máxima (MPa)
4	8600	583,8	10180	691,1
5	8409	570,8	9422	639,6
6	8965	608,6	10475	711,1
Média	8658	587,7	10025	680,6

Fonte: O Autor (2013)

Na Tabela 6, encontram-se os valores do ensaio de tração para os corpos de prova soldados com alta energia de soldagem, $E=0,25$ kJ/mm:

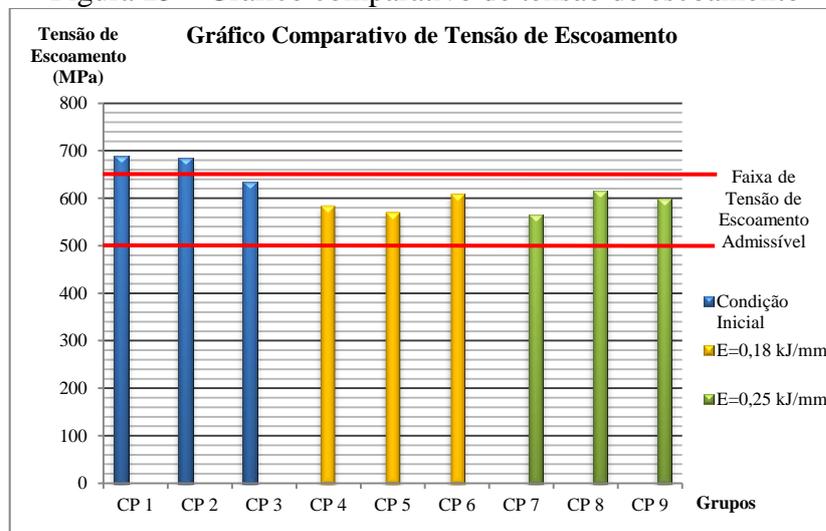
Tabela 6 – Resultados dos ensaios de tração para $E=0,25$ kJ/mm

CP	Força de Escoamento (Kgf)	Tensão de Escoamento (MPa)	Força Máxima (Kgf)	Tensão Máxima (MPa)
4	8324	565,1	8996	610,7
5	9074	616	9392	637,6
6	8822	598,9	9879	670,6
Média	8740	593,3	9422,3	639,6

Fonte: O Autor (2013)

Para melhor visualização, a Figura 25 mostra os limites de tensão de escoamento para todos os CP's divididos entre os três grupos:

Figura 25 – Gráfico comparativo de tensão de escoamento



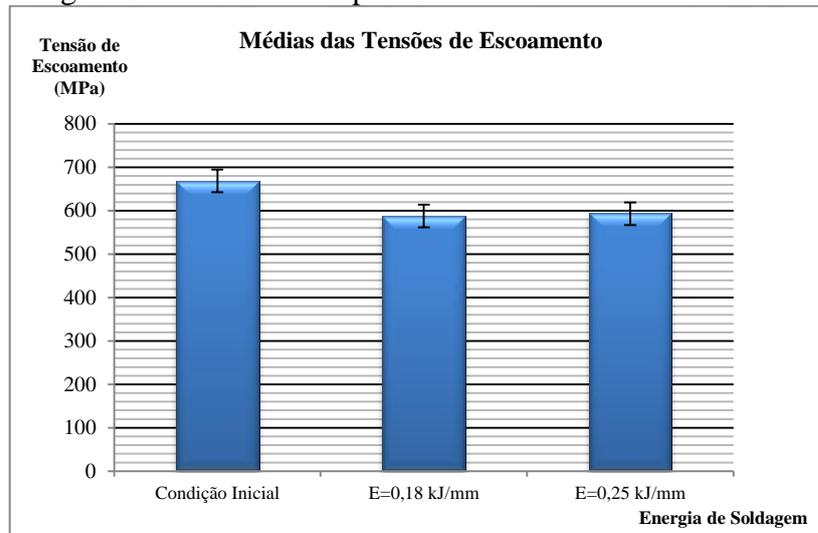
Fonte: O Autor (2013)

Através dos ensaios de tração para o material em condição inicial, constatou-se que a tensão de escoamento atingiu os valores mínimos especificados pelo fabricante de 500 Mpa.

Para o material soldado com baixa energia de soldagem, o valor mínimo de tensão de escoamento foi atingido nos três Cp's, assim como para o material soldado com alta energia de soldagem.

A Figura 26 mostra as médias para os resultados de tensão de escoamento:

Figura 26 – Gráfico comparativo das tensões de escoamento

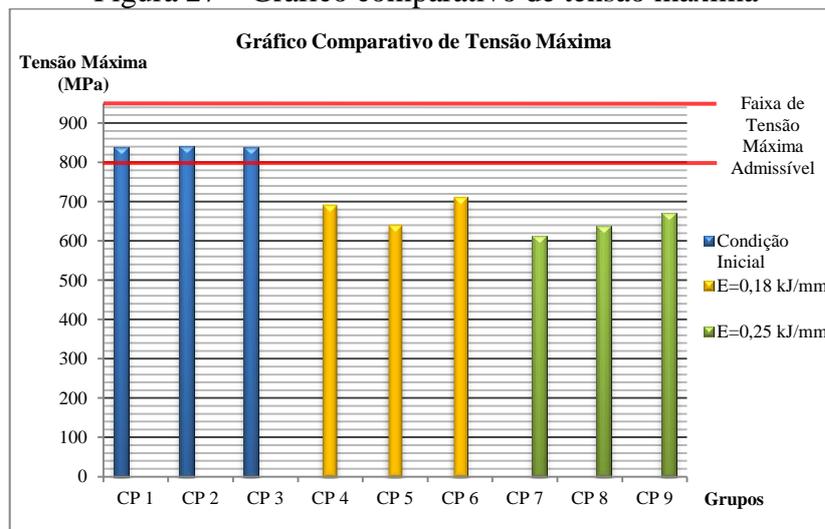


Fonte: O Autor (2013)

Nota-se na Figura 26 uma redução de 12,1% do valor médio de escoamento do E=0,18 kJ/mm para o material na condição inicial. Uma redução de 11,3% do E=0,25 kJ/mm para o material em condição inicial, o que evidêcia a perda de resistência dos materiais soldados em relação ao material na condição inicial. Entre o E=0,18 kJ/mm e o E=0,25 kJ/mm a diferença entre os valores médios foi de apenas 1%.

A Figura 27 mostra os limites de tensão máxima para todos os CP's divididos entre os três grupos:

Figura 27 – Gráfico comparativo de tensão máxima



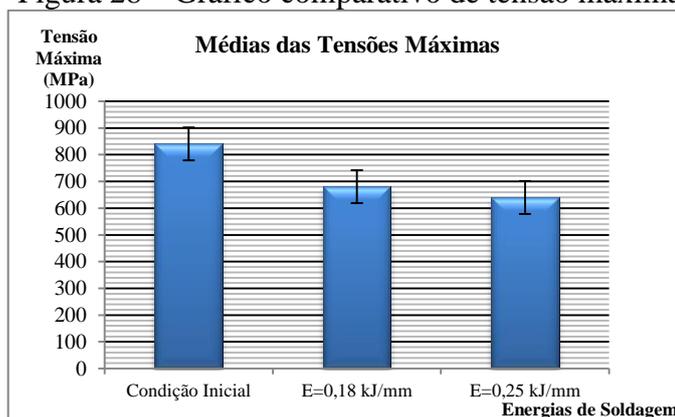
Fonte: O Autor (2013)

Através dos ensaios de tração para o material em condição inicial, constatou-se que a tensão máxima atingiu os valores mínimos especificados pelo fabricante de 800 Mpa.

