

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS

PROCOPIO JOSÉ MAÇANEIRO NETO

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM LASER
CO₂ NA MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS
E CONFORMABILIDADE DE AÇOS “DUAL PHASE”**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr. Eng.

FLORIANÓPOLIS
2016

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

NETO, PROCOPIO JOSÉ MAÇANEIRO

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM LASER CO2 NA
MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E CONFORMABILIDADE
DE AÇOS "DUAL PHASE" / PROCOPIO JOSÉ MAÇANEIRO NETO ;
orientador, Carlos Enrique Niño Bohórquez - Florianópolis,
SC, 2016.

95 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, . Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Aços dual
phase. 3. DP600. 4. DP780. 5. solda laser CO2. I.
Bohórquez, Carlos Enrique Niño. II. Universidade Federal de
Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais. III. Título.

PROCOPIO JOSÉ MAÇANEIRO NETO

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM LASER
CO₂ NA MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS
E CONFORMABILIDADE DE AÇOS “DUAL PHASE”**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia, Especialidade Ciência e Engenharia de Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Florianópolis, novembro de 2016

Prof. Dr. Guilherme Mariz de Oliveira Barra
Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Eng. Carlos Enrique Niño Bohórquez
Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Eng. Regis Henriques Gonçalves e Silva
Universidade do Estado de Santa Catarina

Dr. Eng. Raul Gohr Júnior

A Deus, pois nenhum obstáculo é grande demais
quando confiamos Nele.
À minha esposa, pela paciência,
incentivo e compreensão.
À minha família, que sempre acreditou em mim.
Aos meus amigos.

AGRADECIMENTOS

À ArcelorMittal, pela oportunidade e pelo apoio financeiro.

Ao Professor Carlos Enrique Niño Bohórquez, pela orientação e apoio na condução deste trabalho.

Ao Fabiano José Fabri Miranda, pela orientação, acompanhamento e sugestões.

Aos colegas da Gerência de Área de Laboratório Metalúrgico e de Processos da ArcelorMittal Vega, pelo apoio na realização dos ensaios.

Aos colegas da Gerência de Área de Laboratório Metalúrgico e de Processos da ArcelorMittal Tubarão, pelo apoio na realização dos ensaios.

Aos colegas da Gerência de Área de Decapagem e Laminação da ArcelorMittal Vega, pelo apoio na realização dos ensaios de soldagem e disponibilização da linha e de seus especialistas..

À Universidade Federal de Santa Catarina, em especial ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, pela oportunidade da realização deste projeto de pesquisa.

RESUMO

A redução do peso da carroceria em veículos tem se tornado cada vez mais importante, para economia de combustível e proteção ao meio ambiente. Com o uso de aços de alta resistência tem sido possível essa redução, sem comprometer a segurança. Pertencem a esta família de aços os dual phase, cuja resistência é conferida por uma microestrutura mista, formada por martensita e ferrita. Entretanto, ao serem soldados tais aços, tende a ocorrer perda de resistência na denominada “zona macia”, devido à tempera da martensita. Neste trabalho foram realizadas soldas laser CO₂ autógenas em chapas de aços dual phase dos tipos DP600 e DP780, com espessura de 2,8 mm, em equipamento específico para realizar emenda de bobinas, de modo a não interromper o posterior processamento por laminação. Foi variada a potência do laser, potência de pré-aquecimento e velocidade de soldagem. Foi observado que a formação da “zona macia” pode ser evitada mediante o uso de menores energias de soldagem, seja por utilizar maiores velocidades de soldagem ou menores potências do laser. Mesmo no caso de se formar a “zona macia”, com redução de dureza de até 15 HV, a fratura de corpos de prova de tração transversais à solda ocorreu afastada da “zona macia” mais de 20 mm, devido a que, por ser a “zona macia” suficientemente estreita, sua deformação foi restringida pelo material adjacente de maior resistência. A conformabilidade das soldas foi avaliada pelo ensaio de embutimento Erichsen que mostrou que índices de embutimento inferiores a 7, menores que o do metal base, que foi 10. O índice de embutimento é melhorado quando se utilizam baixos aportes térmicos ou maiores potências de pré-aquecimento. Outro ponto na qual foi estudado foi à influência dos parâmetros de soldagem na formação de descontinuidades, fator de grande relevância operacional e tecnológico.

Palavras Chaves: Aços dual phase; DP600; DP780; solda laser CO₂; zona macia da ZAC; conformabilidade.

ABSTRACT

Reduction of body weight in vehicles has become increasingly important, for fuel economy and environmental protection. With the use of high strength steels it has been possible to reduce weight without impair safety. To this group of steels belong the dual phase, whose strength is granted by a mixed microstructure of martensite and ferrite. However, when welding such steels, loss of strength in the so-called soft zone tends to occur due to martensite tempering. In this work, autogenous CO₂ laser welds were made from dual phase steels of types DP600 and DP780, with a thickness of 2.8 mm, in a specific equipment to join coils borders, in order to not interrupt further processing by rolling. In the tests, the laser power, preheating power and welding speed were varied. It was observed that the formation of the soft zone can be avoided by using lower heat inputs, either by using higher welding speeds or lower laser powers. Even in the case of having a soft zone with a reduction of hardness up to 15 HV, the fracture of tensile test specimens transverse to the weld occurred away from the soft zone more than 20 mm, because, as the soft zone was sufficiently narrow, its deformation was restricted by adjacent material of higher strength. The formability of the welds was evaluated by the Erichsen cupping test which showed Erichsen numbers below 7, lower than that of the base metal, which was 10. The Erichsen number was improved when using low heat inputs and higher preheating power. Another point in which it was studied was the influence of welding parameters on the formation of discontinuities, a factor of great operational and technological relevance.

Keywords: Dual phase steels; DP600; DP780; CO₂ laser welding; HAZ soft zone; formability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1- Linha de decapagem e laminação a frio (ARCELORMITTAL, 2002).....	24
Figura 3.1 - Exemplos de aplicação de aços AHSS, indicados em amarelo (BARBATO, 2012).	27
Figura 3.2 - Comparação dos AHSS (colorido) com HSLA (cinza claro) (BARBATO, 2012).....	28
Figura 3.3 - Microestrutura de um aço Dual Phase: α – Ferrita. M – Martensita (BARBATO, 2012).	29
Figura 3.4 - Perfil de microdureza em solda de aço DP 600 realizada com laser de diodo. Condições de processo: potência 4 kW, velocidade 1 m/min, espessura da chapa 1 mm (FARABI et al, 2010).	30
Figura 3.5- Microestruturas em solda de aço DP 600 por laser, a) Zona Fundida; b) “zona macia” dentro da ZAC; c) Metal base (FARABI et al, 2010).	30
Figura 3.6 - Perfil de microdureza em solda autógena dissimilar entre os aços DP 600 e DP980 realizada com laser de diodo. Condições de processo: potência 4 kW, velocidade 1 m/min, espessura das chapas 1 mm (FARABI et al, 2011).	31
Figura 3.7 - Microestruturas dos aços DP 600 e DP 980 soldados a laser, a) metal base DP600, b) “zona macia” da ZAC no DP600; c) Zona Fundida; d) “zona macia” da ZAC no DP9800; e) metal base DP980 (FARABI et al, 2010).	32
Figura 3.8 - Influência da velocidade de soldagem sobre a largura da “zona macia” e o grau de Amolecimento, em soldas autógenas com laser de diodo (SREENIVASAN et al, 2008).....	33
Figura 3.9 - Distâncias entre o centro do cordão de solda e o limite da “zona macia” e local da fratura em soldas a laser (SREENIVASAN et al, 2008).	34
Figura 3.10 - Perfis de dureza em soldas realizadas com laser Nd:YAG (XIA et al, 2008).....	35
Figura 3.11 - Perfis de dureza em soldas com laser de diodo (XIA et al, 2008).....	35
Figura 3.12 - a) Perfis de dureza em soldas realizadas com laser de fibra (FLW DP980) e de diodo (DLW DP980); b) Curvas tensão-deformação do metal de base (BM), da solda com laser de diodo (DLW) e com laser de fibra (FLW) (XU et al, 2012).....	36
Figura 3.13 - Efeito da distribuição de densidade de energia na penetração de soldas em chapa de alumínio 6061 de 3,2 mm de	

espessura. Potência 880 W, velocidade de soldagem: 4,23 mm/s. (KOU, 2002).	38
Figura 3.14 - Comparação entre soldas feitas com feixe de elétrons (esquerda) e TIG (direita) em uma placa de alumínio 2219 de 25,4 mm de espessura. (KOU, 2002).	38
Figura 3.15 - Elementos de uma cavidade geradora de laser (KAVAMURA, 2007).	39
Figura 3.16 - Formação do cordão pelo processo de soldagem a Laser (KAVAMURA, 2007).	43
Figura 3.17 - Potência do Laser CO ₂ em função da velocidade de soldagem para diferentes espessuras de chapa de aço (ROSSINI, 2002).	46
Figura 3.18 - Controle do cabeçote de soldagem laser (ARCELORMITTAL, 2002).	47
Figura 3.19 - Localização do ponto focal em relação à espessura (ARCELORMITTAL, 2002).	47
Figura 3.20 - Curvas para determinar a temperatura de pré-aquecimento em função do carbono equivalente CEN, quando soldando com energia de 1,7 kJ/mm e teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100g (YURIOKA e KASYA, 1995).	51
Figura 3.21 - Correção do valor de CEN em função do hidrogênio difusível no metal de solda (YURIOKA e KASYA, 1995).	52
Figura 3.22 - Correção do valor de CEN em função da energia de soldagem e do carbono equivalente CE _{iiw} (YURIOKA e KASYA, 1995).	52
Figura 3.23 - Correção da temperatura de pré-aquecimento em função do limite de escoamento do metal base e da intensidade de restrição da junta a soldar (YURIOKA e KASYA, 1995)	53
Figura 4.1 - Etapas de produção dos aços dual phase nas plantas da Arcelormittal no Brasil (DRUMOND, 2012).	55
Figura 4.2 - Esquema da máquina de solda Laser da Miebach (ARCELORMITTAL, 2002).	56
Figura 4.3 - Fotos de duas etapas da união das bobinas: a) corte e alinhamento das bordas; b) soldagem laser (ARCELORMITTAL, 2002),	57
Figura 4.4 - Esquema Operacional da Mesa de soldagem (ARCELORMITTAL, 2002).	57
Figura 4.5 - Esquema de retirada das amostras.	60
Figura 4.6 - a) Local de retirada da amostra metalográfica; b) Perfil de microdureza; c) medição na ZAC e ZF.	61

Figura 5.1 - Perfis de microdureza ao soldar a laser os aços DP600 e DP780 na condição padrão usada atualmente na empresa.	65
Figura 5.2 - Microdureza em função do aumento de velocidade (potência do laser de 11,9 kW e pré aquecimento de 13,2 kW).....	66
Figura 5.3 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a velocidade (potência do laser 9,8 kW e pré aquecimento de 13,2 kW). 67	
Figura 5.4 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a potência de pré-aquecimento (potência do laser de 11,9 kW e velocidade de 4,5 m/min).....	68
Figura 5.5 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a velocidade (potência do laser 11,9 kW e velocidade de 6 m/min).....	69
Figura 5.6 - Fotos dos corpos de prova soldados em aço DP600 rompidos no ensaio de tração.	71
Figura 5.7 - Fotos dos corpos de prova soldados em aço DP780 rompidos no ensaio de tração.	72
Figura 5.8 - Macrografias transversais de soldas a laser em aços DP 600 e DP780.....	73
Figura 5.9 - Macrografias de seções transversais das soldas em aço DP600. Ataques: Lepera (lado esquerdo) e Pírcal (lado direito).	74
Figura 5.10 - Macrografias de seções transversais das soldas em aço DP780. Ataques: Lepera (lado esquerdo) e Pírcal (lado direito).	74
Figura 5.11 - Macrografias de amostras soldadas na condição N ^o 19: a) aço DP600; b) aço DP780. Ataque Pírcal.	75
Figura 5.12 - Microestruturas na solda em aço DP600 e as correspondentes temperaturas de pico atingidas. Ataque Lepera.	77
Figura 5.13 - Microestruturas na solda em aço DP780 e as correspondentes temperaturas de pico atingidas. Ataque Lepera.	78
Figura 5.14 - Micrografias feitas no MEV de várias regiões de soldas laser. Do aço DP600: a) metal base; b) ZAC; c) ZF. Do aço DP780: d) metal base; e) ZAC; f) ZF.	79
Figura 5.15 – Tamanhos da ZF, da ZAC e do conjunto ZF+ZAC e distâncias entre o local da fratura e o centro da solda, para soldas em aço DP600.	81
Figura 5.16 – Tamanhos da ZF, da ZAC e do conjunto ZF+ZAC e distâncias entre o local da fratura e o centro da solda, para soldas em aço DP780.	82
Figura 5.17 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP600 e das soldas realizadas com potência do laser de 11,9 kW.	83
Figura 5.18 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP600 e das soldas realizadas com potência do laser de 9,8 kW.	84

Figura 5.19 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP780 e das soldas realizadas com potência do laser de 11,9 kW.	84
Figura 5.20 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP780 e das soldas realizadas com potência do laser de 9,8 kW.	85
Figura 5.21 - Corpos de prova soldados em aço DP600, submetidos a ensaio de embutimento Erichsen.....	86
Figura 5.22 - Corpos de prova soldados em aço DP780, submetidos a ensaio de embutimento Erichsen.....	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Eficiência das fontes de calor em processos de soldagem (KOU, 2002).....	37
Tabela 4.1 - Composições químicas dos aços estudados (% em peso). 55	
Tabela 4.2 - Parâmetros utilizados na soldagem a laser das juntas.....	59
Tabela 5.1 - Propriedades mecânicas das uniões soldadas, avaliadas nos ensaios de tração com CPs na direção de laminação e a solda na direção transversal.	70

LISTA DE SIMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Ac1 - temperatura inicial de austenitização no aquecimento.

Ac3 – temperatura final de austenitização no aquecimento.

Af - Alongamento na fratura.

AHSS - Advanced High Strength Steels (aços avançados de alta resistência).

CEiiw - carbono equivalente do IIW (Instituto Internacional de Soldagem).

CEN - carbono equivalente de Yurioka.

DP600 - Aço dual phase, com resistência à tração mínima de 600 MPa.

DP780 - Aço dual phase, com resistência à tração mínima de 780 MPa.

Gap - folga entre os bordos da junta a soldar.

HSLA - High strength low alloy (aços baixa liga de alta resistência).

HV - Dureza Vickers.

LE - Tensão limite de escoamento.

MB – Metal base.

η - Eficiência térmica.

Pcm carbono equivalente de Ito e Bessyo.

RT - Resistência à tração.

To - temperatura de pré-aquecimento.

ZAC – Zona afetada pelo calor.

ZF – Zona fundida.

Nd:YAG - *neodymium-doped yttrium aluminium garnet* (dispositivo de emissão laser de estado sólido)

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	23
2. OBJETIVOS	25
3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA	27
3.1 AÇOS “DUAL PHASE”	28
3.1.1 Propriedades Mecânicas dos Aços “Dual phase”	29
3.1.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas de soldas laser em aços “Dual Phase”	29
3.1.3 Influência da “zona macia” sobre as propriedades mecânicas das soldas de aços “Dual Phase”.....	33
3.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM SOLDAGEM	36
3.3 SOLDAGEM LASER.....	38
3.3.1 Tipos de Laser – Meio Ativo	39
3.3.2 Cavidade Óptica Ressonante	40
3.3.3 Fonte de bombeamento	40
3.3.4 Comparação entre os processos de soldagem a Laser ..	41
3.3.5 Formação do cordão de solda a laser.....	42
3.3.6 Vantagem e Limitações do processo de soldagem Laser	43
3.4 PARÂMETROS DO PROCESSO DE SOLDAGEM LASER..	44
3.4.1 Potência do laser	44
3.4.2 Diâmetro do raio incidente	46
3.4.3 Absorção do laser	47
3.4.4 Velocidade de Soldagem a Laser	48
3.4.5 Gás de Proteção.....	48
3.4.6 Características da junta a ser soldada.....	49
3.5 PRÉ-AQUECIMENTO PARA EVITAR TRINCAS A FRIO ..	49
4. METODOLOGIA	55
4.1 MATERIAIS	55
4.1.1 Soldagem das amostras	56
4.1.2 Parâmetros de Soldagem	57
4.1.3 Caracterização das amostras	59
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
5.2 ENSAIO DE MICRODUREZA	64
5.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	69
5.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	72

5.2 ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN.....	82
6. CONCLUSÕES	89
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	91
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

1. INTRODUÇÃO

Recentemente, segurança, leveza e proteção ambiental têm se tornado cada vez mais importantes na indústria automobilística. Novos materiais e métodos de produção vêm sendo adotados para reduzir peso sem aumentar o custo dos veículos, mas mantendo a função e a resistência a choques mecânicos.

Embora o setor automotivo esteja atualmente em recessão, não há como negar que existe tendência crescente ao uso dos automóveis como meio de transporte no Brasil. Há cada vez mais carros nas ruas, enquanto que o uso do transporte público vai decrescendo, observa que no âmbito político não há investimentos no curto e médio prazo para que se reverta esta tendência. No Brasil tem havido demandas crescentes da segurança veicular, devido a que a legislação brasileira tende a exigir maior segurança quanto aos impactos de automóveis. Desde 2014 a legislação tem sido mais rigorosa quanto aos testes de impacto. Isto levou as montadoras a exigirem de seus fornecedores de matéria prima (aços) produtos de mais elevada resistência.

As siderúrgicas desde 2014 vêm se preparando para atender às novas exigências do mercado, através do desenvolvimento de aços de alta resistência. Os aços bifásicos, também conhecidos como DP (“*Dual Phase*”), surgiram ao final da década de 1970 a partir de estudos em que se buscavam materiais com maiores níveis de resistência mecânica, porém sem perdas significativas de ductilidade. Em geral são aços de aplicação estrutural na indústria automobilística. (LIU e BRACARENSE, 2003).