Para o material soldado com baixa energia de soldagem, o valor de tensão máxima não foi atingido nos três Cp's, assim como para o material soldado com alta energia de soldagem. O mínimo estipulado pelo fabricante é de 800 MPa.

A Figura 28 mostra as médias para os resultados de tensão máxima:

Figura 28 – Gráfico comparativo de tensão máxima



Fonte: O Autor (2013)

Nota-se na Figura 28 uma redução de 19% do valor médio da tensão máxima do E=0,18 kJ/mm em relação ao material em condição inicial. Uma redução de 23,8% do E=0,25 kJ/mm em relação ao material em condição inicial. Ao contrário da tensão de escoamento, a diferença entre o grupo E=0,18 kJ/mm e E=0,25 kJ/mm foi um pouco maior, a redução foi de 6,1% entre os dois.

Os resultados obtidos através de ensaio de tração mostram a redução da resistência mecânica dos corpos de prova se utilizados parâmetros de soldagem superiores aos recomendados pelo fabricante ou bibliografia especializada.

Entre todos os corpos de prova soldados, somente o CP 5 rompeu na zona termicamente afetada como mostra a Figura 29:

Figura 29 – CP 5 soldado com E=0,18 kJ/mm com fratura na ZTA



Fonte: O Autor (2013)

Todos os outros CP's tiveram sua fratura associada à falta de penetração como mostrado na Figura 30:

Figura 30 – CP 4 soldado com $E=0,18$ kJ/mm; falta de penetração em destaque



Fonte: O Autor (2013)

A Figura 31 mostra o corpo de prova número sete do grupo soldado com alta energia de soldagem:

Figura 31 – CP 7 soldado com $E=0,25$ kJ/mm; ponto de início e fim da soldagem e falta de penetração em destaque

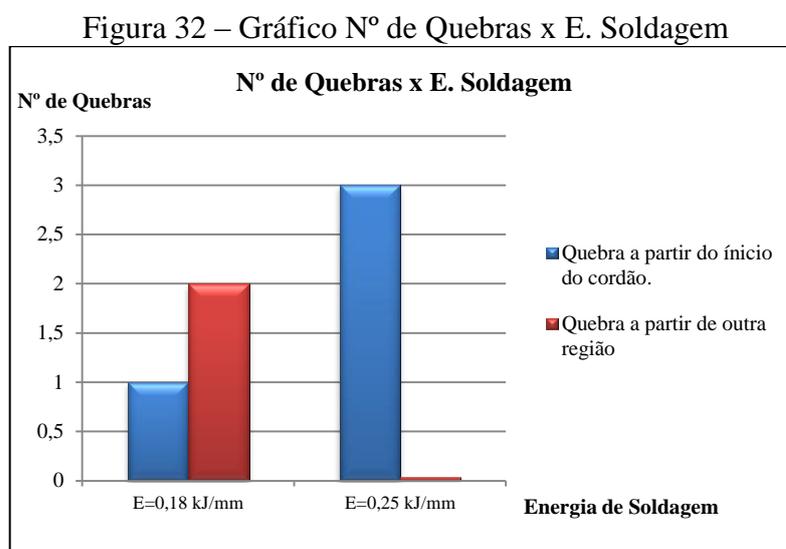


Fonte: O Autor (2013)

Estes corpos de prova, além da fratura na região de solda pela falta de penetração, compartilharam outra característica: a possível quebra a partir da ZTA como mostrou a Figura 31.

Observou-se que, associado à quebra a partir da ZTA, o ponto de partida das fraturas pode ter sua origem nos pontos de início e fim da soldagem. Este fato ocorreu para todos os CP's com exceção do CP 4 e CP 5.

A Figura 32 mostra um gráfico qualitativo com os locais das fraturas em comparação com a energia de soldagem:



Fonte: O Autor (2013)

Através da Figura 32, nota-se que o fenômeno de quebra a partir no início e fim do cordão de solda provavelmente deve-se pela maior quantidade de energia empregada nesta região. Este fenômeno deve-se pelo ciclo de aquecimento duplo que o material é submetido devido à solda orbital.

Os testes de tração e as medições efetuadas nos corpos de prova mostraram que a fratura tende a acontecer na ZTA e, mais especificamente, no ponto de início e fim do cordão de solda. Esta tendência é diretamente influenciada pela energia de soldagem como foi mostrado na Figura 32.

4.2 ENSAIO DE MICRODUREZA

Os ensaios de dureza foram separados em duas etapas. O primeiro foi realizado com um intervalo de medições de 0,5 mm e 1 mm. Para uma melhor compreensão dos fenômenos,

a segunda medição foi realizada com uma distância entre leituras de 0,2 mm. A Tabela 7 mostra os resultados do primeiro teste:

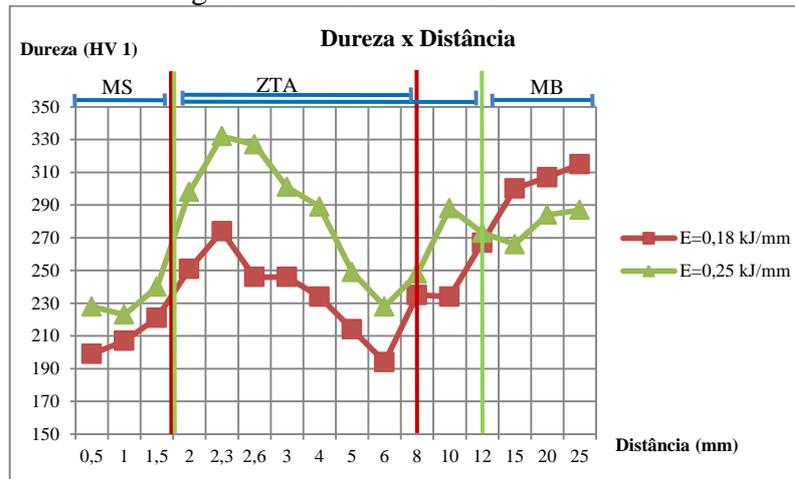
Tabela 7 – Resultados dos ensaios de dureza Vickers

E=0,18 kJ/mm		E=0,25 kJ/mm		
Região	Dureza (HV 1) –	Distância (mm)	Dureza (HV 1) – Amostra 2	Região
Metal de Solda	199	0,5	228	Metal de Solda
	207	1,0	223	
	221	1,5	240	
ZTA	251	2,0	298	ZTA
	274	2,3	332	
	246	2,6	327	
	246	3,0	301	
	234	4,0	289	
	214	5,0	249	
	194	6,0	228	
	235	8,0	248	
	234	10,0	288	
Metal Base	267	12,0	273	Metal Base
	300	15,0	266	
	307	20,0	284	
	315	25,0	287	

Fonte: O Autor (2013)

A Figura 33 mostra o perfil de dureza obtido no primeiro ensaio, assim como o tamanho das regiões da formadas após a soldagem (metal solda, ZTA e metal base):

Figura 33 – Gráfico dureza x distância



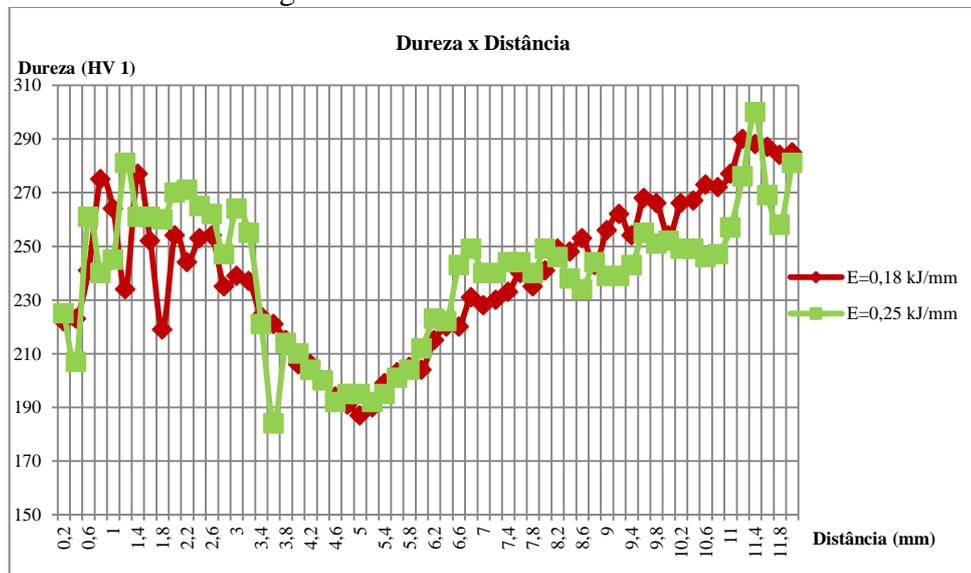
Fonte: O Autor (2013)

Pela Figura 33, observa-se o aumento da dureza a partir do 1,5mm de distância, início da ZTA. A dureza sobe até um pico máximo para as duas de energias de soldagem em uma distância igual a 2,3mm. Já a partir dos 2,6 mm, a dureza cai para as duas energias de soldagem em uma distância igual a 6 mm. Após esta distância, a dureza sobe atingindo os valores correspondentes ao metal base.

Com o primeiro teste de dureza Vickers foi constatado uma pequena diferença no tamanho da zona termicamente afetada das duas energias o que não permitiu conclusões precisas.

Devido ao grande número de pontos do segundo teste a tabela pode ser encontrada no Anexo A. A seguir segue a Figura 34 com os resultados do segundo teste:

Figura 34 – Gráfico dureza x distância



Fonte: O Autor (2013)

Pela Figura 34 não é possível observar o comportamento inicial do material, porém fica claro o decréscimo da dureza a partir dos 2,4 mm até os 5 mm, distância que as duas amostras tem o início do aumento da dureza. Após esta distância, a dureza sobe atingidos os valores correspondentes ao metal base.

Devido ao decréscimo da dureza em uma mesma região para os dois ensaios de dureza, foram medidas as distâncias entre o centro dos cordões de solda e a região da ZTA que ocorreu a fratura. Esta medição esta melhor explicada na Figura 35:

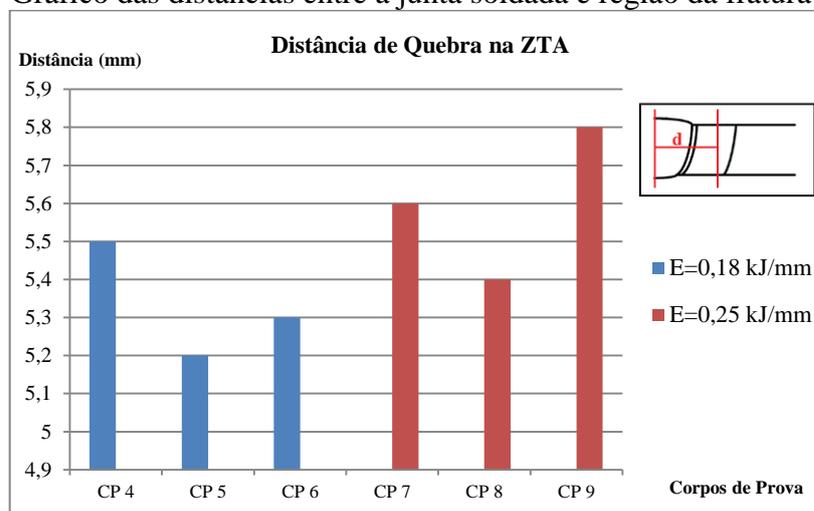
Figura 35 – Medição da junta soldada até a região da fratura



Fonte: O Autor (2013)

Os resultados obtidos com estas medições estão mostrados na Figura 36:

Figura 36 – Gráfico das distâncias entre a junta soldada e região da fratura para cada CP



Fonte: O Autor (2013)

Mostra-se pela Figura 36, que as distâncias do centro do cordão de solda até a zona de rompimento na ZTA variaram dos 5,2 mm até os 5,8 mm. Com as Figuras 34 e 36 é possível notar que a região de quebra dos corpos de prova e a região de menor dureza são as mesmas. A queda da dureza nestas regiões favoreceu a quebra do material e, por consequência, os baixos resultados de tensão de escoamento e tensão máxima.

4.3 MACROGRAFIA

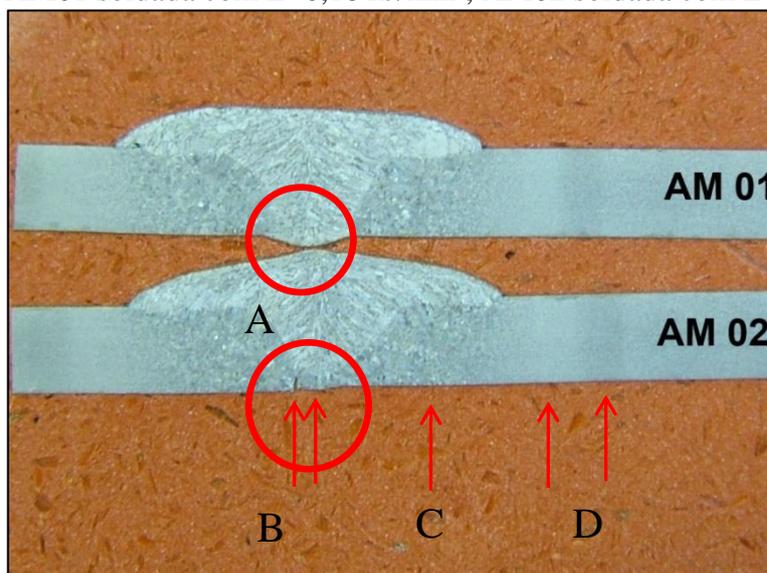
A Figura 37 mostra a penetração total ocorrida na amostra com baixa energia de soldagem e a falta de penetração na amostra soldada com alta energia, detalhe A. A falta de penetração pode ser em decorrência da maior velocidade de soldagem utilizada nos corpos de prova soldados com alta energia. Este parâmetro foi elevado devido à qualidade da solda e ao colapso dos tubos em decorrência da grande energia utilizada.

Constatou-se também o desalinhamento do cordão de solda em relação à junta formada pelos tubos, detalhe B. Isso possivelmente ocorreu devido à colocação incorreta dos tubos no dispositivo ou a movimentação durante o processo de rotação dos mesmos.

Na Figura 37 percebe-se, também, o provável crescimento de grão próximo ao metal de solda, assim como, seu refinamento à medida que a distância aumenta, detalhe C. Uma região mais clara e, em seguida, uma região escura são notadas nesta macrografia, detalhe D.