Em resumo, tais aços são de grande utilidade toda a vez que se deseja:

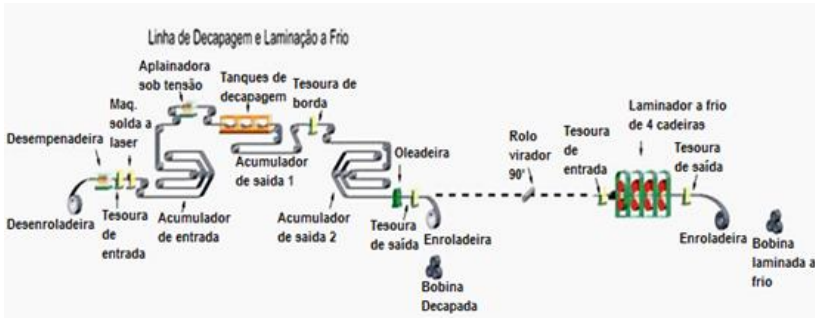
- Aumentar a resistência mecânica, para permitir um acréscimo da capacidade de carga da estrutura ou tornando possível uma diminuição proporcional da seção transversal, ou seja, o emprego de seções mais leves;
- Melhorar a resistência à corrosão atmosférica. Esse é um fator importante a considerar, porque a utilização de seções mais finas pode significar vida mais curta da estrutura, a não ser que a redução da seção seja acompanhada por um aumento da resistência à corrosão do material;
- Melhorar a resistência ao choque e o limite de fadiga;

- Elevar a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração, sem perda apreciável da ductilidade. (LIU e BRACARENSE, 2003)

Ao mesmo tempo em que desenvolvem aços de alta resistência, as siderúrgicas procuram aprimorar seus processos produtivos internos, pois estes aços exigem parâmetros de processo peculiares às suas características metalúrgicas.

Isto pode ser visto nos processos de Decapagem e Laminação, onde o tema deste trabalho está concentrado. Em uma linha integrada é necessário ter processos com confiabilidade e repetibilidade, pois qualquer problema poderá acarretar grandes perdas de produtividade e/ou danos a equipamentos. Um dos grandes e graves problemas é o arrebitamento da tira ao longo da linha, geralmente ocorrido na região da solda que é utilizada para unir as extremidades das bobinas (Figura 1.1)

Figura 1.1- Linha de decapagem e laminação a frio (ARCELORMITTAL, 2002).



2. OBJETIVOS

O presente trabalho teve como objetivo geral o de avaliar a influência dos parâmetros de soldagem laser sobre o surgimento de descontinuidades, e sobre as propriedades mecânicas e a conformabilidade de soldas autógenas de união em junta similar de aços “dual phase” das classes DP600 e DP780.

Os objetivos específicos foram os seguintes:

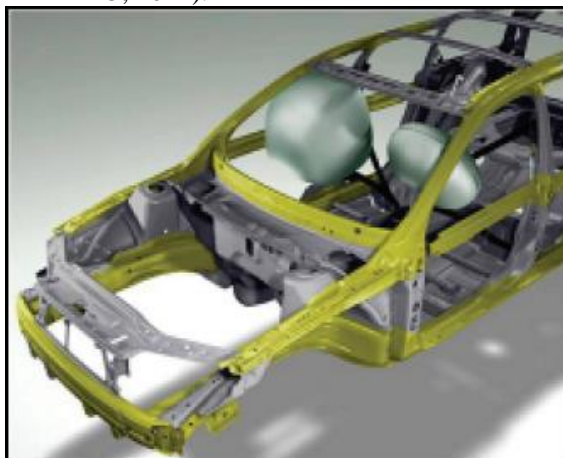
- Avaliar a influência das condições de soldagem sobre as características da “zona macia”, a saber, largura da zona e magnitude da redução de dureza.
- Avaliar como as características da “zona macia” afetam a resistência da solda e sua conformabilidade.

3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

Na indústria automobilística, recentemente vem se observando uma tendência forte de substituição dos aços por materiais de menor densidade e maior resistência à corrosão, como são as ligas de alumínio e os polímeros. O que se procura com estas substituições é reduzir o peso das carrocerias e, como resultado, diminuir o consumo de combustível e a emissão de gases poluentes.

Buscando frear esta tendência e recuperar o espaço perdido no mercado, de modo a garantir as vendas futuras, a indústria siderúrgica vem desenvolvendo e colocando à disposição no mercado aços avançados de alta resistência (AHSS). Nestes materiais é possível obter uma combinação de alta resistência mecânica (o que permite reduzir o peso do veículo e o consumo de material para fabricá-lo) e alta capacidade de absorção de impactos. Esta última característica citada é de grande importância, em função de que a indústria automobilística está sendo cada vez mais exigida em função do cumprimento de requisitos elevados de segurança veicular (WOLFF, 2008). Esses aços são aplicados em componentes da estrutura que formam o habitáculo do veículo, o qual deve ter alta resistência para preservar os ocupantes em caso de colisão. Por outro lado, outros componentes do veículo devem ter menor resistência, para que ao ser deformados na colisão, absorvam energia. Um exemplo de aplicação pode ser visto na Figura 3.1.

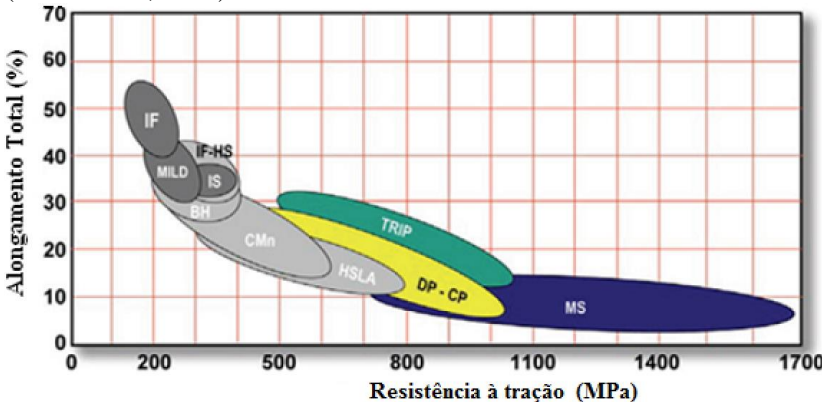
Figura 3.1 - Exemplos de aplicação de aços AHSS, indicados em amarelo (BARBATO, 2012).



3.1 AÇOS “DUAL PHASE”

Atualmente os aços de alta resistência mecânica que são objeto de estudo pela indústria automobilística são os aços “*Dual phase*”, chamados assim porque são constituídos de duas fases microestruturais: matriz ferrítica e martensita em contorno de grão. A fase ferrítica proporciona boa ductilidade e a martensita aumenta a resistência mecânica. O mercado para estes aços é promissor, o que justifica o estudo mais apurado visando correlacionar as condições em que são efetuados os processos de fabricação (conformação, soldagem, etc.) e as propriedades obtidas (WOLFF, 2008). Comparados com outros aços de alta resistência e baixa liga (HSLA – High Strength Low Alloy), os aços bifásicos possuem propriedades mecânicas superiores aos dos aços HSLA, em relação à resistência e ductilidade, conforme mostra Figura 3.2.

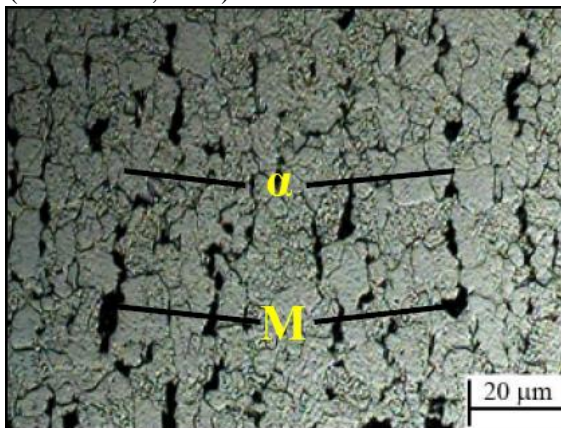
Figura 3.2 - Comparação dos AHSS (colorido) com HSLA (cinza claro) (BARBATO, 2012).



Os aços “*Dual phase*” constituem uma classe de aços de alta resistência. A microestrutura consiste em ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica. Outras fases ou constituintes podem estar presentes, como bainita, perlita e austenita retida. A microestrutura bifásica é obtida através da austenitização parcial na zona intercrítica (região em que são estáveis a ferrita e a austenita), seguida de um resfriamento rápido para transformar a austenita em martensita

(LIEWELLYN e HILLIS, 1996). Um exemplo de microestrutura de aço *Dual phase* pode ser observado na Figura 3.3

Figura 3.3 - Microestrutura de um aço Dual Phase: α – Ferrita. M – Martensita (BARBATO, 2012).



3.1.1 Propriedades Mecânicas dos Aços “Dual phase”

Os aços bifásicos apresentam como características mecânicas um escoamento contínuo (ausência de patamar), razão elástica baixa (relação entre o limite de escoamento e a resistência à tração), elevada taxa de encruamento e altos níveis de alongamento. A ausência de patamar de escoamento ocorre devido à grande quantidade de discordâncias móveis localizadas na interface ferrita–martensita, geradas como resultado da expansão volumétrica e deformação cisalhante que ocorrem durante a transformação da austenita em martensita no resfriamento. A razão elástica baixa implica que o material tem uma maior capacidade de encruamento e uma maior ductilidade, fatores importantes para operações de conformação (LIEWELLYN e HILLIS, 1996).

3.1.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas de soldas laser em aços “Dual Phase”

Farabi et al (2010), através de experimentos realizados com chapas de aço DP600 de 1 mm de espessura soldado pelo processo a laser em forma autógena, observaram valores de microdureza altas na

zona fundida (ZF), da ordem de 1,5 vezes maiores do que as encontrados no metal base. Através da microscopia eletrônica de varredura verificaram a predominância de martensita, que foi formada devido às altas taxas de resfriamento da poça de fusão, como resultado da alta concentração de energia do laser. Na zona afetada pelo calor (ZAC), os valores de dureza variaram: quanto mais próximo da zona fundida maior foi a dureza, devido à maior fração volumétrica de martensita ao aumentar a temperatura de pico atingida. Na região da ZAC próxima ao metal base, foram identificados valores mais baixos do que os encontrados no metal base e, portanto, esta foi nomeada como "zona macia". Esta região se deve principalmente ao efeito de revenido da martensita, além da formação de bainita e presença de austenita retida na matriz ferrítica. As Figuras 2.4 e 2.5 mostram os resultados encontrados por Farabi *et al* (2011).

Figura 3.4 - Perfil de microdureza em solda de aço DP 600 realizada com laser de diodo. Condições de processo: potência 4 kW, velocidade 1 m/min, espessura da chapa 1 mm (FARABI *et al*, 2010).

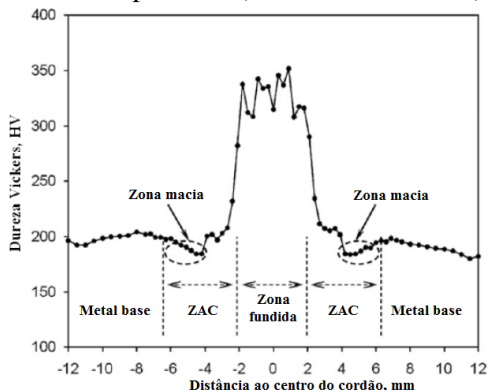
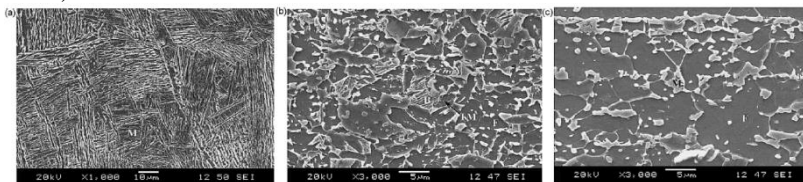


Figura 3.5- Microestruturas em solda de aço DP 600 por laser, a) Zona Fundida; b) "zona macia" dentro da ZAC; c) Metal base (FARABI *et al*, 2010).



Em outro trabalho de Farabi et al (2011), no qual avaliaram a microestrutura e propriedades mecânicas de uniões dissimilares entre os aços DP 600 e DP980, eles observaram um comportamento similar para o aço DP600. Entretanto, para o aço DP980, devido à maior fração volumétrica de martensita que esse material de base apresenta, a extensão da “zona macia” e a redução de dureza na mesma foram maiores. As Figuras 3.6 e 3.7 mostram os resultados encontrados esses autores.

Figura 3.6 - Perfil de microdureza em solda autógena dissimilar entre os aços DP 600 e DP980 realizada com laser de diodo. Condições de processo: potência 4 kW, velocidade 1 m/min, espessura das chapas 1 mm (FARABI *et al*, 2011).

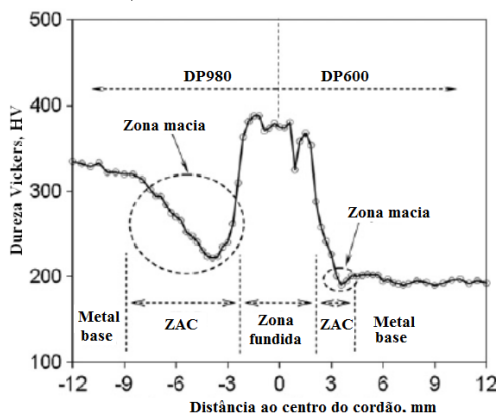
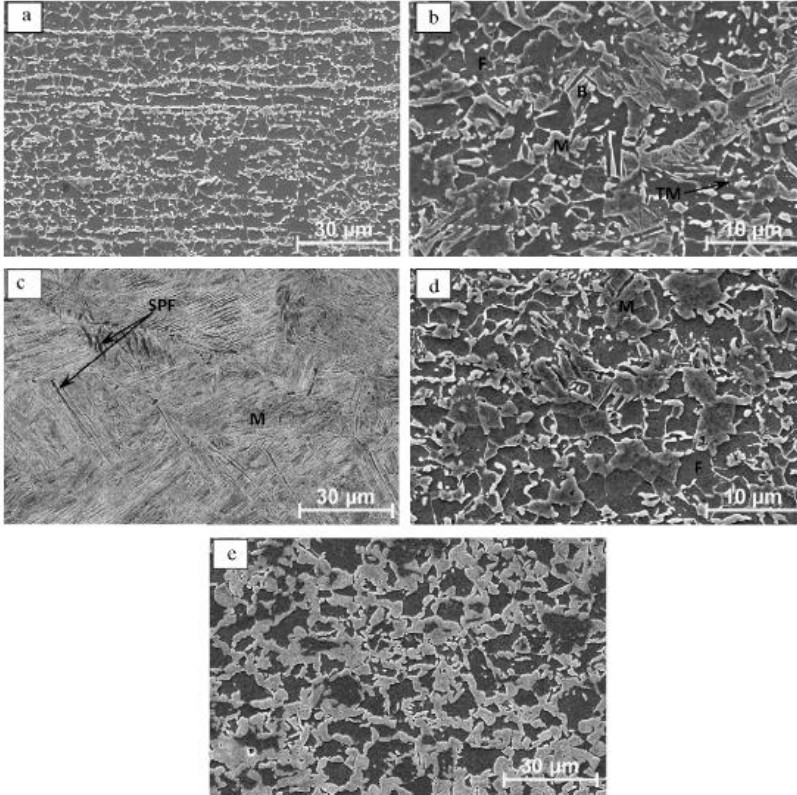


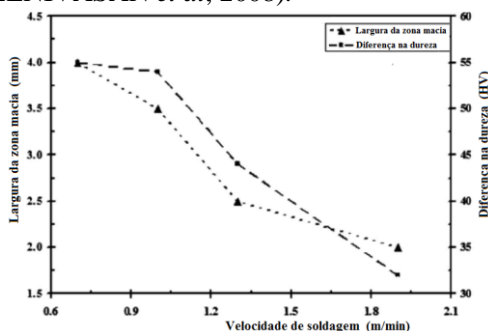
Figura 3.7 - Microestruturas dos aços DP 600 e DP 980 soldados a laser, a) metal base DP600, b) “zona macia” da ZAC no DP600; c) Zona Fundida; d) “zona macia” da ZAC no DP9800; e) metal base DP980 (FARABI *et al*, 2010).



Este fenômeno está associado ao revenido da martensita pré-existente no aço *Dual Phase*, durante o processo de soldagem a laser. Na “zona macia” a temperatura de pico fica abaixo da temperatura de início da austenitização no aquecimento, Ac_1 . Como resultado, não há austenitização, mas o revenido da martensita. Os parâmetros de soldagem e a fração volumétrica de martensita têm um papel importante sobre o fenômeno. A largura da “zona macia” e a redução de dureza diminuem quando se aumenta a velocidade de soldagem e, conseqüentemente, se reduz o aporte térmico, pois diminui a transformação da martensita pré-existente nos aços “*Dual Phase*” (FARABI, 2010). O grau de amolecimento (*Hardness difference*) é

representado pela diferença entre a dureza do metal de base e a dureza mínima na região da “zona macia”, conforme Figura 3.8 (SREENIVASAN *et al*, 2008).

Figura 3.8 - Influência da velocidade de soldagem sobre a largura da “zona macia” e o grau de Amolecimento, em soldas autógenas com laser de diodo (SREENIVASAN *et al*, 2008).



3.1.3 Influência da “zona macia” sobre as propriedades mecânicas das soldas de aços “Dual Phase”

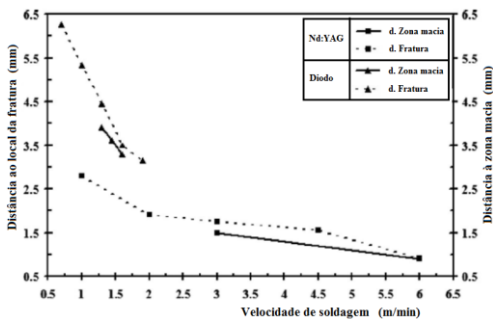
Conforme Sreenivasan *et al* (2008) as propriedades mecânicas das soldas em aços “Dual Phase” são significativamente afetadas pela presença da “zona macia”. O aumento do tamanho ou da redução de dureza desta região diminuem a conformabilidade do material. Sreenivasan *et al* (2008) realizaram ensaios de tração de aços DP980 soldados com laser de diodo e laser Nd:YAG e observaram que tanto o limite de escoamento quanto a resistência à tração foram menores que aqueles do metal base. Além disso, eles observaram que a fratura ocorreu sempre no metal de base, mas a uma pequena distância da “zona macia”, conforme pode ser observado na Figura 3.9. Resultados semelhantes também foram relatados por Xia *et al* (2008) para juntas soldadas em aço DP980, e eles indicam que o efeito prejudicial da “zona macia” é mais dominante nos aços “Dual Phase” de maior resistência.