A Figura 37 mostra a macrografia feita para as duas amostras, sendo AM01 a amostra soldada com $E=0,18$ kJ/mm e a AM02 a amostra soldada com $E=0,25$ kJ/mm:

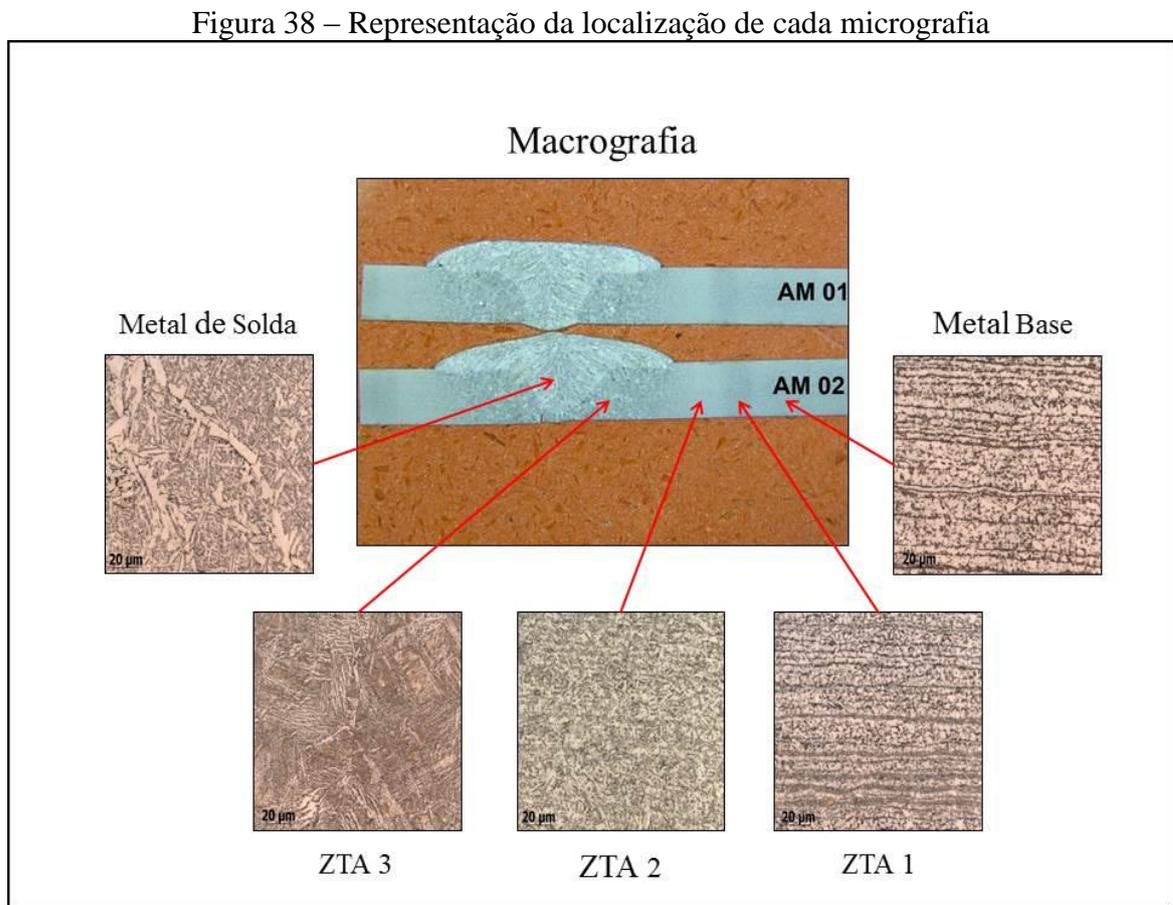
Figura 37 – AM01 soldada com $E=0,18$ kJ/mm ; AM02 soldada com $E=0,25$ kJ/mm



Fonte: O Autor (2013)

4.4 MICROGRAFIA

Com os testes de micrografia observou-se uma mudança na estrutura no material base devido ao ciclo de aquecimento do mesmo. As Figuras 39, 40, 41, 42 e 43 mostram a evolução da microestrutura a partir do metal base até o metal de solda. A Figura 38 mostra as micrografias de cada região e sua respectiva localização na macrografia da Amostra 02 soldada com $E=0,28$ kJ/mm:

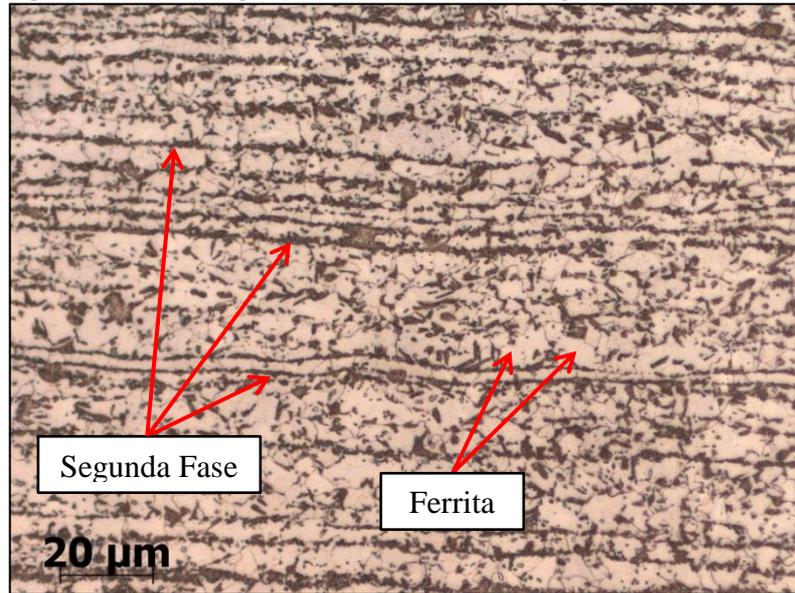


Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 39, nota-se claramente a segunda fase alinhada horizontalmente que, segundo o fabricante, é constituída por martensita. A região mais clara é possivelmente composta por ferrita. O alinhamento horizontal da segunda fase deve-se ao processo de laminação pelo qual material foi submetido.

A Figura 39 mostra a micrografia do metal base da amostra soldado com $E=0,28$ kJ/mm com aumento de 500X:

Figura 39 – Micrografia do metal base do aço DOCOL 800 DP

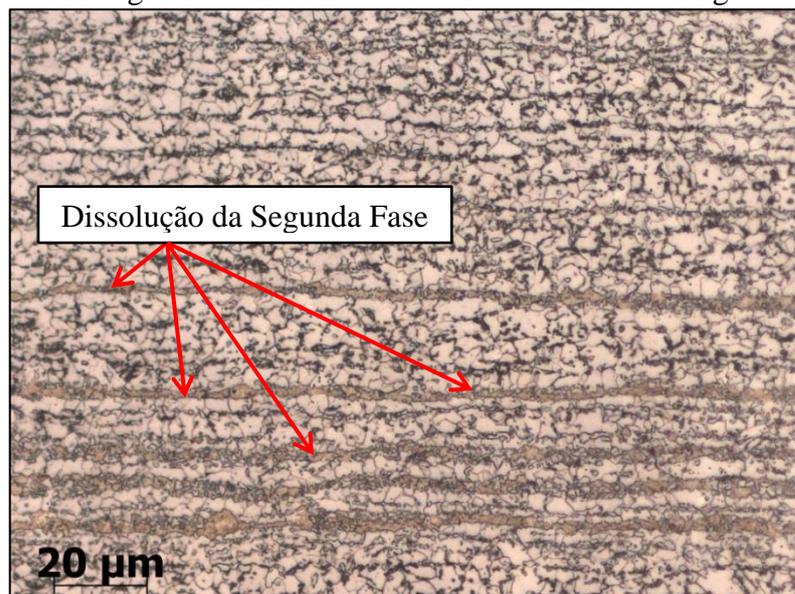


Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 40, ZTA 1, percebe-se a dissolução da segunda fase, representada pelo aumento da largura das linhas horizontais da imagem. Nesta região inicia-se o alívio de tensões devido ao ciclo de aquecimento que o material foi submetido. Observou-se também a redução da matriz ferrítica devido ao aquecimento do material.