Além disso, Sreenivasan *et al* (2008) observaram que as distâncias entre o local da fratura e o centro da solda em ambos os testes de tração, uniaxiais e biaxiais, foram semelhantes. As distâncias do local da fratura e da “zona macia” ao centro da solda são inversamente proporcionais à velocidade de soldagem. Velocidades de soldagem maiores resultam em maiores taxas de resfriamento e distâncias menores

entre os locais da ZAC onde ocorre uma determinada temperatura de pico e o centro da solda. Com ambos os tipos de laser Diodo e Nd:YAG, a fratura ocorreu um pouco mais longe da linha central da solda do que a “zona macia”. Parece que isso é devido a que a ZF e a zona endurecida da ZAC restringem a deformação na “zona macia” e empurram a fratura um pouco longe dela.

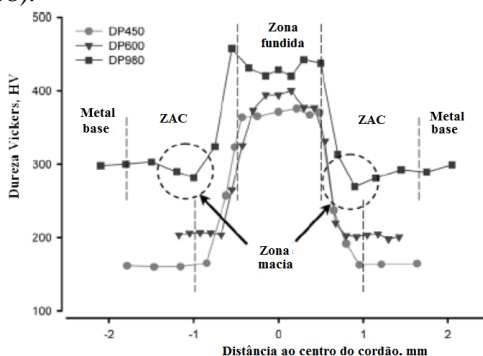
Para uma mesma velocidade de soldagem, a distância entre o local da fratura e o centro da solda era maior para as soldas realizadas com laser de diodo do que aquelas com laser Nd: YAG, devido às diferenças na densidade de potência desses dois tipos de laser (SREENIVASAN *et al*, 2008).

Figura 3.9 - Distâncias entre o centro do cordão de solda e o limite da “zona macia” e local da fratura em soldas a laser (SREENIVASAN *et al*, 2008).



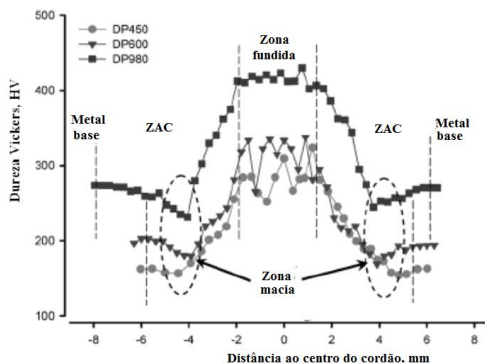
Xia *et al* (2008) também observaram que tanto o tipo de laser quanto o material soldado têm influência sobre as características da “zona macia”. Das soldas realizadas em seus estudos, eles compararam os resultados com três tipos de aços de alta resistência DP 450, DP600 e DP980, soldados com laser Nd:YAG e de diodo. No caso do laser Nd:YAG somente o DP980 exibiu a “zona macia”, como pode ser visto no perfil de dureza mostrado na Figura 3.10.

Figura 3.10 - Perfis de dureza em soldas realizadas com laser Nd:YAG (XIA *et al*, 2008).



Por outro lado, mediante a Figura 3.11 esses autores mostram que as soldas obtidas com laser de diodo apresentaram como resultado “zonas macias” em todos os graus de aço. Mas esta afirmação para o aço DP450 não é aparente conforme mostra a Figura 3.11, observa-se uma região muito suave desta “zona macia”, deixando dúvida de sua existência. Além disso, nota-se que quanto maior a resistência do material, maior o grau de amolecimento. Isto está relacionado à influência da martensita sobre a resistência desses materiais. Como foi mencionado anteriormente, a diminuição das propriedades mecânicas é maior quando a fração de martensita é mais elevada (XIA *et al*, 2008).

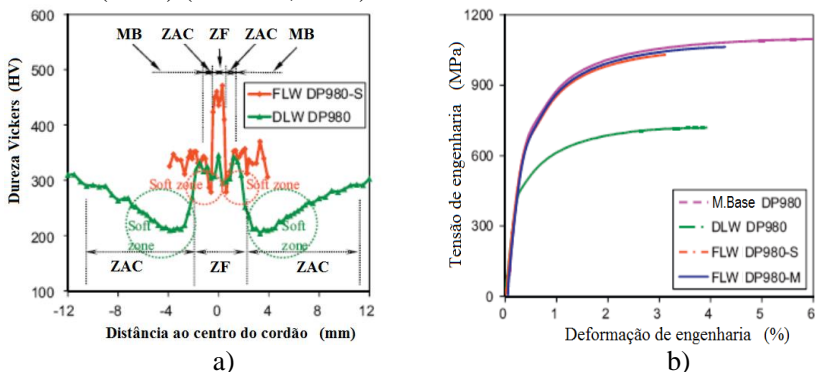
Figura 3.11 - Perfis de dureza em soldas com laser de diodo (XIA *et al*, 2008).



Para entender como o processo de soldagem a laser influi na formação da “zona macia”, Xu *et al* (2012) realizaram uma pesquisa

comparando os efeitos dos tipos de laser de diodo e de fibra ao soldar juntas duplas. Os resultados obtidos mostraram que com o laser de fibra as “zonas macias” são mais estreitas e os valores de dureza superiores àqueles com laser de diodo, conforme pode ser visto na Figura 3.12-a.

Figura 3.12 - a) Perfis de dureza em soldas realizadas com laser de fibra (FLW DP980) e de diodo (DLW DP980); b) Curvas tensão-deformação do metal de base (BM), da solda com laser de diodo (DLW) e com laser de fibra (FLW) (XU *et al.*, 2012).



Outro fato importante em seu estudo foram os valores da resistência à tração obtidos ao utilizar laser de fibra. Os valores são superiores àqueles com laser de diodo e se assemelham aos do metal base. Este resultado é atribuído à maior velocidade de soldagem e, como resultado, ao menor aporte térmico, o que produz uma ZAC e ZF mais estreitas. A redução do tamanho dessas duas zonas, aliado ao aumento de dureza, dificultam a estricção do material durante a aplicação das forças trativas, que ocorre geralmente na interface entre o metal base e a “zona macia”. Isto é, restringem a deformação e, conseqüentemente, aumentam a resistência à tração da solda (XU *et al.*, 2012). O autor neste trabalho não quantifica em termos de diâmetro de foco (concentração e energia) e outros aspectos importantes na soldagem a laser.

3.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM SOLDAGEM

Os ciclos térmicos que a solda experimenta durante o processo dependem da energia de soldagem aplicada e da temperatura de pré-aquecimento (CAMPOS, 2005). A energia de soldagem (*heat input*) absorvida pela peça em uma soldagem é dada pela equação 3.1:

$$E = \eta \frac{P}{v_s} \quad [3.1]$$

Onde:

E → Aporte térmico.

η → Eficiência térmica.

P → potência da fonte de calor.

v_s → velocidade de soldagem.

Vários métodos têm sido empregados para medir a eficiência da fonte de calor. O calorímetro molhado tem sido, dentre estes métodos, o mais utilizado. Neste método, água é utilizada para remover calor da peça e a eficiência é determinada pelo aumento da temperatura e pela taxa de fluxo de água. A Tabela 3.1 mostra as eficiências de fontes de calor para vários processos de soldagem (KOU, 2002).

Tabela 3.1 - Eficiência das fontes de calor em processos de soldagem (KOU, 2002).

Processo de soldagem	Eficiência térmica
TIG CC+	0,50-0,80
TIG CA	0,20-0,50
Eletrodo revestido	0,65-0,85
MIG/MAG	0,65-0,85
Arco submerso	0,80-0,99
Chama	0,55-0,82
Eletroescória	0,25-0,80
Feixe de elétrons	0,80-0,95
Laser	0,005-0,70

A Figura 3.13 mostra o efeito da distribuição de densidade de potência de uma fonte de calor sobre a geometria da zona fundida. Como se pode observar, para uma mesma magnitude de aporte térmico, quanto mais concentrada for a fonte de calor, maior será a cavidade da solda. Nas condições experimentais cujos resultados são mostrados na Figura 3.13, a fonte de calor mais concentrada produziu uma zona fundida de maior largura. Entretanto, em condições de altíssima concentração de energia, como aquelas conseguidas com os processos feixe de elétrons, laser e plasma (quando operando em altas correntes), se pode trabalhar com a técnica conhecida como “*keyhole*” (furo passante) que produz, como resultado, uma solda que combina grande penetração com pequena largura (Figura 3.14). De fato, a geometria de uma solda realizada com laser ou feixe de elétrons, resulta geralmente

em um fluxo de calor bidimensional (2D) durante a soldagem, mesmo ao soldar peças de grande espessura.

Figura 3.13 - Efeito da distribuição de densidade de energia na penetração de soldas em chapa de alumínio 6061 de 3,2 mm de espessura. Potência 880 W, velocidade de soldagem: 4,23 mm/s. (KOU, 2002).

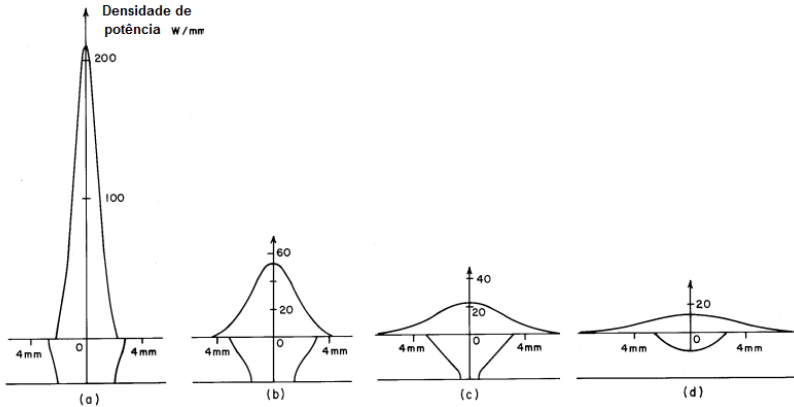
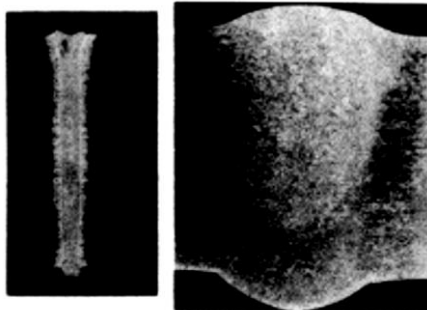


Figura 3.14 - Comparação entre soldas feitas com feixe de elétrons (esquerda) e TIG (direita) em uma placa de alumínio 2219 de 25,4 mm de espessura. (KOU, 2002).



3.3 SOLDAGEM LASER

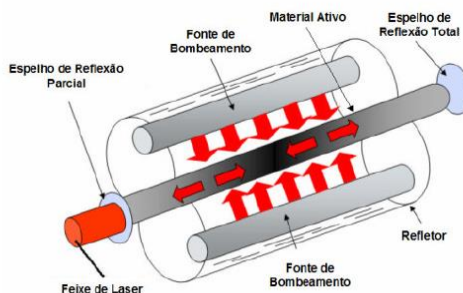
A soldagem laser tem como característica criar uma fusão localizada na junta através de bombardeamento de um feixe de luz

concentrado, coerente e monocromático de alta intensidade (FELIZARDO, 2004)

Para a obtenção do feixe laser, utiliza-se componentes chamados de cavidades, nos quais o laser é formado e amplificado de forma contínua (KAVAMURA, 2007). A cavidade geradora do laser é composta dos seguintes elementos (Figura 3.15):

1. Material ativo
2. Fonte de bombeamento
3. Cavidade ressonante

Figura 3.15 - Elementos de uma cavidade geradora de laser (KAVAMURA, 2007).



3.3.1 Tipos de Laser – Meio Ativo

O material ativo tem como finalidade converter energia elétrica em energia radiante, uma vez que, devido à excitação e inversão de população, é possível provocar emissão estimulada nestes materiais. Existem tipos de meio ativos em três estados da matéria: sólido, líquido e gasoso. O sólido pode ser um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (*Yttrium Aluminium Garnet*) (KAVAMURA, 2007). Além desses citados pelo autor podemos ter no estado sólido Cr³⁺, Érbio (Er:YAG), hólmio (Ho:YAG).

Nos três estados da matéria, o meio ativo deve ser enclausurado em um recipiente com dois espelhos opostos, para transmissão da energia radiante. No âmbito industrial são amplamente usados os lasers com o meio ativo gasoso, com os gases hélio-neônio, anidrido carbônico, argônio ionizado, CO₂, etc. O laser de líquido só é utilizado em laboratório (FELIZARDO, 2004)

3.3.2 Cavidade Óptica Ressonante

O raio laser é gerado dentro de uma cavidade ressonante que contém o meio ativo. A cavidade ressonante constitui de dois espelhos refletoras colocados frente a frente. Esses espelhos enviam a onda eletromagnética em múltiplas passagens de ida e volta no meio ativo, amplificando o campo eletromagnético no interior da cavidade. Um dos espelhos é semitransparente ou apresenta um orifício, que permite o acoplamento óptico em direção ao exterior. Uma fração do campo atravessa esse espelho, para constituir o feixe laser, Figura 4. O tamanho e a forma da cavidade variam de acordo com o meio ativo e com a potência do aparelho laser (FELIZARDO, 2004).

3.3.3 Fonte de bombeamento

É a fonte externa de energia responsável pelo fornecimento de energia ao meio ativo. Pode ser uma lâmpada flash ou até outro laser (bombeamento óptico); podem ser descargas elétricas (bombeamento eletrônico); reações químicas (bombeamento químico); e partículas pesadas ou radiações ionizantes ou térmicas. A fonte externa de energia alimenta o sistema de três modos distintos (FELIZARDO, 2004):

- a) contínuo - onda contínua;
- b) pulsada - onda com pulsos e
- c) desencadeadas ou Q-switched.

A emissão contínua é resultante da excitação contínua de um meio ativado por descarga elétrica (lasers gasosos). A emissão pulsátil ou chamada de "relaxada" é a resultante do bombardeamento pulsátil do meio ativo. Esse meio é progressivamente bombardeado até chegar a um nível de excitação suficiente para produzir emissão laser.

A emissão desencadeada ou "destravada" Q-switched ocorre em lasers pulsáteis e se verifica quando o bombardeamento é feito além do limiar de funcionamento, permitindo que a emissão ocorra quando tiver alcançado um nível suficiente. Produz, dessa forma, um pulso de energia de curta duração e picos bem maiores. Todos os processos de desencadeamento utilizam um dispositivo atenuador ou obturador de passagem de radiação na cavidade (FELIZARDO, 2004)..

3.3.4 Comparação entre os processos de soldagem a Laser

Há dois tipos de lasers que estão sendo usados em escala industrial para a realização de soldas: o CO₂ e Nd:YAG. Kavamura (2007) afirma que o laser de Nd:YAG apresenta vantagens como possui uma maior flexibilidade de movimentos, em função do uso de fibras ópticas, além de um menor custo. O laser de Nd:YAG tem como características alta densidade de energia e baixo aporte térmico (com isso produz uma pequena ZAC), o qual resulta em alta taxa de resfriamento, baixa distorção e uma zona fundida com alta relação entre a penetração e a largura. Com este tipo de laser se conseguem na soldagem profundidades de penetração de 2 a 6 mm, enquanto que com o de CO₂ cerca de 15 mm, dependendo da potência aplicada. Quanto à absorção de energia do laser pelo metal base, para o laser Nd:YAG é em torno de 3 vezes maior comparada com a do laser de CO₂. Isso resulta em um melhor aproveitamento da potência do laser na soldagem (BARBATO, 2012). Um fato que autor não levou em conta em sua afirmação é de a absorvidade depende não só do tipo de laser, mas também do estado do material.

Outro tipo de laser que vêm chamando a atenção e gerado desenvolvimentos para adaptá-lo ao campo industrial, é o laser de Diodo de Alta potência (HPDL). Este apresenta as seguintes vantagens: a área atingida no ponto focal é bem maior que a dos outros lasers, o que reduz a precisão necessária tanto no ajuste da junta quanto no posicionamento do laser em relação a ela; os custos operacionais deste tipo de laser são baixos e a eficiência energética é alta, 20 vezes maior que a do laser Nd:YAG. Entretanto, existem varias propriedades ópticas que limitam este tipo de laser, dependendo da aplicação requerida, podendo representar sérias desvantagens, como: o feixe apresenta distribuição assimétrica com grande divergência, ponto focal com baixa densidade de potência e sistema óptico com curta distância focal (MACHADO, 2002).

O laser de fibra vem recebendo atenção devido às suas vantagens de alta densidade de potência e alta qualidade de feixe, o que lhe permite produzir soldas estreitas e de elevada penetração em condições de alta velocidade de soldagem. Portanto, a soldagem a laser de fibra possibilita obter propriedades únicas, tais como alta resistência mecânica e uma zona fundida (ZF) e afetada pelo calor (ZAC) estreitas. Isto é possível devido à alta taxa de resfriamento durante o processo de soldagem (XU *et al*, 2012). Entretanto, este processo ainda se mantém em escala de laboratório.

3.3.5 Formação do cordão de solda a laser

O equipamento laser gera um feixe de radiação, do qual interessa não tanto a quantidade de radiação emitida, mas sim a qualidade da mesma. As características das soldagens realizadas pelo processo laser são difíceis de serem reproduzidas por outros processos de soldagem (FELIZARDO, 2004). As principais características das soldagens laser são:

1. Possibilidade de altas velocidades de soldagem.
2. Não há contato entre a fonte de calor e a peça.
3. Baixa dissipação de calor, baixa distorção e tamanho da ZAC.