A Figura 40 mostra a micrografia da região mais afastada da ZTA em relação ao cordão de solda, sendo esta imagem a amostra soldada com $E=0,25$ kJ/mm e com aumento de 500X:

Figura 40 – Micrografia da ZTA 1 do CP soldado com alta energia de soldagem



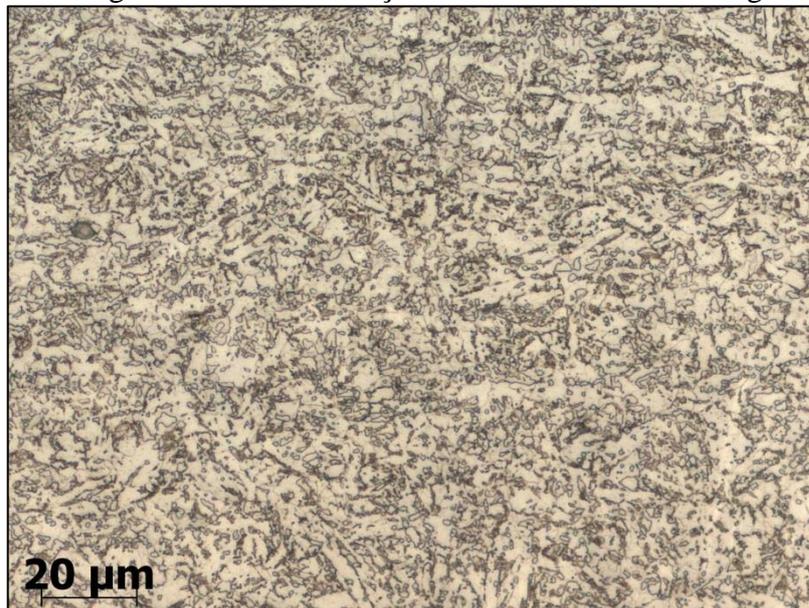
Fonte: O Autor (2013)

Através da Figura 41, ZTA 2, percebe-se a total dissolução da segunda fase do material e uma redução ainda maior da matriz ferrítica. A presença de possíveis agregados de ferrita-carbonetos também pode ser citada.

Esta região da ZTA é responsável por apresentar os menores valores de dureza e os locais de fratura dos testes de tração. A micrografia desta região mostra um alívio de tensões devido a total dissolução da fase dura do material, explicando a queda de dureza, a fratura dos corpos de prova e a redução das propriedades mecânicas do material.

A Figura 41 mostra a região intermediária da ZTA, sendo esta imagem da amostra submetida a $E=0,28$ kJ/mm e com aumento de 500X:

Figura 41 – Micrografia da ZTA 2 do aço CP soldado com alta energia de soldagem

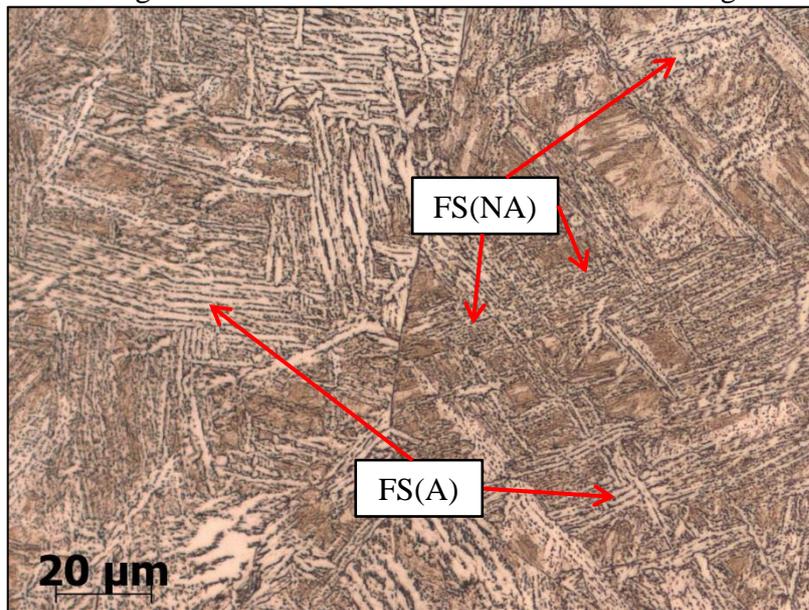


Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 42, ZTA 3, nota-se a presença de ferrita com segunda fase alinhada, FS(A), e ferrita com segunda fase não alinhada, FS(NA), como mostrado na imagem. Esta segunda fase provavelmente seja composta por martensita ou agregados ferrita-carbonetos.

A Figura 42 mostra a micrografia da ZTA 3. A imagem é referente a amostra soldada com $E=0,28$ kJ/mm e com aumento de 500X:

Figura 42 – Micrografia da ZTA 3 do CP soldado com alta energia de soldagem

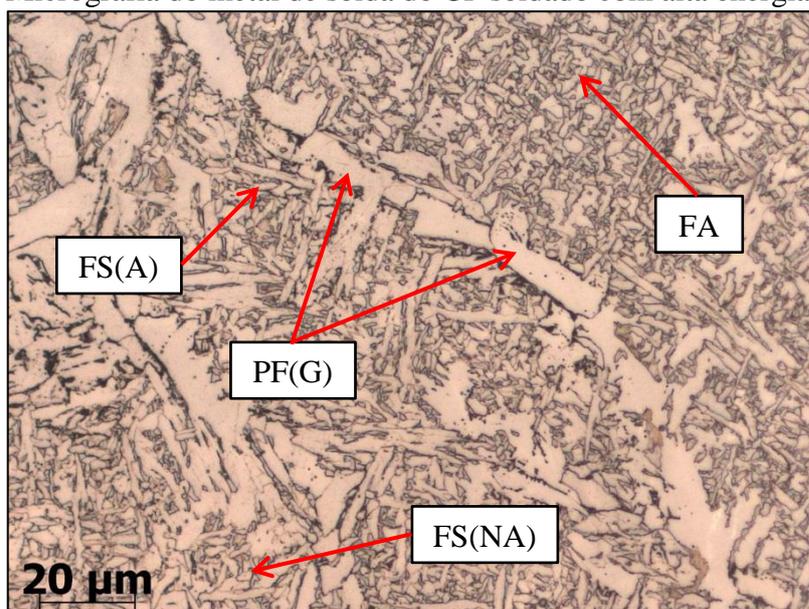


Fonte: O Autor (2013)

Na Figura 43 é mostrado o metal de solda, nota-se ferrita de contorno de grão, PF(G), ferrita acicular, FA, ferrita com segunda fase não alinhada, FS(NA) e ferrita com segunda fase alinhada, FS(A). Todas estruturas comumente encontradas no metal de solda de aços de alta resistência e baixa liga.

A Figura 43 mostra a micrografia do metal de solda, a imagem é da amostra soldada com $E=0,28$ kJ/mm com aumento de 500X:

Figura 43 – Micrografia do metal de solda do CP soldado com alta energia de soldagem



Fonte: O Autor (2013)

Na comparação das duas energias de soldagem foram encontradas poucas diferenças entre os dois grupos, sendo o tamanho de grão uma delas como mostra a Figura 44.

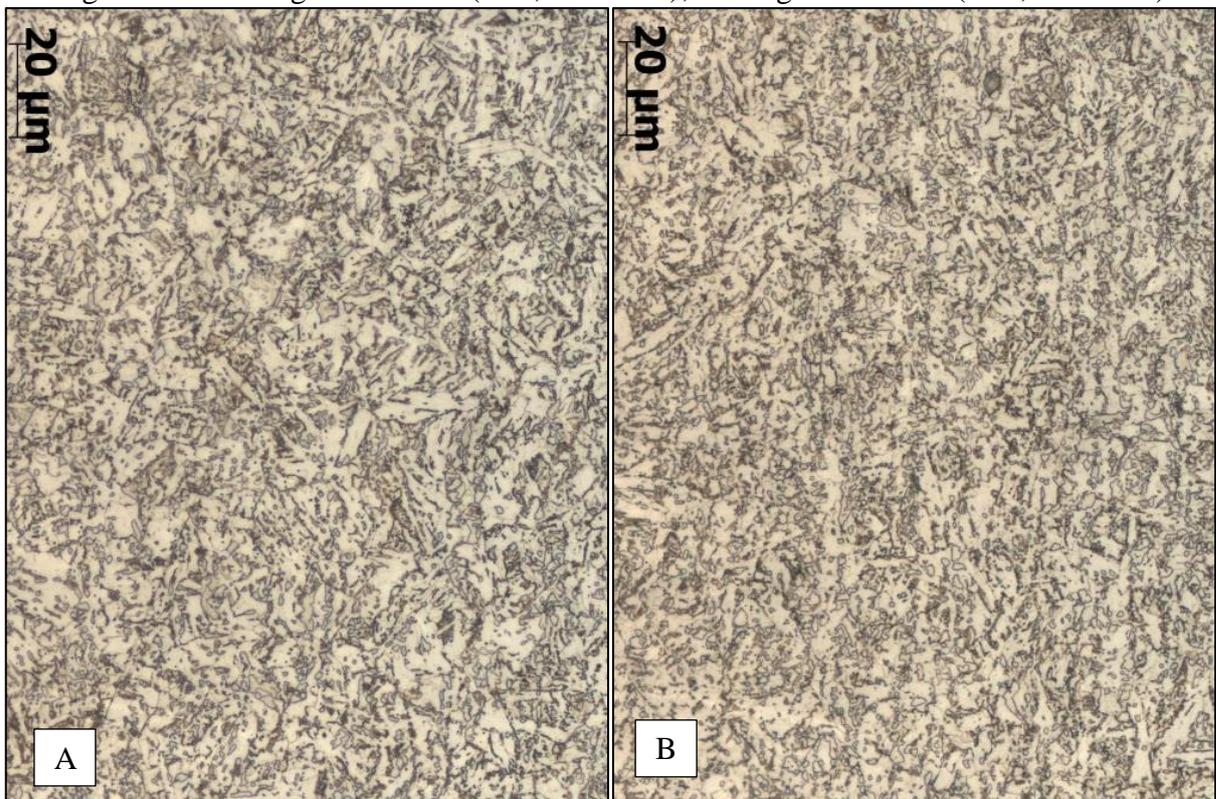
Na Figura 44a e 44b é mostrada a região da ZTA 2, percebe-se o tamanho de grão reduzido na micrografia da amostra soldada com maior energia de soldagem, Figura 44b, em relação a soldada com menor energia de soldagem, Figura 44a. Este fenômeno ajuda a explicar a menor resistência mecânica do material soldado com $E=0,25$ kJ/mm nos testes de tração devido a fragilização do material.

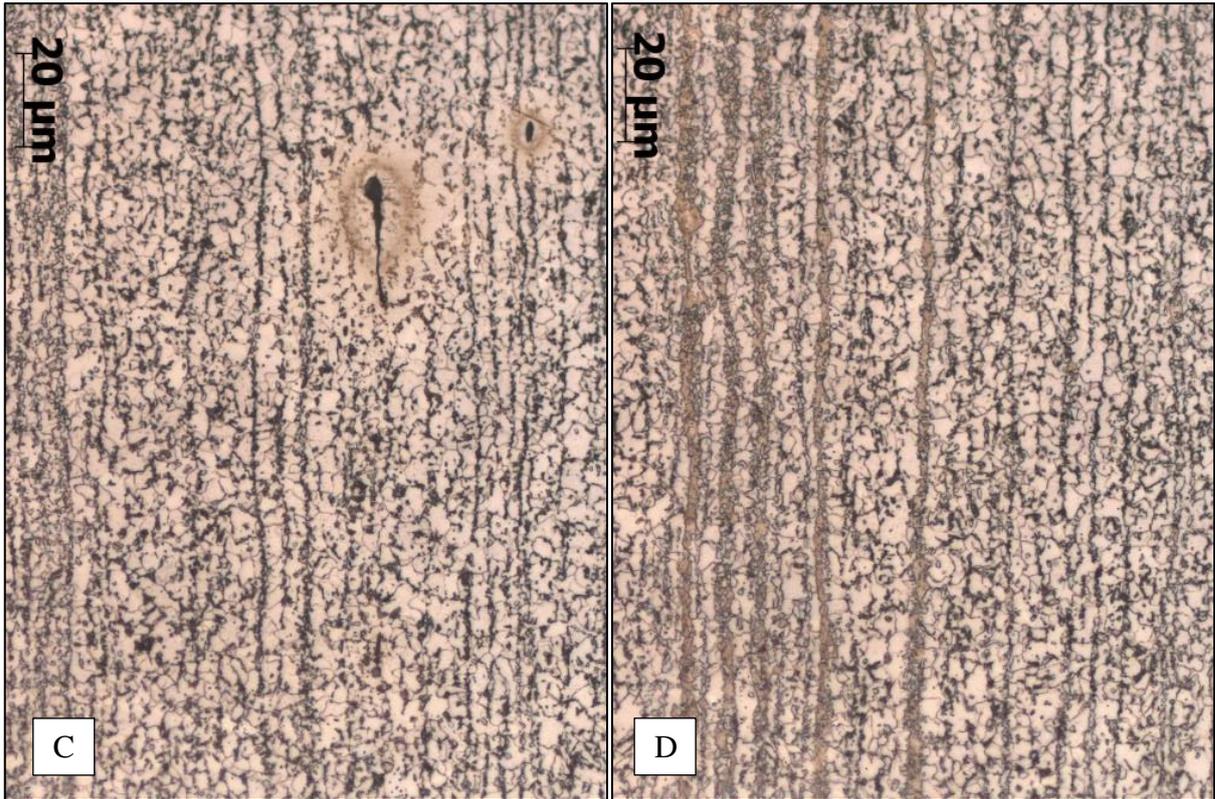
As Figura 44c e 44d, mostram a comparação das duas energias de soldagem com as micrografias da região da ZTA 1:

Na Figura 44c e 44d, nota-se um menor tamanho de grão na micrografia da Figura 44d, amostra com maior energia de soldagem, como visto anteriormente.

Nota-se a maior dissolução da segunda fase na micrografia da Figura 44d, alta energia, em relação a da Figura 44c, baixa energia. Estes dois fenômenos reafirmam a menor resistência mecânica da amostra soldada com $E=0,25$ kJ/mm.

Figura 44 – Micrografias A e C ($E=0,18$ kJ/mm); Micrografias B e D ($E=0,25$ kJ/mm)





Fonte: O Autor (2013)

4.5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os aços de alta resistência mecânica e baixa liga tem sua utilização em grande escala na indústria automotiva mundial e já provaram ser de grande valor na redução de peso, aumento de autonomia e segurança.