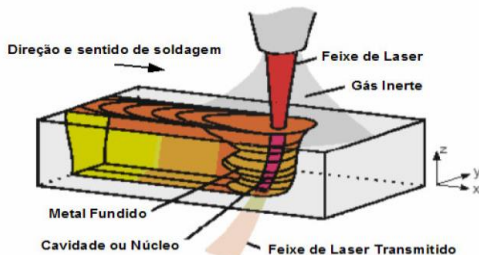
Existem hoje dois tipos de lasers utilizados para soldagem e corte: sólido e gasoso. O tipo gasoso, que foi o utilizado neste trabalho, emprega como meio ativo CO_2 é denominado laser do tipo EXCIMER, que deve seu nome ao meio ativo, o qual é formado por uma molécula diatômica, associada a elétrons no estado estimulado e no estado estável.

A soldagem ocorre da seguinte maneira: a radiação do feixe ao interagir com a matéria é parte absorvida, parte refletida. A parte absorvida é de tal ordem de grandeza que aquece o material, levando-o a fusão ou vaporização dependendo da densidade de energia. (FELIZARDO, 2004).

Durante a interação do laser com a superfície do metal, a região se funde rapidamente chegando a vaporizar parte do metal (Figura 3.16). Com o laser tem-se a energia concentrada em uma pequena área da superfície, o qual gera um cordão de solda estreito e uma pequena ZAC (FELIZARDO, 2004).

A velocidade de resfriamento neste processo é muito alta e as propriedades mecânicas do cordão são diferentes às do metal base. Com objetivo de proteger a poça de fusão utilizam-se gases inertes (como argônio, hélio) ou Nitrogênio. Isto possibilita obter cordões de solda com menos problemas de qualidade (KAVAMURA, 2007).

Figura 3.16 - Formação do cordão pelo processo de soldagem a Laser (KAVAMURA, 2007).



O processo de soldagem a laser ocorre através da interação de um feixe de radiação com a matéria. Parte desta energia é absorvida e outra parte é refletida. A absorção da energia gera um aquecimento do metal base, capaz de produzir a fusão e vaporização, dependendo da densidade de energia empregada. Havendo a vaporização, forma-se uma coluna de vapores metálicos, que avança em direção ao interior da peça. Esta coluna recebe o nome de “*keyhole*”, pois tem a aparência de um furo (FELIZARDO, 2004).

Para garantir a formação e sustentação do “*keyhole*” a velocidade é um fator importante, porque se for elevada demais não haverá a formação do “*keyhole*”, se for pequena demais a poça ao redor do “*keyhole*” escorrerá. Caso haja somente a fusão, devido à densidade de energia ser insuficiente para a vaporização, o processo ocorre por condução térmica (técnica “*melt-in*”), semelhante aos processos convencionais, com o calor sendo dissipado lateralmente (FELIZARDO, 2004)

3.3.6 Vantagem e Limitações do processo de soldagem Laser

Dentre os processos de fabricação atuais, a soldagem laser de chapas metálicas vem crescendo consideravelmente, devido ao seu alto potencial de redução de custos. Além disso, as vantagens resultantes são oriundas da alta flexibilidade do processo e do fato de não haver contato com o metal base. Outras vantagens incluem a capacidade de soldar com acesso por um só lado de chapas espessas, abrindo as possibilidades de novas aplicações (FELIZARDO, 2004). Resumindo, seguem as vantagens do processo de soldagem laser:

- Alta intensidade de potência
- Realização de soldas com baixa energia

- Zona afetada pelo calor estreita
- Distorções e tensões residuais reduzidas
- Velocidade de soldagem alta
- Qualidade da solda excelente
- Possibilidade de soldar materiais dissimilares
- Pode ser aplicado em forma autógena (isto é, sem material de adição)
- Impurezas de menor temperatura de fusão e de evaporação são seletivamente vaporizadas, de modo que ocorre remoção de impurezas do metal de solda

Com relação às desvantagens e limitações do processo a laser:

- Custo de investimento alto
- O processo não aceita diferenças na folga entre as peças maiores que 10% da espessura das mesmas, devido a que o feixe é altamente colimado.
- Atualmente a máxima espessura que pode ser soldada em um passe é de 20 mm.
- A soldagem laser também apresenta problemas similares aos dos processos convencionais, como susceptibilidade à formação de trincas.

3.4 PARÂMETROS DO PROCESSO DE SOLDAGEM LASER

Para garantir as especificações para uma solda de qualidade se faz necessário um ótimo controle do processo. Este controle exige conhecer os fatores que têm influência sobre o processo, tais como: fonte e modo do feixe, características dos materiais nos aspectos metalúrgicos e químicos, assim como também a espessura da peça, velocidade de soldagem e eficiência na absorção do feixe (BRACARENSE, 2007).

As variáveis principais são:

- Potência do laser
- Diâmetro do raio incidente
- Velocidade de soldagem
- Temperatura de Pré-aquecimento

3.4.1 Potência do laser

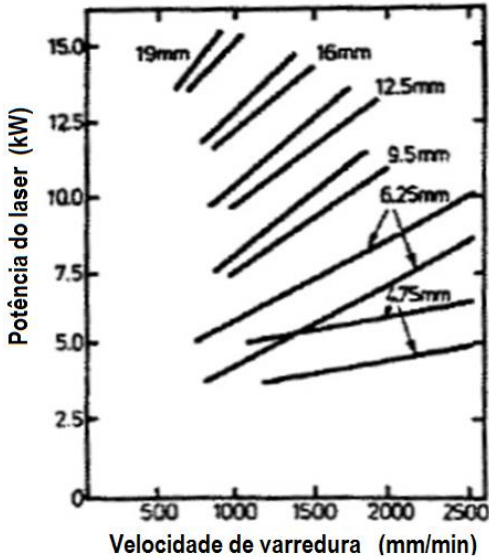
Este é considerado no processo de soldagem laser como um dos principais parâmetros, porque determina a capacidade de aquecer e

fundir as peças a soldar. Em geral, alta potência contínua (isto é, de magnitude constante) é obtida com laser de CO₂, enquanto que laser Nd:YAG fornece a potência pulsada. A potência do laser requerida depende das propriedades termofísicas e ópticas do material.

A energia necessária para fundir e vaporizar o material está relacionada com seu calor específico e seu calor latente de fusão e vaporização. Outras propriedades como difusividade e condutividade térmica são importantes porque determinam a energia escoada pelo material durante a soldagem. Dentre as propriedades ópticas do material na superfície onde o laser incide, o coeficiente de absorção do material tem grande influência sobre a potência do laser requerida. A absorção do material determina o nível de energia irradiada pelo laser que é absorvida pelo material, sendo que aquela que não é absorvida é refletida para o meio ambiente.

A faixa operacional do sistema a laser é definida por meio de uma relação entre a potência do laser e a velocidade de soldagem para um certo material e profundidade de penetração. Têm sido determinadas, a partir de dados experimentais, curvas relacionando velocidade de soldagem e potências de trabalho para várias espessuras. Na Figura 3.17 há um exemplo para soldagem de aços de baixo carbono com laser de CO₂. As curvas especificam condições aceitáveis de soldagem (ROSSINI, 2002).

Figura 3.17 - Potência do Laser CO₂ em função da velocidade de soldagem para diferentes espessuras de chapa de aço (ROSSINI, 2002).



3.4.2 Diâmetro do raio incidente

A densidade de energia do feixe é outra variável importante. Quando o diâmetro do feixe é pequeno, a densidade de energia aplicada será maior, devido à área de atuação ser menor, se a potência da fonte for constante. Isto é interessante devido à possibilidade de automatizar estas variáveis no processo de soldagem a laser, conforme é mostrado na Figura 3.18 (BRACARENSE, 2007).

Outro fator importante é o ponto focal (Figura 3.19), isto é, o ponto onde ocorre a máxima convergência do feixe. A posição adequada do ponto focal em relação à espessura da peça depende de vários parâmetros, dentre eles a espessura da peça (BRACARENSE, 2007).

Figura 3.18 - Controle do cabeçote de soldagem laser (ARCELORMITTAL, 2002).

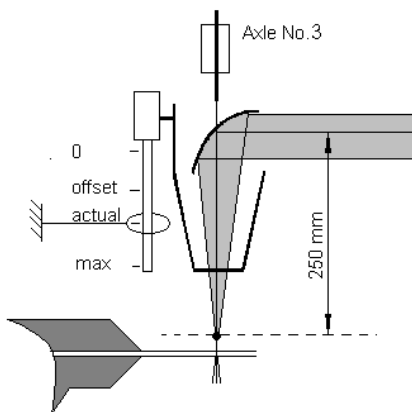
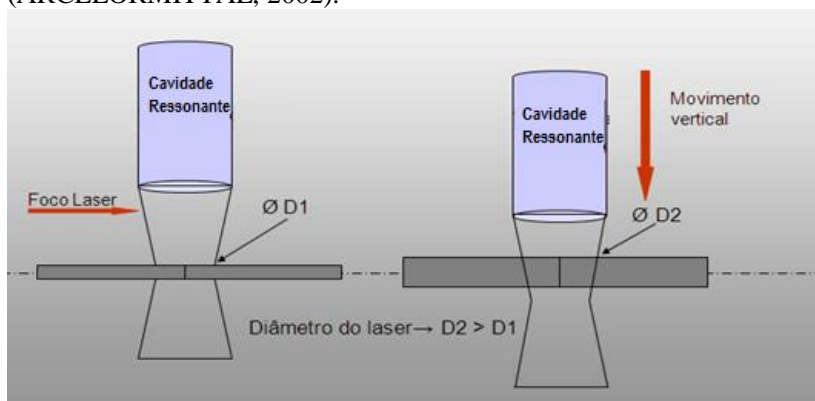


Figura 3.19 - Localização do ponto focal em relação à espessura (ARCELORMITTAL, 2002).



3.4.3 Absorção do laser

A absorção é a que determina a eficiência do feixe de luz incidente na peça. Deve-se levar em consideração, alguns fatores físicos dos materiais, ou seja, a condutividade térmica, o calor específico e a difusão térmica. Estes fatores serão responsáveis por uma boa ou má absorção da energia térmica transferida ao material. É a partir das propriedades do material que se determinará se será necessário aplicar uma densidade de energia maior, ou menor e se será utilizado em modo

contínuo, ou mesmo pulsado. Qualquer cálculo da energia transferida para a soldagem laser é baseada na energia absorvida pela peça. Para superfícies polidas, determina-se que a absorção é proporcional a raiz quadrada da resistividade elétrica. Outros fatores também influenciam, como a temperatura, qualidade da superfície, o gás de proteção, o que dificulta muito a sua determinação experimental (FELIZARDO, 2004)..

3.4.4 Velocidade de Soldagem a Laser

Se durante o processo de soldagem laser a velocidade for demasiado elevada, o ponto a ser soldado não receberá energia suficiente para fusão ou vaporização, gerando uma solda de baixa penetração e estreita. No caso de usar velocidade demasiadamente baixa, o ponto a ser soldado receberá energia por um período de tempo mais longo, podendo ocorrer perfuração ou escorrimento da poça conhecido como “*Burn through*” (BRACARENSE, 2007).

Para uma potência específica, uma diminuição da velocidade de soldagem gera um aumento de penetração na peça, enquanto que velocidades elevadas podem originar baixa penetração.

3.4.5 Gás de Proteção

No processo de soldagem a laser os gases de proteção mais utilizados são os gases inertes hélio (He) e argônio (Ar). O gás hélio possui propriedades diferenciadas para soldagem a laser em alta velocidade, Como a luz do laser de CO₂ interage mais fortemente com o plasma e está mais propenso a sofrer perdas de penetração pelo bloqueio por plasma, é recomendado o uso de hélio como gás de proteção ao se soldar com um feixe de laser de CO₂ de potência elevada, pois esse gás apresenta maior potencial de ionização em relação aos demais gases de proteção, eliminando a formação de plasma. Entretanto, trata-se de um gás com o custo mais elevado com relação aos outros gases que podem ser utilizados no processo.

A prática atualmente é usar misturas de gases como argônio com hélio, para reduzir os custos com gases de proteção. O argônio tem um potencial de ionização muito menor que o do hélio, aproximadamente 15,76 eV (REISGEN *et al*, 2010).

Os comprimentos de onda dos lasers de estado sólido e de diodo são menos sensíveis à presença do plasma, então gases mais baratos, como argônio e nitrogênio, podem ser utilizados.

3.4.6 Características da junta a ser soldada

Para um melhor desempenho de soldagem, no que se refere a uma maior penetração do cordão de solda, o feixe laser deve ser direcionado em forma perpendicular à superfície da peça, para que o feixe do laser esteja mais concentrado em um ponto específico em relação à espessura. Se o feixe incidir em forma oblíqua, será menor a penetração da solda (FELIZARDO, 2004).

Uma das características importantes dos materiais soldados pelo processo a laser é a absorvidade, pois dela dependerá quanto de radiação do feixe será refletida e quanto será absorvida pela peça. Outra característica importante é a difusividade térmica, que também influi na absorção do feixe.

A geometria da junta e as tolerâncias dimensionais são extremamente importantes neste processo. Havendo uma folga demasiadamente grande na preparação da junta, o feixe do laser passará por ela sem interagir com a peça, gerando uma descontinuidade (FELIZARDO, 2004).

3.5 PRÉ-AQUECIMENTO PARA EVITAR TRINCAS A FRIO

Ao soldar aços ferríticos, especialmente quando se utilizam baixas energias, um dos problemas de soldabilidade que mais preocupa é a trinca a frio (ou trinca induzida pelo hidrogênio), denominada assim porque ocorre a baixas temperaturas, menores que 200 °C, pela ação conjunta de três fatores:

- Microestrutura susceptível como a da martensita, especialmente quando esta tiver alto carbono.
- Tensões elevadas, como resultado de gradientes de temperatura e transformações de fase.
- Elevado teor de hidrogênio difusível no metal de solda.

Para determinar a susceptibilidade de um aço a vir desenvolver trinca a frio foi concebido o índice denominado carbono equivalente. Desde que Dearden e O'Neil propuseram em 1940 uma fórmula de carbono equivalente para avaliar a susceptibilidade às trincas a frio, muitos outros autores têm proposto fórmulas diversas, com base em resultados de ensaios de soldabilidade. Os carbonos equivalentes podem ser classificados em três grupos (YURIOKA e KASYA,1995):

- A) Aqueles em que o coeficiente para o Mn é 1/6, como o do Instituto Internacional de Soldagem, IIW:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{4} \quad [3.2]$$

B) Aquele propostos para prever a soldabilidade de aços mais modernos, como os aços baixa-liga com carbono reduzido ($C < 0,18\%$), para os quais a microestrutura na ZAC não sofre variações consideráveis com a taxa de resfriamento e, portanto, o controle das trincas a frio toma por base o conceito do teor crítico de H. Por exemplo, o carbono equivalente proposto por Ito e Bessyo:

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad [3.3]$$

C) Carbonos equivalentes que levam em consideração a interação entre o C e outros elementos. Por exemplo, o *CEN* proposto por Yurioka:

$$CEN = C + A(C) \cdot \left(\frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu}{40} \right) \quad [3.4]$$

Onde,

$$A(C) = 0,75 + 0,25 \cdot \tanh[20 \cdot (C - 0,12)]$$

Quanto ao carbono equivalente *CEN*:

- Para altos teores de C ($> 0,17\%$), o valor de *CEN* é similar aos carbonos equivalentes do grupo A. Por exemplo, tem-se a relação linear:

$$CEN = CE_{IIW} + 0,012 \quad [3.5]$$

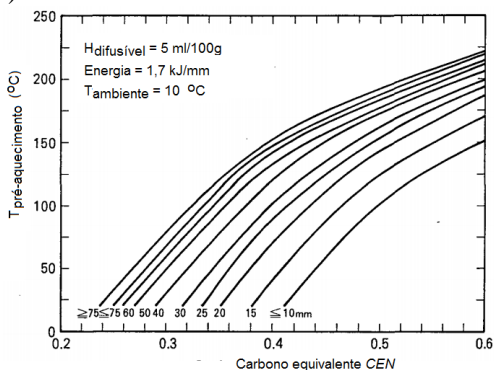
- Para teores de C $\leq 0,17\%$, *CEN* é similar aos carbonos equivalentes do grupo B, dentre eles Pcm:

$$CEN = 2Pcm - 0,092 \quad [3.6]$$

Quanto aos métodos para determinar as condições de soldagem de modo a evitar as trincas a frio, merece destaque o método de Yurioka (YURIOKA e KASYA, 1995), pelo fato de considerar um maior número de fatores de surgimento das trincas a frio e utilizar uma fórmula de carbono equivalente mais abrangente (*CEN*), isto é, válida para uma maior faixa de composições químicas.

Com base em resultados do ensaio de soldabilidade Tekken (descrito na norma JIS Z3158), Yurioka desenvolveu as curvas da figura 3.20, que permitem determinar a temperatura de pré-aquecimento a usar ao soldar com energia de 1,7 kJ/mm, teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100 g.

Figura 3.20 - Curvas para determinar a temperatura de pré-aquecimento em função do carbono equivalente CEN, quando soldando com energia de 1,7 kJ/mm e teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100g (YURIOKA e KASYA, 1995).



Pelo método de Yurioka, a forma de considerar no cálculo do pré-aquecimento o teor de hidrogênio difusível e a energia de soldagem é realizando uma “correção” do valor de CEN, mediante os gráficos mostrados nas figuras 3.21 e 3.22. Assim, por exemplo, se na soldagem o teor de hidrogênio for menor que 5 ml/100g, deve ser diminuído o valor de CEN aplicado na figura 3.20. Se a energia de soldagem for maior que 1,7 kJ/mm, a correção do valor de CEN dependerá também do valor do carbono equivalente CE_{IIW} (conforme mostra a figura 3.22).

Figura 3.21 – Correção do valor de CEN em função do hidrogênio difusível no metal de solda (YURIOKA e KASYA, 1995).