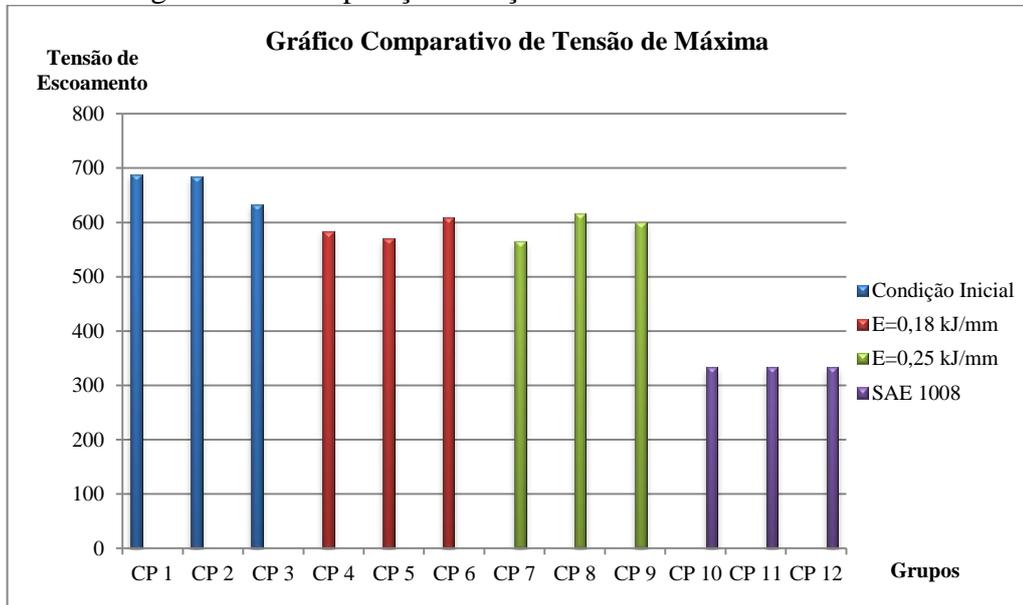
Com os testes realizados neste trabalho, verificou-se a fragilização da ZTA devido ao aporte térmico gerado durante o processo de soldagem manual e a diminuição da resistência mecânica do aço. É válido ressaltar a falta de penetração ocorrida em todos os corpos de prova e, mesmo assim, o sucesso em atingir o limite de escoamento mínimo exigido. Assim sendo, o aço DOCOL 800 DP mostrou grande capacidade para ser utilizado no Projeto Baja SAE Brasil.

Infelizmente, devido à falta de penetração total, não foi possível avaliar se a falha em alcançar os valores de tensão máxima foi devido ao processo e material utilizados ou somente devido à falta de penetração. A grande capacidade de utilização não pode se transformar em uma afirmação conclusiva quanto a utilização do material no projeto Baja SAE Brasil.

Para enfatizar a qualidade superior do aço testado neste trabalho, as Figura 45 e 46 mostram os resultados dos ensaios de tração realizados pelo engenheiro Flávio Roberto

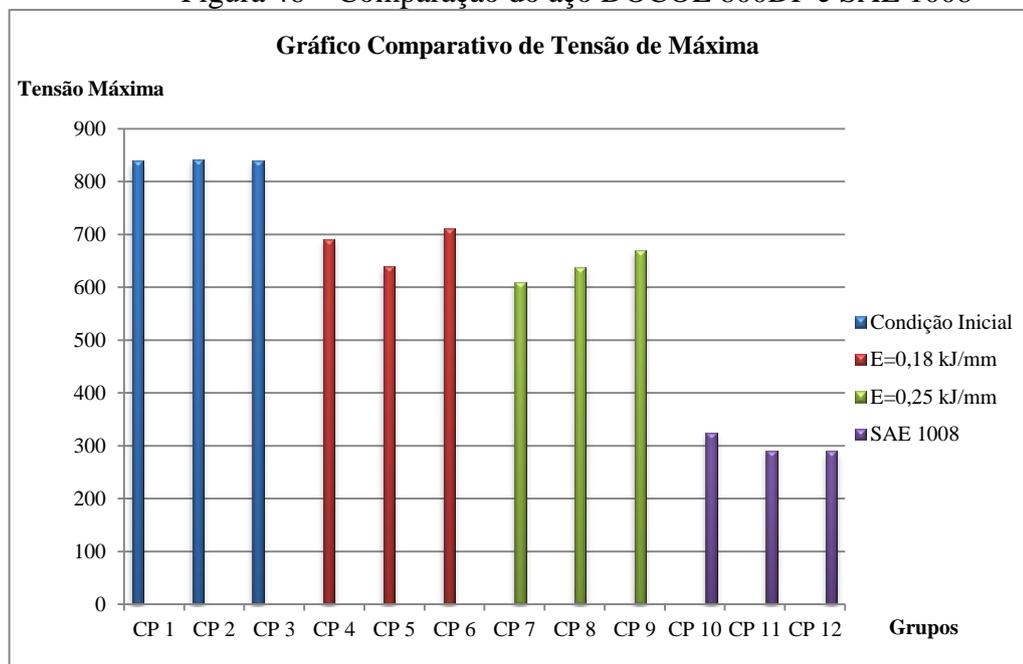
Adami em seu trabalho de conclusão de curso. O aço testado foi um SAE 1008 que é permitido pelo regulamento atual do Baja SAE Brasil.

Figura 45 – Comparação do aço DOCOL 800DP e SAE 1008



Fonte: O Autor (2013)

Figura 46 – Comparação do aço DOCOL 800DP e SAE 1008



Fonte: O Autor (2013)

Os resultados mostram os resultados inferiores obtidos no ensaio do aço permitido pelo regulamento do Baja SAE, outro motivo para a inclusão dos aços de alta resistência baixa liga na competição.

CONCLUSÕES

Analisando os resultados obtidos, pode-se concluir:

- O ensaio de tração mostrou que a energia de soldagem tem influência negativa nas propriedades mecânicas do material, reduzindo a tensão de escoamento e a tensão máxima.

- A alta energia de soldagem causou maior redução nas propriedades mecânicas se comparada com a baixa energia de soldagem, resultando na redução do limite de escoamento e tensão máxima.

- O ensaio de dureza Vickers mostrou uma redução acentuada de dureza na região intermediária da ZTA causado perda de resistência mecânica.

- Com a medição da distância do centro do cordão de solda até a região de fratura, observou-se que esta região, pertencente a ZTA, possui os menores valores de dureza. Esta redução deve-se ao alívio de tensões que esta região sofreu.

- O ensaio micrográfico mostrou a maior dissolução da segunda fase quando utilizada a maior energia de soldagem. Este fenômeno foi um dos responsáveis pela fragilização do material e consequente redução das propriedades mecânicas.

- Os testes de soldabilidade mostraram a influência negativa do processo de soldagem, quando aplicado à classe de materiais testados, devido à fragilização da ZTA e dificuldades no processo de solda manual. Porém, mesmo com falta de penetração e utilizando um processo de solda manual, o limite de escoamento foi atingido, deixando indícios que, garantindo a penetração total do metal de solda, o material pode ser utilizado no Projeto Baja SAE.

- Devido ao processo de solda manual utilizado, a repetibilidade do experimento foi prejudicada. Mesmo assim, pode-se notar a influência negativa da energia de soldagem devido à redução da resistência mecânica e redução da dureza na ZTA. A diminuição do tamanho de grão, causando fragilização da região, e a dissolução acentuada da segunda fase também são indícios desta influência negativa.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Abaixo sugestões para trabalhos futuros:

- Utilização de um material de adição com menor bitola, como por exemplo, 0,6 mm. Como a diferença entre a espessura da parede dos tubos e a bitola do material de adição foi pequena, a penetração e a soldagem com uma maior energia podem ter sido prejudicadas durante o processo.