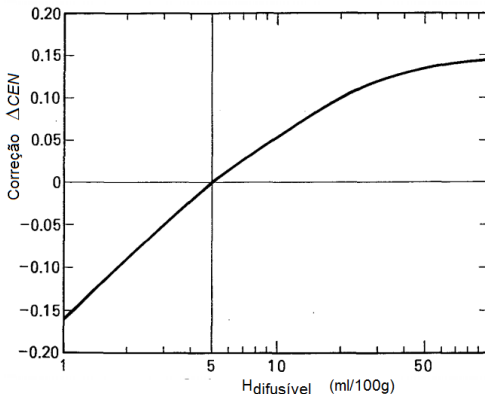
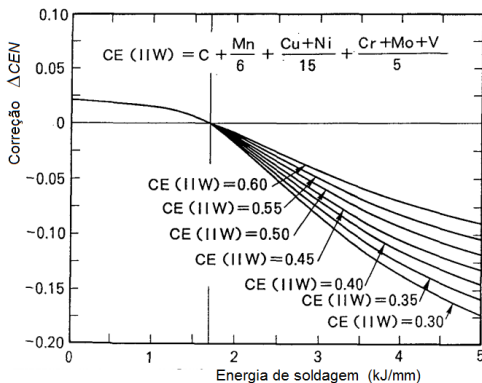


Figura 3.22 – Correção do valor de CEN em função da energia de soldagem e do carbono equivalente CE_{IIW} (YURIOKA e KASYA, 1995).

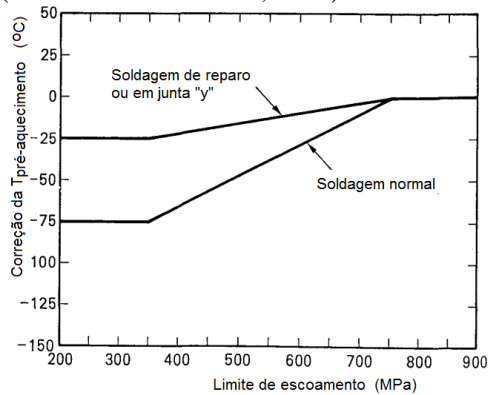


O ensaio Tekken é altamente rigoroso, pelas seguintes razões:

- A intensidade de restrição é extremamente forte devido à soldagem numa junta ancorada por soldas nas extremidades.
- Devido à geometria da junta (em “y”), há concentrações de tensões na raiz da solda.
- A velocidade de resfriamento é elevada, devido ao escoamento de calor para as chapas.

Então, se o metal de solda tiver um limite de escoamento menor que 750 MPa a temperatura de pré-aquecimento pode ser diminuída conforme mostrado na figura 3.23. A razão para isto é que, com um metal de solda menos resistente, serão menores as tensões desenvolvidas durante a soldagem. Além disso, quando a soldagem for normal (isto é, quando a sua restrição for baixa), a redução do pré-aquecimento pode ser mais intensa.

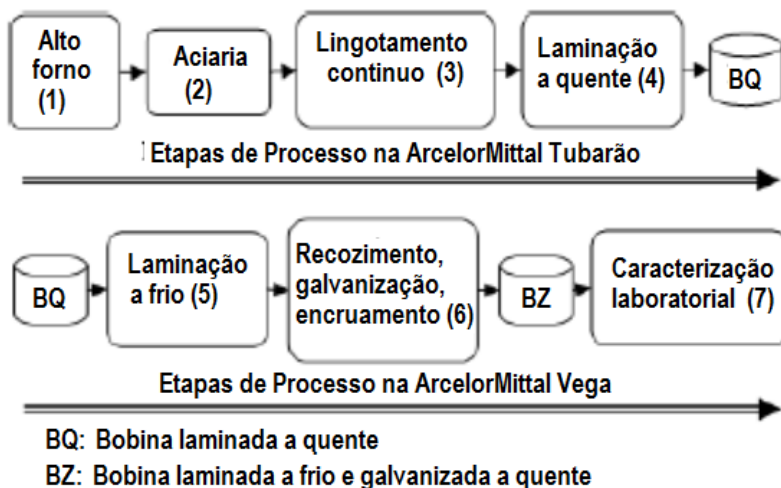
Figura 3.23 - Correção da temperatura de pré-aquecimento em função do limite de escoamento do metal base e da intensidade de restrição da junta a soldar (YURIOKA e KASYA, 1995)



4. METODOLOGIA

O material de estudo neste trabalho foram aços avançados de alta resistência (AHSS- *Advanced High Strength Steel*) produzidos pela Arcelormittal Brasil. A produção destes aços é dividida entre as plantas localizadas em Vitória, ES (Arcelormittal Tubarão) e em São Francisco do Sul, SC (Arcelormittal Vega). No Brasil a Arcelormittal produz atualmente estes aços em escala industrial nas classes de resistência de 450 á 780 MPa. As principais etapas de produção estão descritas na Figura 4.1.

Figura 4.1 - Etapas de produção dos aços dual phase nas plantas da Arcelormittal no Brasil (DRUMOND, 2012).



4.1 MATERIAIS

Para a realização do trabalho foram utilizadas amostras de chapas dos aços DP 600 e DP780, laminadas a quente, com espessura de 2,8 mm, cujas composições químicas são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composições químicas dos aços estudados (% em peso).

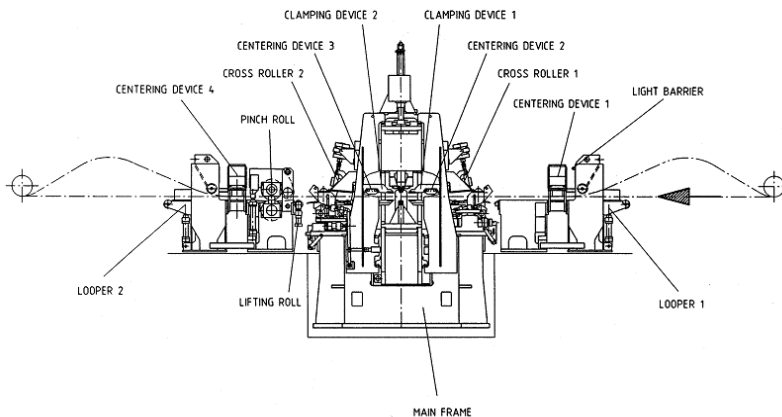
Grau de aço	C	Mn	P	S	N	Al	Si	Ti
DP 600	0,103	1,779	0,012	0,005	0,005	0,046	0,269	0,001
DP 780	0,137	1,770	0,013	0,006	0,005	0,039	0,220	0,022

4.1.1 Soldagem das amostras

As amostras soldadas foram obtidas no processo produtivo segundo as etapas de corte das bordas, alinhamento destas e soldagem laser. O corte foi feito em forma transversal à direção de laminação da chapa.

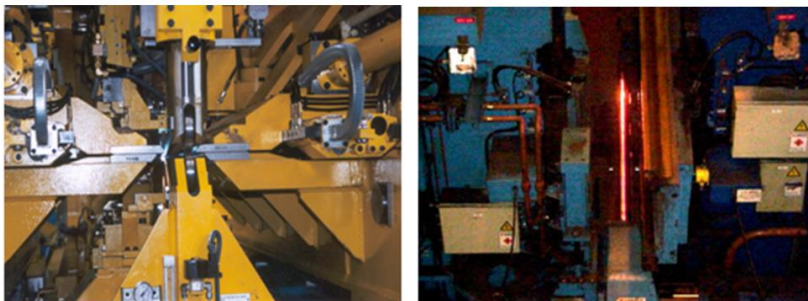
O equipamento utilizado para a soldagem a laser das bobinas foi da marca TRUMPF com o sistema mecanizado Miebach modelo Hot-Strip-Laser Welder HSL19/101127 (Figuras 4.2 e 4.3). Esse equipamento possui um laser de CO₂ contínuo com potência nominal de 12 kW.

Figura 4.2 - Esquema da máquina de solda Laser da Miebach (ARCELORMITTAL, 2002).



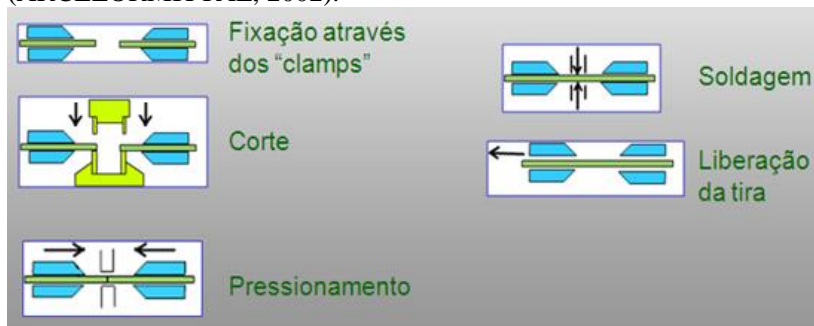
Para soldagem das 38 condições as amostras foram retiradas nas dimensões 500x1200mm da bobina em uma linha de inspeção, desta forma foi possível realizar os ensaios sem que a linha Decapagem estivesse em funcionamento, garantindo a realização dos experimentos em uma parada programada de manutenção.

Figura 4.3 - Fotos de duas etapas da união das bobinas: a) corte e alinhamento das bordas; b) soldagem laser (ARCELORMITTAL, 2002),



O equipamento possui uma mesa de soldagem onde estão posicionados os “*Clampings*” que tem como função posicionar as tiras (das duas bobinas) para cortar suas bordas e depois ajustar a distância entre as bordas (ponta de uma e cauda da outra bobina) para a solda (Figura 4.4). Seu acionamento dá-se através de cilindros hidráulicos, sendo que a mesa é projetada para absorver desalinhamentos. Possui também um “encoder” linear que permite o posicionamento para duplo corte, corte e solda. O equipamento alinha as bordas de forma a se ter um junta adequada para soldagem com o laser.

Figura 4.4 - Esquema Operacional da Mesa de soldagem (ARCELORMITTAL, 2002).



4.1.2 Parâmetros de Soldagem

Na tabela 4.2 estão os parâmetros utilizados na obtenção dos cordões de solda. A distância focal (off set) utilizado no laser foi fixado em -2 mm, isto é, a distância focal ficou 2 mm abaixo da superfície da

chapa a ser soldada. O distanciamento entre as peças (gap) nas juntas a soldar foi de 0,05mm, este posicionamento é garantido através de calibrações periódicas da mesa de soldagem. Este gap se faz necessário em função da expansão volumétrica que o material sofre em função do aquecimento.

O gás de proteção foi hélio puro com 99,9% de pureza, em função de acordos operativos entre plantas da ArcelorMittal Brasil foi definido somente o uso deste gás, apesar do elevado custo. A vazão empregada nos ensaios foi de 25 l/min no bico inferior e no bico superior 38 l/min. Nestas condições foram geradas 38 amostras com diferentes combinações de parâmetros de processo (19 amostras de DP780/DP780 e 19 amostras de DP600/DP600), conforme mostrado nessa tabela. Na penúltima coluna da mesma estão os valores calculados de aporte de soldagem, através da equação 3.1.

No equipamento utilizado, o pré-aquecimento é gerado em função de um cabeçote que faz o aquecimento por indução elétrica, ele é posicionado logo à frente ao cabeçote de soldagem laser. Neste equipamento não é definido o parâmetro em termos da temperatura a ser controlada, mas da potência para realiza-lo, ou seja, não se controla a temperatura, se comanda a potência.

A condição padrão empregada atualmente se expressa pela condição 4 Tabela 4.2, onde será objeto comparativo com relação aos outros parâmetros empregados. As potências de pré aquecimento, velocidade do laser e as velocidades estão representadas em numeros em duas casa decimais em função do equipamento ter ajustes sobre percentuais da potência total e velocidade de soldagem, desta forma gerando numeros decimais.

Tabela 4.2 - Parâmetros utilizados na soldagem a laser das juntas.

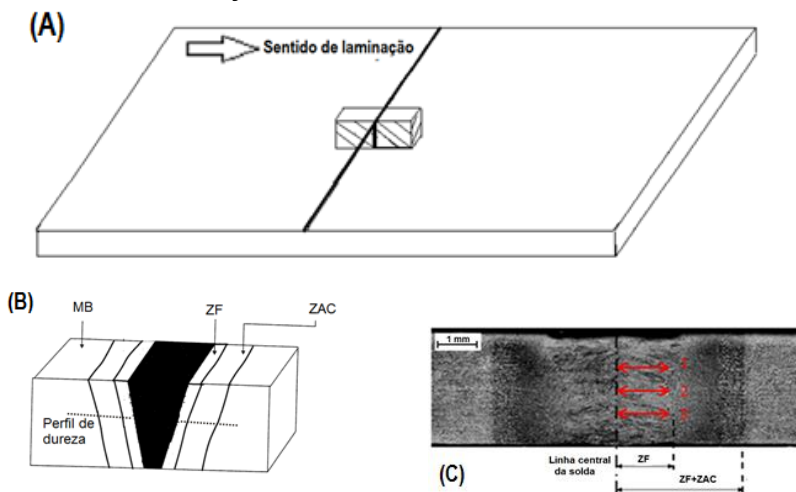
Nº ensaio	Aço	Gap (mm)	Potência do laser (kW)	Velocidade (m/min)	Energia de soldagem (kJ/mm)	Potência do pré-aquecimento (kW)	
1	DP600 e DP780	0,05	11,97	4,05	0,177	13,20	
2						16,17	
3						19,14	
4				4,95	0,145	13,20	
5						16,17	
6						19,14	
7				6,00	0,120	13,20	
8						16,17	
9						19,14	
10			9,82	0,145	4,05	0,145	13,20
11							16,17
12							19,14
13					4,95	0,119	13,20
14							16,17
15							19,14
16					6,00	0,098	13,20
17							16,17
18							19,14
19			10,05	0,059	19,14		

4.1.3 Caracterização das amostras

Após a soldagem a laser, as amostras foram cortadas conforme mostra a Figura 4.5. Foram retirados três corpos de prova para realizar ensaios mecânicos (ensaio de tração, microdureza e Erichsen) e analisar a microestrutura na região da solda.

A caracterização microestrutural foi feita em um microscópio óptico Zeiss AXIO (MO) e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL 6360. Todas as amostras foram cortadas no sentido paralelo ao de laminação (Figura 4.6), embutidas, lixadas, polidas e atacadas com os reativos Nital 4% ou Lepera, de modo a revelar os contornos de grão e as fases presentes.

Figura 4.6 - a) Local de retirada da amostra metalográfica; b) Perfil de microdureza; c) medição na ZAC e ZF.



5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nos cordões de solda obtidos (no total foram realizadas soldagens em 19 condições para cada grau de aço), o objetivo foi avaliar se os parâmetros empregados foram satisfatórios levando em conta as características mecânicas e qualidade estrutural da solda, sempre em comparação com o procedimento padrão utilizado atualmente na empresa. Utilizando os parâmetros apresentados na tabela 4.2, obtiveram-se cordões com elevada sanidade, sem o aparecimento de micro trincas ou descontinuidades na zona fundida. Estes resultados mostram que a proteção gasosa foi eficiente. A importância de conseguir esta condição é muita enfatizada no trabalho de Reisgen *et al* (2010). O único caso negativo foi o da condição de processo 19, onde houve uma falta de penetração no lado inferior das chapas. Nessa condição a velocidade foi de 10 m/min, aproximadamente 50% superior à velocidade empregada atualmente na empresa. Foi testada para determinar o limite possível para a velocidade de soldagem.

5.1 CÁLCULO DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO

Com base na composição química dos aços estudados (apresentada na tabela 4.1), foram determinados mediante a equação 3.4 os valores dos carbonos equivalentes, utilizando as equações 3.2 a 3.4. Os resultados obtido foram:

Para o aço DP600, $CE_{IIW} = 0,471$, $P_{cm} = 0,217$ e $CEN = 0,350$.

Para o aço DP780, $CE_{IIW} = 0,501$, $P_{cm} = 0,254$ e $CEN = 0,451$.

Conforme o método de previsão de Yurioka (YURIOKA e KASYA, 1995), um processo de soldagem que aplicasse uma energia de 1,7 kJ/mm e resultasse em teor de hidrogênio de 5 ml/100g no metal de solda, pela figura 3.20 é possível concluir que:

- Ao soldar o aço DP600, de menor temperabilidade, se a peça tivesse uma espessura de 25 mm seria necessário pre-aquecer a 50 °C. Entretanto, para uma espessura menor, de 10 mm, em função da menor velocidade de resfriamento resultante, não é necessário pré-aquecimento.

- Ao soldar o aço DP780, de maior temperabilidade, se a peça tivesse uma espessura de 25 mm seria necessário pre-aquecer a 130 °C. Entretanto, para uma espessura de 10 mm seria suficiente pré-aquecer a 75 °C.

Para considerar o fato de que, ao utilizar proteção gasosa se espera um nível de hidrogênio difusível bastante menor que 5 ml/100g,

por exemplo de 2 ml/100g, o carbono equivalente CEN deve ser corrigido para menos em um valor de 0,10, conforme indicado pela figura 3.21.

Para considerar o fato de que nas soldagens laser realizadas neste trabalho foram utilizadas energias inferiores a 1,7 kJ/mm (entre 0,059 e 0,177 kJ/mm, conforme mostrado na tabela 4.2), o carbono equivalente calculado CEN deve ser corrigido para mais em um valor de 0,02, independente do valor do carbono equivalente CE_{IIW} , conforme mostra a figura 3.22.

Portanto, a correção total de CEN , considerando o menor teor de hidrogênio e a menor energia de soldagem, é de 0,08 para menos. Assim sendo, os valores de CEN “corrigidos” são: 0,27 para o DP600 e 0,371 para o DP780. Com esse valores verifica-se na figura 3.2 que, mesmo ao soldar o aço mais susceptível a trincas a frio, o DP780, não é necessário pré-aquecimento.

O pré-aquecimento pode ter vários objetivos, além daquele de evitar as trincas a frio. Por exemplo, pode permitir maior penetração da solda sem necessidade de aumentar o aporte térmico, isso foi constatado pelos ensaios realizados. O pré-aquecimento vai diminuir a velocidade de resfriamento em forma mais significativa em baixas temperaturas, mas não em altas temperaturas.

5.2 ENSAIO DE MICRODUREZA

As soldas de chapas de aços de alta resistência realizada no experimento pelo processo a laser apresentaram alta dureza na zona fundida. O aumento da dureza nessa zona chega quase ao dobro do valor encontrado no Metal base. Isto pode ser explicado em função da mudança microestrutural que ocorre na chapa durante o processo de soldagem devido às elevadas temperaturas de processo e as altas taxas de resfriamento a que a junta é submetida logo após o processo de soldagem a laser. Este resultado diminui consideravelmente a capacidade de o material sofrer conformação nesta região. Alguns autores citam que a microdureza não é um bom dado científico para avaliação da qualidade da solda, mas da uma boa avaliação da ductilidade e da conformabilidade da junta soldada.