- O processo manual utilizado não permitiu uma grande repetibilidade do processo, pois a velocidade de soldagem ficou dependente do fator humano. Visto isso, sugere-se a utilização da soldagem robótica para testes mais precisos e consistentes.

REFERÊNCIAS

- BARBOSA, G. M. **Processamento de Aço Ferrita-Bainita de Alta Resistência no Laminador de Tiras a Quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO**. 2008. 80 f. Dissertação (Mestrado em Eng. de Materiais) – UFMG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e Minas, Belo Horizonte, 2008.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steel: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Elsevier, 2006.
- CALLISTER, Jr.; William, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.
- FARNEZE, H. N.; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. de S. Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore. **Revista Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 14, n. 2, p. 151-160, Abr/Jun. 2009.
- GORNI, A. A. Caracterização topológica da microestrutura dos aços bifásicos. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 48, n. 1, p. 40-44, Mar. 1995.
- GORNI, A. A.; MEI, P. R. Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 56, n. 4, p. 287-293, Dez. 2003.
- GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D da.; REIS, J. S. de S. Metalurgia dos aços microligados usados em tubos soldados de grande diâmetro. **Revista Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, p. 50-63, Mar. 2010.
- HORNBOGEN, E. Overview no. 37: On the microstructure of alloys. **Revista Acta Metallurgica**, Oxford, v. 32, n. 5, p. 615-627, Maio. 1984.
- JEONG, W. C. Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold-Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Kyongbuk, v. 29A, Fev. 1998.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New Jersey: Editora John Wiley & Sons, 2003.
- KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 1. ed. Ohio: ASM International, 2005.
- KUMAR, A.; Singh, S. B.; Ray, K. K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. **Revista Materials Science & Engineering A**, Jamshedpur, p. 270-282, Maio. 2007.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. 1. ed. Porto Alegre, 1996.

MARCONI, C.; RAMINI, N. M.; CASTILLO, M. J.; ALZARI, S.; BOCCANERA, L. Estudo da soldagem de aços ARBL usados na fabricação de caminhões e máquinas agrícolas. **Revista Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, p. 64-79, Maio. 2013.

MARQUES, I. G.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MARRA, K. M. Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores. **2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado**. Santos, Jul. 2008.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Departamento de Engenharia Metalúrgica – UFMG, Belo Horizonte, Jan. 2012. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>. Acesso em: 16 abr. 2013.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Departamento de Engenharia Metalúrgica – UFMG, Belo Horizonte, Abr. 2012. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metferritic1.pdf>>. Acesso em: 2 maio. 2013.

NETO, B. D. **Comparação da influência dos parâmetros industriais na microestrutura de dois aços dual-phase**. 2009. 70 f. Monografia (Graduação em Eng. de Materiais) – UFRGS, Porto Alegre, 2009.

OLIVEIRA, G. L. G.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P. Avaliação das tensões residuais em tubos de pequeno diâmetro soldados pelo processo TIG orbital. **Revista Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 14, n. 2, p. 114-121, Abr/Jun. 2009.

PORSCHE Engineering. **Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts**. Porsche, Out. 2001.

SAE. Bases de dados. Disponível em: <http://www.saebrasil.org.br/eventos/programas_estudantis/baja2012/Default.aspx>. Acesso em: 22 de ago. 2013

SAE. **Surface vehicle recommended practice**. Warrendale: SAE J2340, out. 1999.

UCS. Bases de dados. Disponível em: <<http://www.ucs.br>>. Acesso em: 22 de ago. 2013.

ULSAB. **Ultra Light Steel Auto Body consortium**. Final Report, v. 1.0.2, Phase 2. Mar. 1998. Disponível em : <www.autosteel.org>.

WAINER, E.; BRANDI, Sérgio D.; MELLO, F. D. H. de. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: E. Blücher, 1992.

WEISMAN, C.; KEARNS, E. H. **Welding handbook**. 7. ed. Miami: AWS, 1976-1980. 5 v.

ANEXO A – GRADIENTE DE DUREZA

	Relatório de Ensaio						
	LAMET FG 203 rev 00		UCS				
Laboratório de Ensaios Mecânicos de Caxias do		LAMET					
Telefone/Fax: (54) 3218.2168							
Centro:	Curso de Engenharia Mecânica		Nº 256647				
Professor:	Victor Hugo						
Aluno:	Otavio Cao						
Natureza do trabalho:			Data do ensaio:	3/9/13			
ENSAIO DE GRADIENTE DE DUREZA VICKER			Temperatura:	21 °C			
Identificação do Cliente:			FI: 1/1				
02 amostras de tubos soldados, identificadas por Am 01 e Am 02.							
Procedimento							
- A amostra foi montada na posição horizontal com superfície perpendicular ao penetrador, procedendo-se o ensaio segundo procedimento interno LAMET PE 001 Rev. 01, em atendimento a norma NBR NM ISO							
Equipamento utilizado:							
Micro Durômetro marca Shimadzu, modelo HMV2							
Rastreabilidade com padrões EURO Products Limited, certificados nº: 80139 e 80140 e 80170.							
RESULTADOS:							
AM 01				AM 02			
Distância (mm)	Dureza (HV 1)	Distância (mm)	Dureza (HV 1)	Distância (mm)	Dureza (HV 1)	Distância (mm)	Dureza (HV 1)
0,2	222	6,2	215	0,2	225	6,2	223
0,4	223	6,4	220	0,4	207	6,4	222
0,6	241	6,6	220	0,6	261	6,6	243
0,8	275	6,8	231	0,8	240	6,8	249
1,0	264	7,0	228	1,0	245	7,0	240
1,2	234	7,2	230	1,2	281	7,2	240
1,4	277	7,4	233	1,4	261	7,4	244
1,6	252	7,6	240	1,6	261	7,6	244
1,8	219	7,8	235	1,8	260	7,8	240
2,0	254	8,0	241	2,0	270	8,0	249
2,2	244	8,2	249	2,2	271	8,2	246
2,4	253	8,4	248	2,4	265	8,4	238
2,6	254	8,6	253	2,6	262	8,6	234
2,8	235	8,8	243	2,8	247	8,8	244
3,0	239	9,0	256	3,0	264	9,0	239
3,2	237	9,2	262	3,2	255	9,2	239
3,4	224	9,4	254	3,4	221	9,4	243
3,6	221	9,6	268	3,6	184	9,6	255
3,8	215	9,8	266	3,8	214	9,8	251
4,0	206	10,0	254	4,0	210	10,0	252
4,2	206	10,2	266	4,2	204	10,2	249
4,4	200	10,4	267	4,4	200	10,4	249
4,6	194	10,6	273	4,6	192	10,6	246
4,8	191	10,8	272	4,8	195	10,8	247
5,0	187	11,0	277	5,0	195	11,0	257
5,2	190	11,2	290	5,2	192	11,2	276
5,4	199	11,4	288	5,4	195	11,4	300
5,6	203	11,6	287	5,6	201	11,6	269
5,8	205	11,8	284	5,8	204	11,8	258
6,0	204	12,0	285	6,0	212	12,0	281
correspondem a região do metal de							
adição							
Serviços Tecnológicos - Universidade de Caxias do Sul - Rua Francisco Getúlio Vargas, 1130 - CEP: 95070-560 - Caxias do Sul-RS - Blo							
Telefone / PABX : (54) 3218.2100 - www.ucs.br/site/servicos-tecnologicos/lamet							