Outros fatores que justificam os valores altos de dureza são a elevada temperabilidade desses aços (embora o teor de carbono seja relativamente baixo), a espessura da chapa e a velocidade de soldagem.

Na figura 5.1 são apresentados os perfis de dureza Vickers, realizados ao longo de uma linha paralela à superfície das chapas. Nos

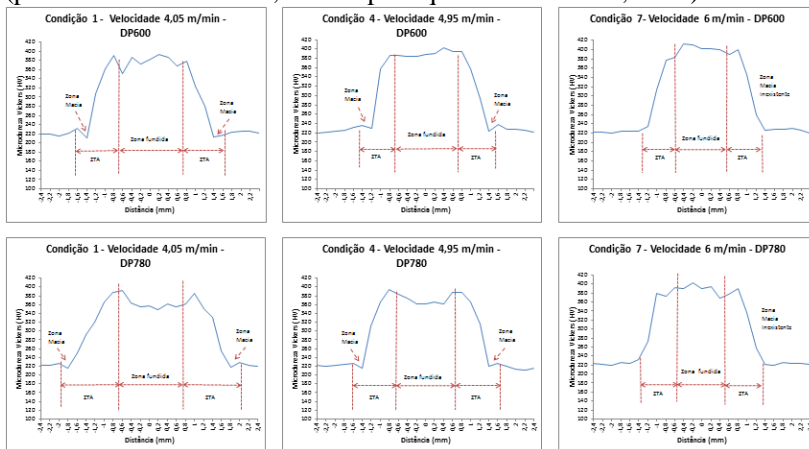
gráficos são indicados os limites entre as várias regiões da solda (zona fundida, ZAC e metal base).

Figura 5.1 - Perfis de microdureza ao soldar a laser os aços DP600 e DP780 na condição padrão usada atualmente na empresa.

Os resultados mostrados acima, em soldagens utilizando laser gasoso (CO_2), são similares aos encontrados por Farabi *et al* (2010), que utilizaram nos seus ensaios um laser de corpo sólido. Na zona afetada pelo calor, os valores de dureza variam: quanto mais próximo da zona fundida maior a dureza, devido ao aumento da fração volumétrica de martensita ao ser submetido o material a maiores temperaturas de pico durante a soldagem.

Na região da ZAC próxima ao metal base foram identificados valores mais baixos de dureza do que no metal base. Esta região é denominada "zona macia". Conforme Farabi *et al* (2010), na região da ZAC em que a martensita pré-existente no aço *Dual Phase* não é austenitizada durante o processo de soldagem, pois a temperatura de pico não ultrapassa a temperatura crítica $\text{Ac}1$, ocorre o revenido da martensita. A largura da "zona macia" no processo de soldagem a laser CO_2 é muito pequena, na condição padrão de soldagem com velocidade de 4,95 m/min ainda se observa este fenômeno, conforme mostra a Figura 5.2. Em testes com velocidades menores que este valor também foi observada essa "zona macia" Por outro lado, com a velocidade maior, de 6 m/min, deixou de existir esta região, isto se deve a que, com a redução do aporte térmico, praticamente não ocorre revenido da martensita pré-existente.

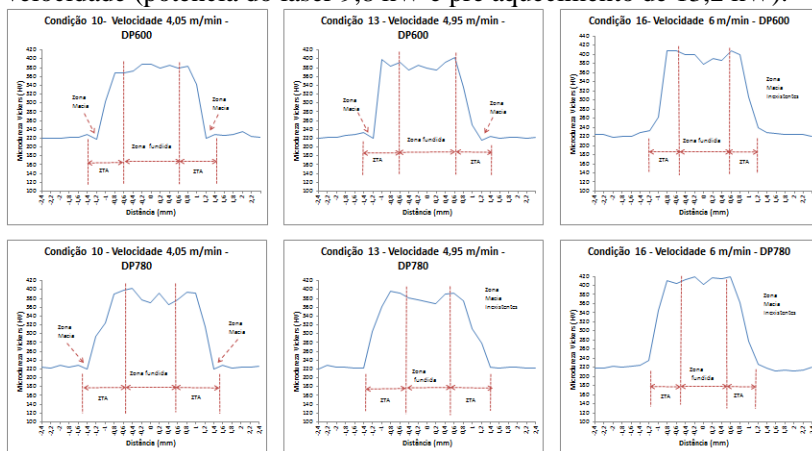
Figura 5.2 - Microdureza em função do aumento de velocidade (potência do laser de 11,9 kW e pré aquecimento de 13,2 kW).



Além do desaparecimento da região denominada “zona macia” ao soldar com baixos aportes (isto é, ao aumentar a velocidade, mas com a potência do laser mantida em 11,9 kW), observou-se uma redução do tamanho da zona fundida e da zona afetada pelo calor.

Quando foi mantido o pré aquecimento usado na condição acima (13,2 kW) mas reduzida a potência do laser para 9,8 kW, foi observado que: ao soldar o aço DP600 com as velocidades de 4,05 e 4,95 m/min há uma “zona macia”, mas para a velocidade de 6 m/min deixa de existir tal zona (Figura 5.3). No aço DP780 é possível observar esta região somente a 4,05 m/min, pois para velocidades maiores (4,95 e 6,0 m/min) desaparece a “zona macia”.

Figura 5.3 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a velocidade (potência do laser 9,8 kW e pré aquecimento de 13,2 kW).

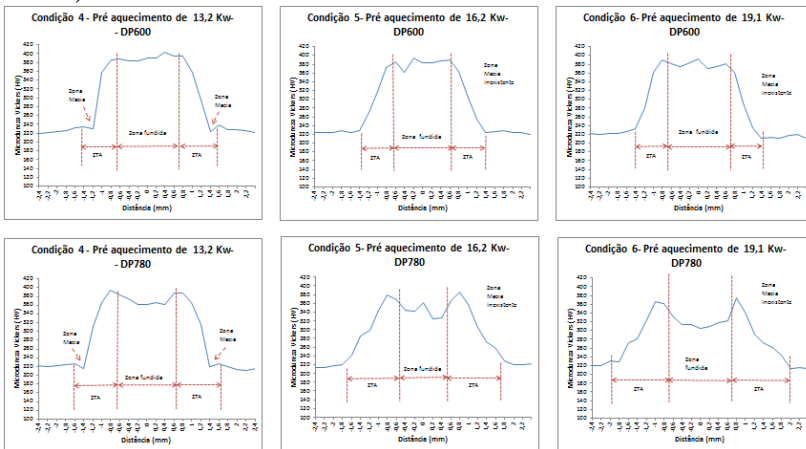


Tanto a zona fundida quanto a zona afetada pelo calor tiveram o mesmo comportamento em ambas às potências de soldagem empregada: houve um estreitamento dessas regiões ao diminuir o aporte térmico. Este comportamento foi observado por Xia *et al* (2008) ao soldar chapas de 1 mm de espessura, com outros tipos de laser.

Com base nesta constatação feita através do ensaio de microdureza, pode-se afirmar que com a redução do aporte térmico é possível evitar a formação da “zona macia”, a qual muitos autores citam de que esta região é prejudicial para a ductilidade e conformabilidade do material.

Outro aspecto que precisa ser avaliado é a influência do pré-aquecimento na formação e características da “zona macia”. Ao utilizar uma potência do laser de 11,9 kW, com velocidade de soldagem de 4,5 m/min, os perfis de dureza obtidos ao aumentar a potência de pré-aquecimento são mostrados na Figura 5.4.

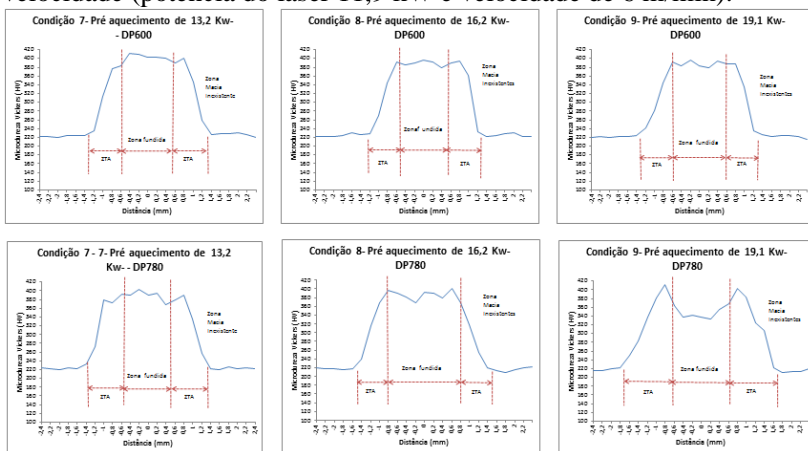
Figura 5.4 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a potência de pré-aquecimento (potência do laser de 11,9 kW e velocidade de 4,5 m/min).



Um comportamento interessante foi observado nas microdurezas do aço DP780 (condições 5 e 6): quando se aumentou a potência de pré-aquecimento, houve um aumento do tamanho da ZAC e redução da ZF. Este fenômeno também é observado quando há um aumento da velocidade, conforme mostra a Figura 5.5.

Este comportamento está relacionado com a redução da taxa de resfriamento do material devido ao aumento do aporte de calor na etapa de pré-aquecimento realizada antes da união das duas chapas.

Figura 5.5 - Mudanças nos perfis de microdureza ao aumentar a velocidade (potência do laser 11,9 kW e velocidade de 6 m/min).



5.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na tabela 5.1 estão apresentados os resultados dos ensaios de tração (limite de escoamento, resistência à tração e alongamento final, medido em relação ao comprimento de referência de 50 mm) realizados no metal base (isto é, sem solda) e nos corpos de prova soldados. Nestes últimos, o cordão de solda ficou na direção transversal, na parte central da região reduzida dos CPs. Um fato observado em todas as condições de soldagem, tanto no aço DP600 como no aço DP780, é de que a fratura ocorreu distante da zona fundida e também da “zona macia” (que havia sido identificada mediante os perfis de microdureza). Sreenivasan *et al* (2008) observaram este mesmo comportamento em seus trabalhos, quando utilizaram outros tipos de laser. Conforme esses autores, o endurecimento ou aumento do escoamento na ZAC e da ZF restringe a deformação plástica nas regiões adjacentes e empurra a fratura um pouco mais longe da “zona macia”. Este comportamento pode ser visto em todas as condições de soldagem conforme mostram as Figuras 5.6 e 5.7.

Todas as fraturas dos corpos de prova propagaram em uma direção paralela ao cordão de solda e perpendicular à direção da força aplicada.

Tabela 5.1 - Propriedades mecânicas das uniões soldadas, avaliadas nos ensaios de tração com CPs na direção de laminação e a solda na direção transversal.

Amostra	DP600			DP780		
	LE (MPa)	RT (MPa)	Af (%)	LE (MPa)	RT (MPa)	Af (%)
M.Base	566	659	18	582	687	17
1	526	637	17	541	643	9
2	559	661	15	569	662	8
3	543	651	15	545	647	13
4	575	673	11	525	635	12
5	575	668	14	533	642	8
6	563	659	10	537	643	9
7	573	672	16	568	664	13
8	542	651	16	528	637	13
9	538	646	15	535	640	10
10	559	660	13	572	676	15
11	523	629	8	561	667	7
12	552	654	13	599	686	8
13	511	629	15	554	655	14
14	580	669	8	511	624	14
15	526	640	17	526	642	15
16	529	640	15	511	628	10
17	540	644	14	508	631	16
18	571	669	8	562	664	14
19	539	649	15	516	629	14

Figura 5.6 - Fotos dos corpos de prova soldados em aço DP600 rompidos no ensaio de tração.

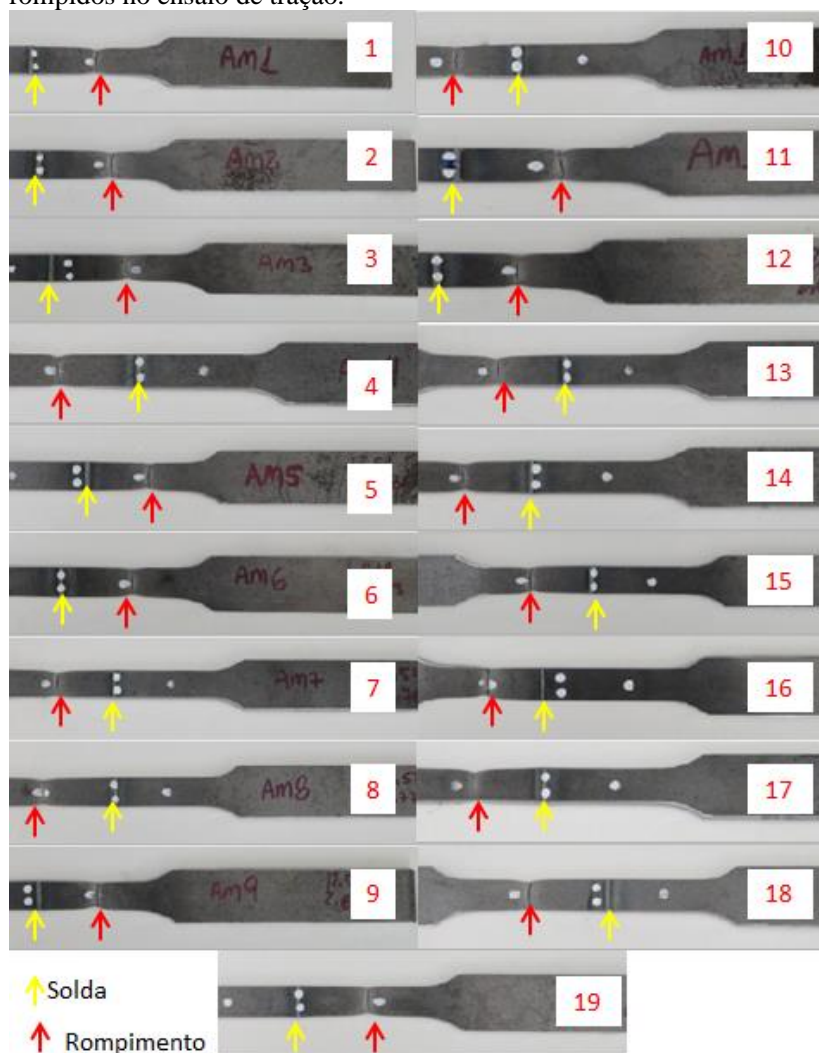
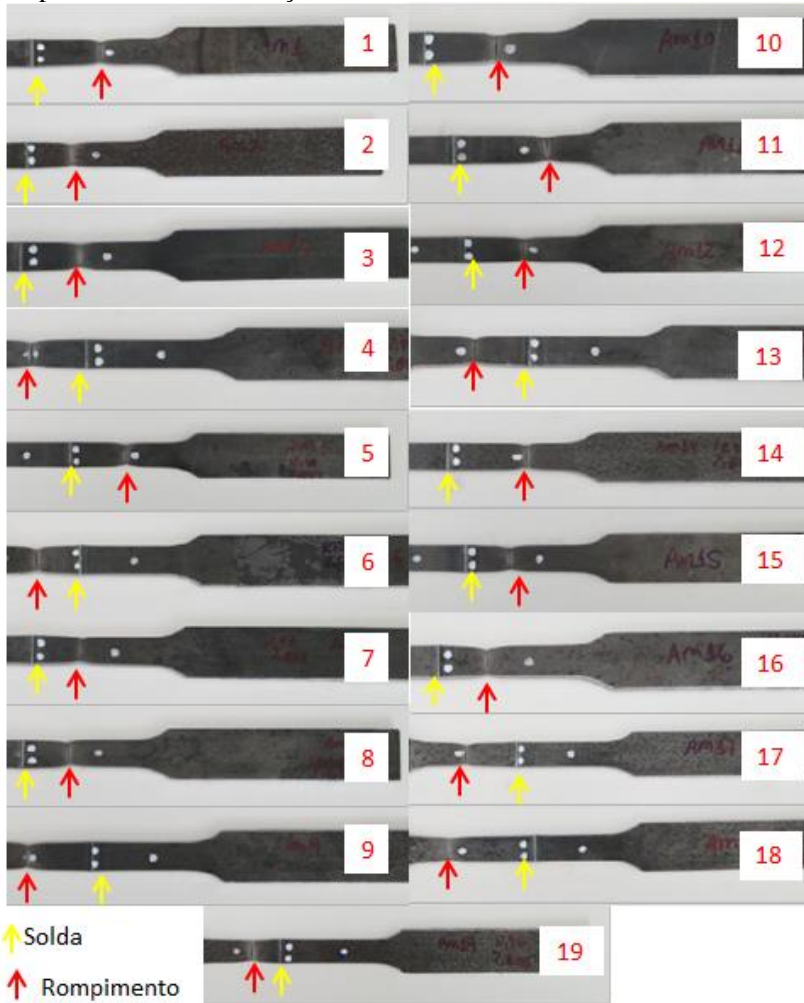


Figura 5.7 - Fotos dos corpos de prova soldados em aço DP780 rompidos no ensaio de tração.



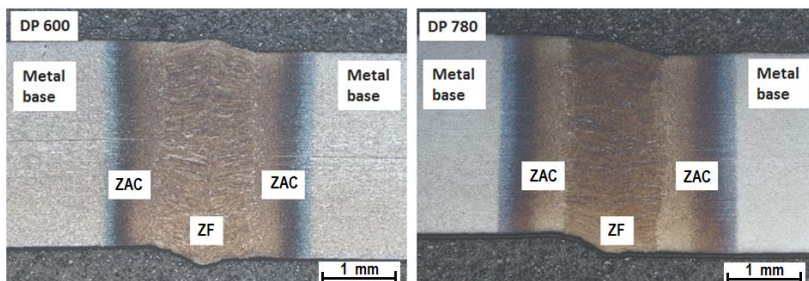
5.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As análises macrográficas foram realizadas em imagens obtidas com ampliação de 25X, similares àquelas mostradas na Figura 5.8.

Na Figura 5.8 é possível identificar as várias regiões das soldas nos aços DP600 e DP780. Fato observado é que a zona afetada pelo

calor resultante da solda a laser é estreita: tem uma largura da ordem de 900 μm . A zona fundida apresenta grãos colunares, alinhados na direção da extração de calor e uma faixa estreita de grãos equiaxiais finos na região central do cordão de solda (a última em solidificar)

Figura 5.8 - Macrografias transversais de soldas a laser em aços DP 600 e DP780.



Outra característica observada nos cordões e reforço na parte inferior da solda (seta vermelha), isto ocorreu em função da deformação plástica na região da zona fundida é por efeito da expansão da chapa aquecida, entre as garras que a fixam e a zona central. A expansão volumétrica em função da transformação da austenita em martensita é suficientemente grande para explicar a formação desse reforço visível. Este fenômeno é visível em outras condições de soldagem.

Nas macrografias das figuras 5.9 e 5.10, feitas após aplicar nas superfícies polidas dois tipos de reagente de ataque (Lepera e Picral), é possível observar com nitidez três regiões na junta soldada: metal base, zona afetada pelo calor (ZAC) e zona fundida (ZF).

Figura 5.9 - Macrografias de seções transversais das soldas em aço DP600. Ataques: Lepera (lado esquerdo) e Pírcal (lado direito).

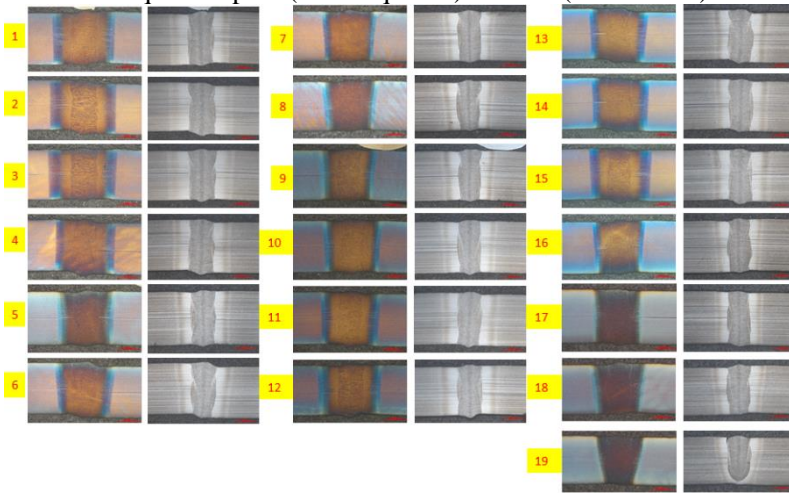
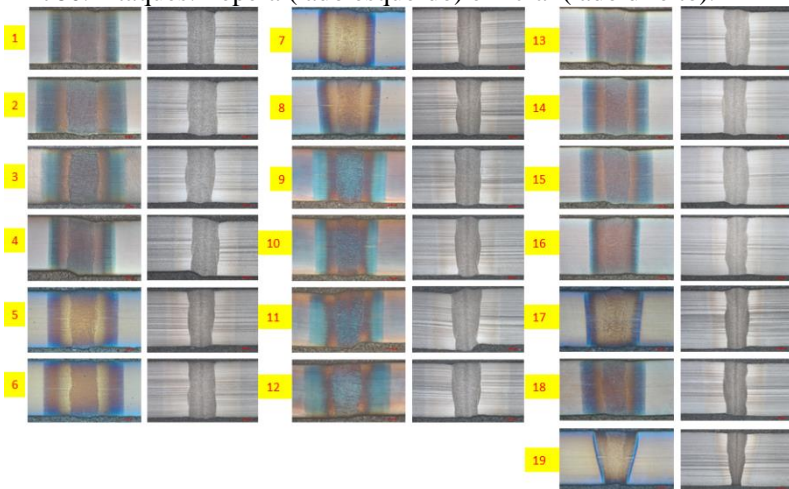


Figura 5.10 - Macrografias de seções transversais das soldas em aço DP780. Ataques: Lepera (lado esquerdo) e Pírcal (lado direito).



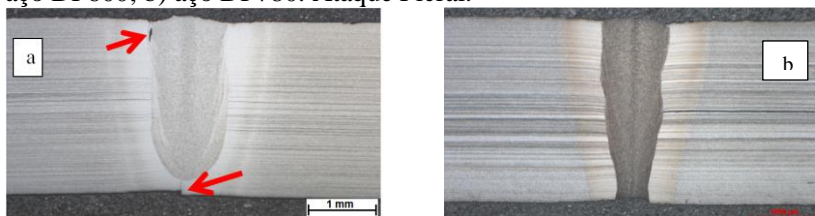
Conforme já mencionado, os cordões apresentaram-se isentos de discontinuidades, o que mostra robustez do processo de soldagem quanto a esse aspecto de qualidade da solda. Isto é, mesmo variando a potência do laser, a velocidade de soldagem e a potência de pré-

aquecimento, as soldas não apresentaram descontinuidades, exceto para a condição de processo 19, em cujas soldas foram observado um tipo de descontinuidade no caso do aço DP600: cavidade devida à contração. (conforme mostra a Figura 5.11-a). Essa descontinuidade atua como forte concentradores de tensão e, como resultado, promovem a nucleação e propagação de fraturas quando a solda for submetida a esforços de conformação (na laminação, por exemplo). Por outro lado, não houve descontinuidades nas soldas em aço DP780 realizadas na condição No 19.

Há que notar também que as descontinuidades que surgiram na solda 19 do aço DP600, se o aço fosse susceptível a trincas a frio, teriam produzido tais trincas. Entretanto, como foi mostrado no item 5.1, o aço tem elevada soldabilidade, principalmente pelo fato de ter um baixo teor de carbono (0,100 % em peso).

A condição No 19 é uma condição extrema de soldagem, no que diz respeito à velocidade (10 m/min), com valores de potência do laser e de pré aquecimento similares às de outras condições (9,8 kW e 19,14 kW, respectivamente). São bastante evidentes as diferenças entre a forma e tamanho da zona fundida obtidas com a condição No 19 nos dois aços, as quais podem ser o resultado de diferenças na eficiência da absorção da potência do laser ou, mais provavelmente, a diferenças na convecção da poça, como resultado de diferenças na tensão superficial do metal líquido.

Figura 5.11 - Macrografias de amostras soldadas na condição N^o 19: a) aço DP600; b) aço DP780. Ataque Pírcal.



As microestruturas em várias regiões das soldas obtidas são mostradas nas Figuras 5.12 e 5.13. Tais micrografias abrangem desde o metal base (Figuras 5.12-a e 5.13-a) até a zona fundida (Figuras 5.12 e 5.13, d até g). Ao lado das microestruturas são indicadas as temperaturas de pico que foram atingidas durante a soldagem, relacionadas com os campos de estabilidade das fases no diagrama de equilíbrio Fe-C (por uma questão de ilustração, haja visto que, a rigor, para as taxas de

resfriamento que ocorrem em soldagem, o diagrama não é válido, além de não considerar outros elementos de liga presentes nos aços DP).

Como se pode observar nas Figuras 5.12-a e 5.12-d, dos aços DP600 e DP780, respectivamente, no metal base há ilhas de martensita em uma matriz ferrítica. Devido à diferença entre a composição química entre estes dois aços, existe uma maior fração volumétrica de martensita no aço DP780 do que no aço DP600.

Na zona afetada pelo calor, Figuras 5.12-b e 5.12-e, em ambos os aços observa-se martensita temperada (resultado da reaustenitização e têmpera) com pequenas ilhas de bainita, juntamente com alguma martensita pré-existente (isto é, já presente no material de base), em uma matriz ferrítica.

A zona fundida neste tipo de aço contém predominantemente martensita, em conjunto com uma ferrita alotriomorfa e bainita. A formação desta martensita na zona fundida ocorre em função das altas taxas de resfriamento da poça de fusão.

Figura 5.12 - Microestruturas na solda em aço DP600 e as correspondentes temperaturas de pico atingidas. Ataque Lepera.

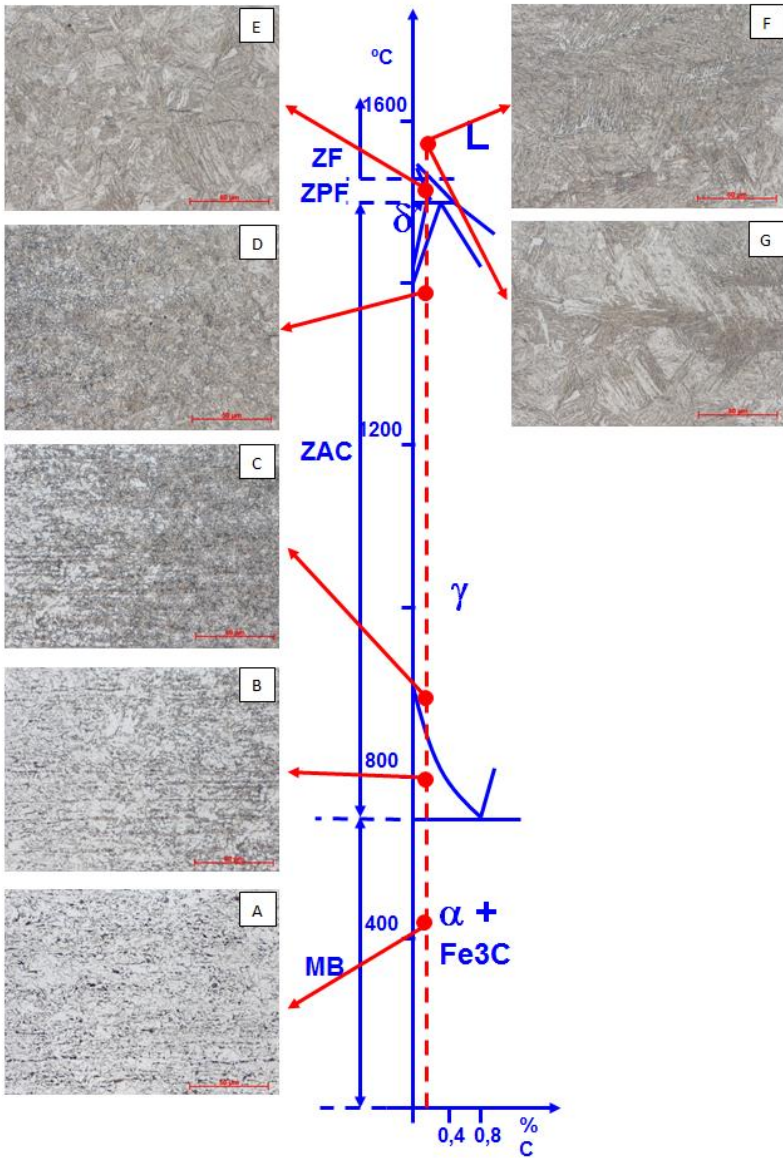


Figura 5.13 - Microestruturas na solda em aço DP780 e as correspondentes temperaturas de pico atingidas. Ataque Lepera.

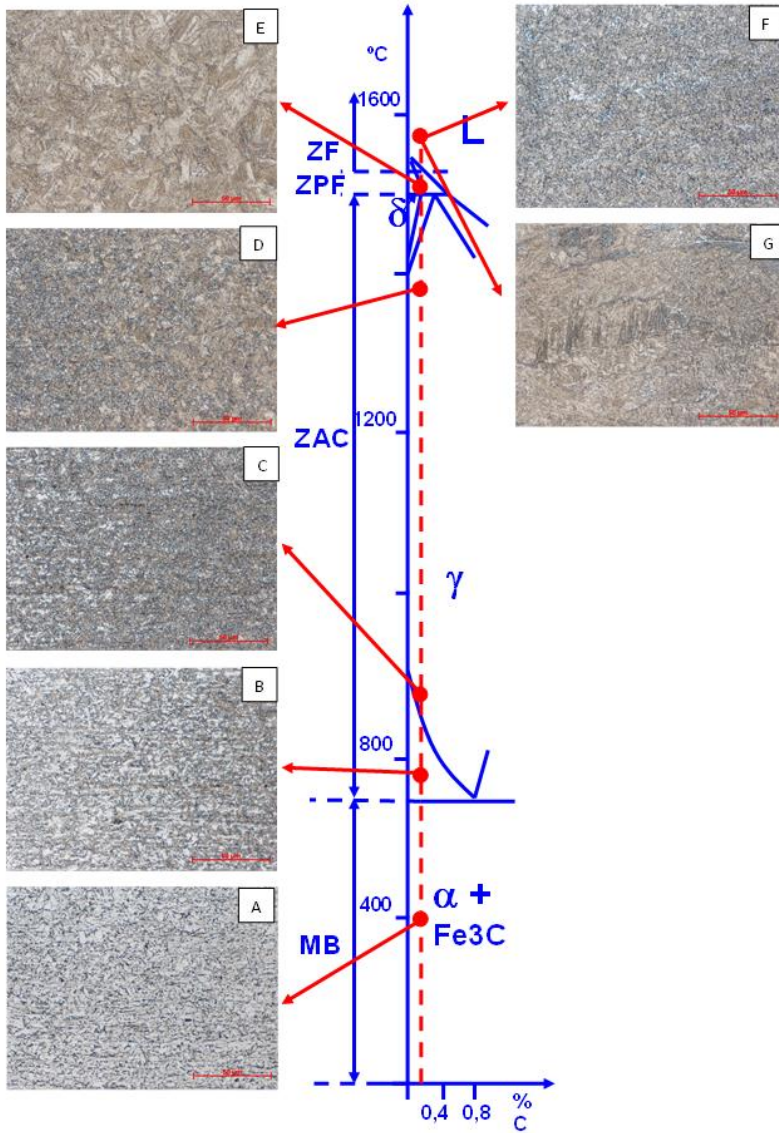
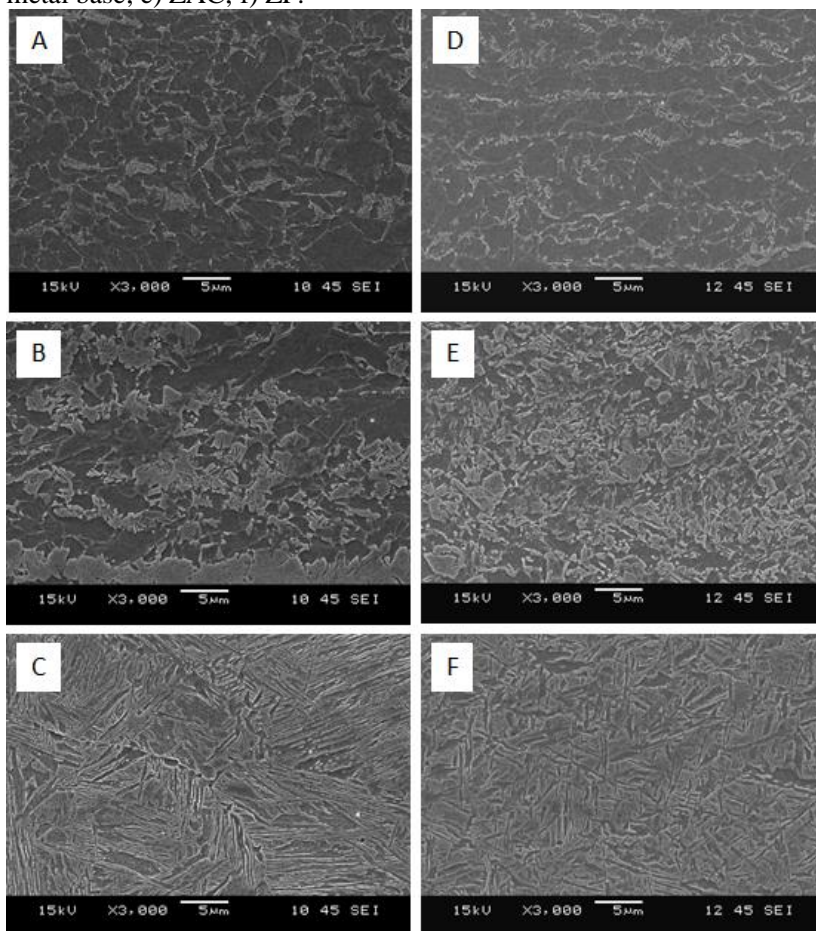


Figura 5.14 - Micrografias feitas no MEV de várias regiões de soldas laser. Do aço DP600: a) metal base; b) ZAC; c) ZF. Do aço DP780: d) metal base; e) ZAC; f) ZF.



Além disso, foram medidas as larguras da ZAC e da ZF, em macrografias como a mostrada na Figura 5.8. As medições foram realizadas em três pontos ao longo da direção da espessura, para obter valores médios mais representativos. Os valores das amostras realizadas na condição No 19, tanto no aço DP600 como no DP780, não foram inseridos nos gráficos, por se tratar de uma condição especial, testada para avaliar o limite de velocidade do processo (a velocidade foi 50 % maior que o valor padrão atualmente utilizado na empresa).

Em relação aos resultados apresentados nos gráficos (Figura 5.15 3 5.16), pode-se observar que a largura da zona fundida teve pequenas variações, entre 0,5 e 0,7 mm aproximadamente. Houve uma leve diminuição do tamanho da ZF quando se reduziu a potência de 11,9 kW para 9,8 kW, em ambos os aços. Comparando os dois aços na mesma condição de processo não se observaram diferenças expressivas. Isto mostra uma boa estabilidade do feixe laser e elevada robustez do processo.

Por outro lado, na zona afetada pelo calor observam-se variações muito maiores. Isto já era esperado em função da variação das velocidades de resfriamento que ocorrem como resultado dos diferentes aportes térmicos aplicados nas condições de processo.

Além disso, para a mesma condição de processo, comparando os dois aços, verifica-se que o aço DP780 apresenta uma ZAC 10 a 30% maior que aquela do DP600, devido às menores temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 desse aço. Estas temperaturas são possíveis de calcular através das as equações desenvolvidas por Andrews (apud KRAUSS, 1993):

$$A_{c3} = 910 - 203 \cdot \sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W [5.1]$$

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni - 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W [5.2]$$

Para as composições químicas dos dois aços, que constam na tabela 4.1, os valores das temperaturas calculados são os seguintes:

- Para o aço DP600, Ac3 = 852 oC e Ac1= 717 oC.
- Para o aço DP780, Ac3 = 840 oC e Ac1= 716 oC.

Figura 5.15 – Tamanhos da ZF, da ZAC e do conjunto ZF+ZAC e distâncias entre o local da fratura e o centro da solda, para soldas em aço DP600.

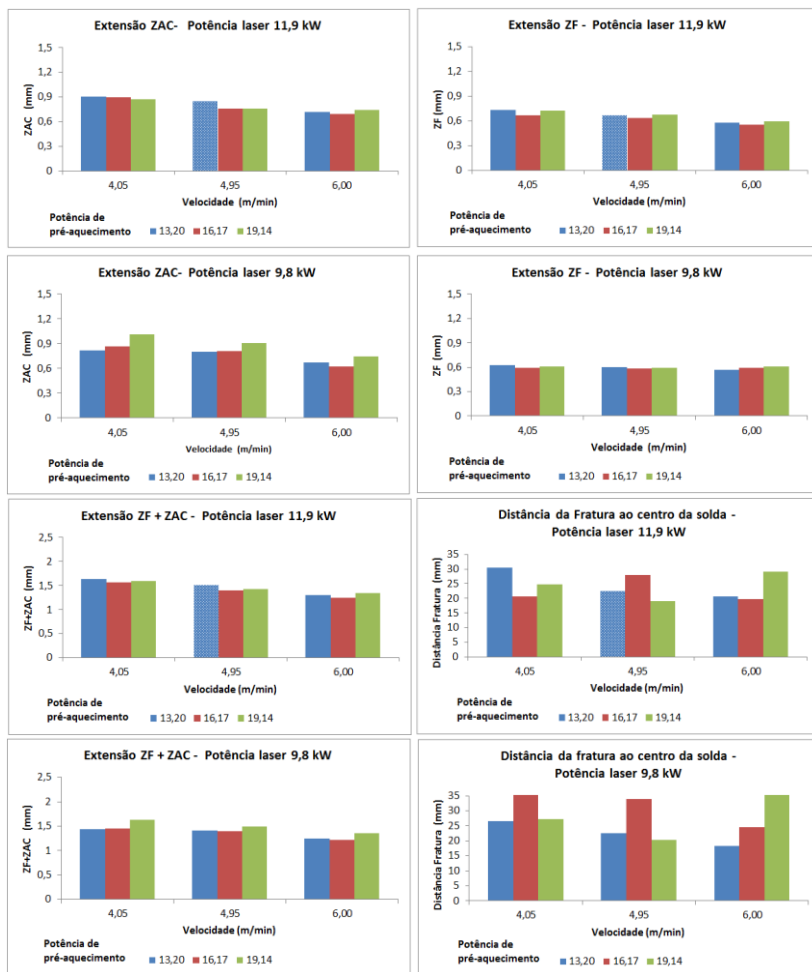


Figura 5.16 – Tamanhos da ZF, da ZAC e do conjunto ZF+ZAC e distâncias entre o local da fratura e o centro da solda, para soldas em aço DP780.

5.2 ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN

O ensaio de embutimento Erichsen é largamente usado na indústria metal mecânica, tanto pelos usuários quanto pelos fornecedores de chapas, por ser um teste simples e rápido. Ao ser aplicado em amostras de juntas soldadas, com esse ensaio se consegue avaliar a ductilidade da junta soldada. Na linha de Decapagem e Laminação da ArcelorMittal hoje o ensaio é utilizado como teste de resistência da solda. Por exemplo, a solda é reprovada quando a ruptura ocorre no local da solda, na direção do cordão. Por outro lado, o índice de embutimento não é avaliado nesta condição, serve como um teste passa ou não passa. Considerando que junta soldada a laser (para emendar duas bobinas) vai passar por um processo de conformação (laminação a frio) o índice de embutimento é um parâmetro interessante para o processo.

Nos ensaios de embutimento realizados foi observado que a ruptura dos corpos de prova ocorreu no sentido transversal à solda, conforme mostram as Figuras 5.17 e 5.18. Este comportamento ocorre em todos os 19 ensaios realizados em ambos os aços. Levando em conta esta informação, todas às condições estariam aprovadas.

Foram ensaiados três corpos de prova de embutimento para cada amostra soldada e calculada a média aritmética dos resultados obtidos. O valores médios do índice de embutimento para os dois metais de base, DP780 e DP600, foram de 10,7 e 10,6 mm, respectivamente. Nas amostras soldadas utilizando a condição padrão (isto é, a atualmente empregada na empresa) em ambos os aços os valores médios do índice de embutimento foram bastante semelhantes, 6,2 e 6,6 mm, para o DP780 e DP600, respectivamente, mas muito inferiores aos índices dos respectivos metais de base (houve uma redução de quase 40% do índice como resultado da soldagem). Tendo estes valores como referências foram avaliadas as outras 18 condições de soldagem.

Para o aço DP 600, comparando com a condição padrão, todas as condições de processo testadas neste trabalho foram superiores à condição padrão, tanto para a potência do laser de 11,9 kW quanto para a potência de 9,8 kW. Isto pode ser observado nos gráficos das Figuras 5.17 e 5.18.

A condição de processo 19 (não apresentada no gráfico) resultou em um baixo índice de embutimento, de 5,2 mm. Isso pode ser explicado pela presença de descontinuidades, como falta de fusão e falta de penetração, conforme foi mostrado na Figura 4.11-a. No exame visual dos corpos de prova submetidos a ensaio de embutimento, pode-se verificar que a ruptura ocorreu transversalmente ao cordão de solda. É claro que não é possível avaliar a direção que a trinca pode ter tomado ao longo do cordão, consequentemente representa uma falha estrutural.

Para o aço DP780 houve uma maior variação dos resultados (quando comparados àqueles no aço DP600), sendo que duas das condições de soldagem produziram resultados inferiores aos da condição padrão. Isto ocorreu quando foi aumentada a velocidade de soldagem. Por outro lado, somente uma condição apresentou resultado melhor que o da condição padrão.

Enquanto que o índice de embutimento na amostra de aço DP600 soldada na condição N^o 19 foi baixo, ao soldar com essa mesma condição o aço DP780 o índice foi um pouco maior: 7,4 mm, conforme mostra a Figura 4.11-b. Isso é devido a que a solda não apresentou as descontinuidades de falta de penetração e falta de fusão. Apenas houve um estreitamento da ZF e da ZAC em direção à raiz da solda, resultando em um formato trapezoidal.

Figura 5.17 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP600 e das soldas realizadas com potência do laser de 11,9 kW.

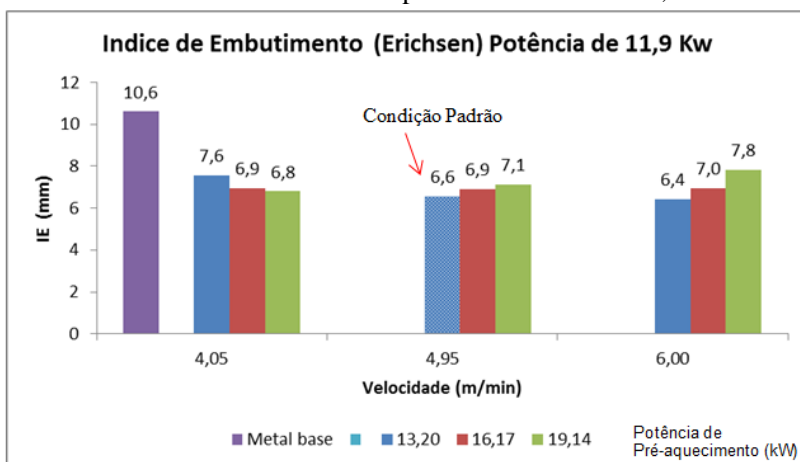


Figura 5.18 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP600 e das soldas realizadas com potência do laser de 9,8 kW.

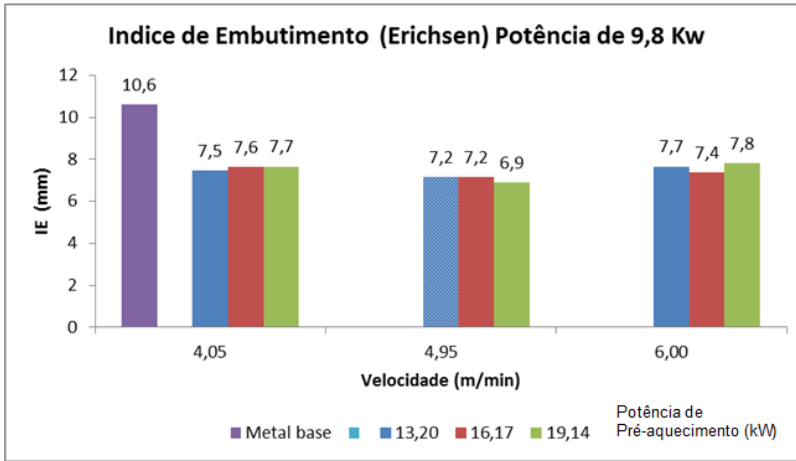


Figura 5.19 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP780 e das soldas realizadas com potência do laser de 11,9 kW.

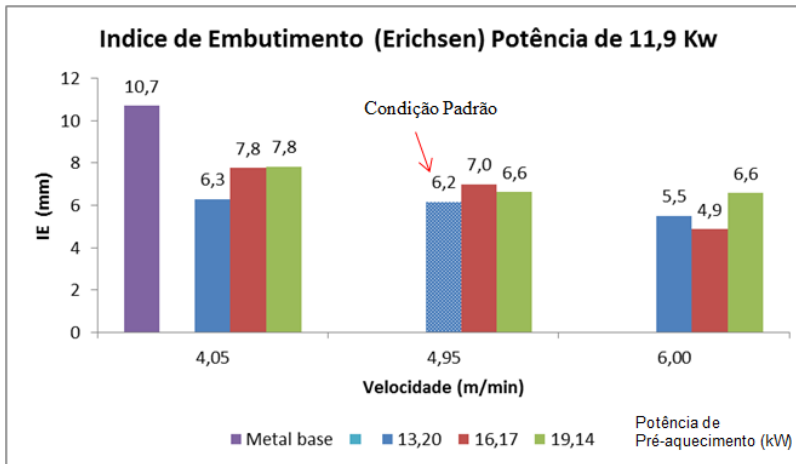


Figura 5.20 – Comparação dos índices de embutimento do metal base DP780 e das soldas realizadas com potência do laser de 9,8 kW.

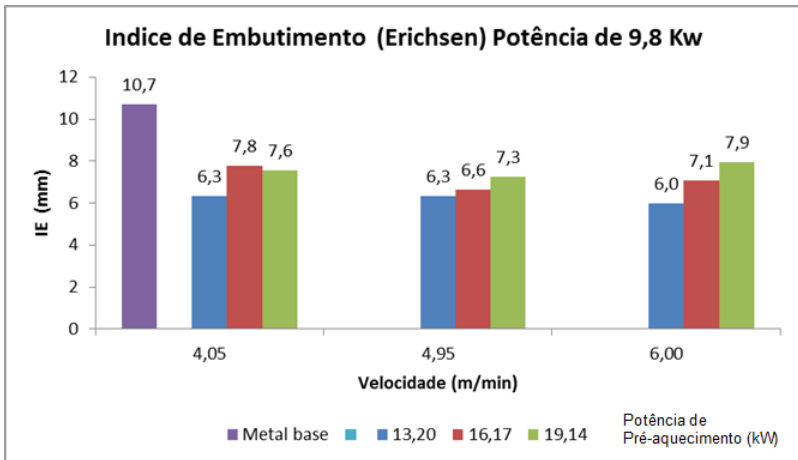


Figura 5.21 - Corpos de prova soldados em aço DP600, submetidos a ensaio de embutimento Erichsen.

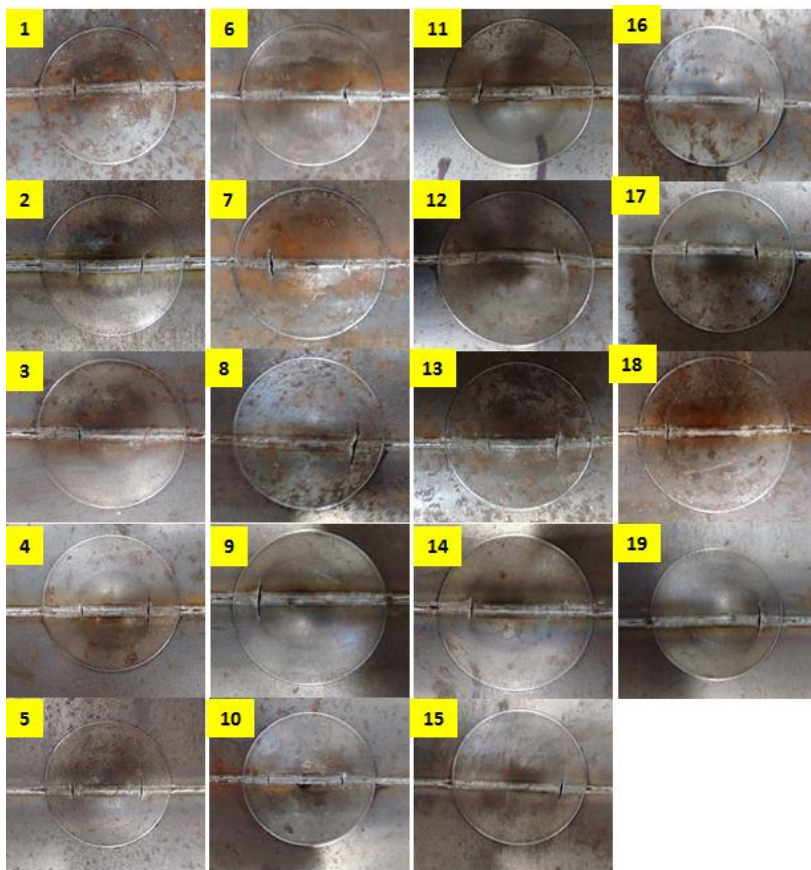
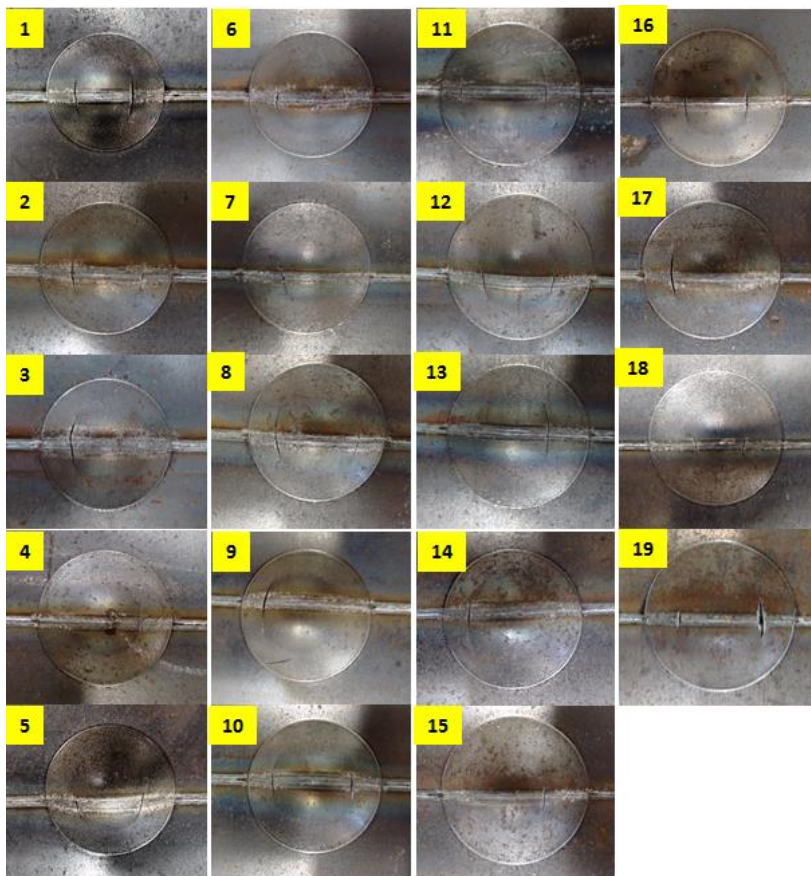


Figura 5.22 - Corpos de prova soldados em aço DP780, submetidos a ensaio de embutimento Erichsen.



6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados, medições e análises realizados neste trabalho, podem ser apresentadas as seguintes conclusões:

Ao soldar chapas de aços DP780 e DP600 de 2,8 mm de espessura mediante laser de Co2 com potências em torno de 10 a 12 kW é possível evitar descontinuidades quando se utilizam velocidades de até 6 m/min. Isso caracteriza um processo altamente robusto.

O aumento da velocidade de soldagem para 10 m/min (solda No 19) mostrou-se problemático para o aço DP600, pois houve falta de penetração e falta de fusão.

Mesmo no caso mais crítico, da solda No 19, em que surgiram descontinuidades que concentram fortemente as tensões (falta de fusão e falta de penetração) e a soldagem foi realizada com menor energia, não houve formação de trincas a frio no aço DP600. Isto confirma a elevada soldabilidade desse material, em especial devido ao seu baixo teor de carbono (0,100 % em peso).

Em grande parte das soldas laser foi observada a formação de uma “zona macia”, com largura entre 0,1 e 0,2 mm, apresentando dureza entre 10 e 15 HV inferior àquela do metal de base (cuja dureza média era de 220 HV).

É possível evitar a formação dessa “zona macia” mediante o uso de maiores velocidades de soldagem e/ou menores potências do laser, o que traz como resultado um menor aporte térmico e, portanto, diminuição do tempo de exposição do material à faixa de temperaturas em que ocorre o revenido da martensita. O uso de maior velocidade de soldagem tem como resultado positivo adicional o aumento da produtividade. O uso de menor potência do laser tem como vantagem a de reduzir o desgaste dos componentes da máquina de soldagem e consumo de energia.

O aço DP780 foi menos propenso a apresentar a “zona macia”, o que parece estar associado à sua menor temperatura de transformação Ac1. Este último fato pode ser corroborado pela maior extensão da ZAC produzida no aço DP780, quando soldado nas mesmas condições que o DP600.

Em todos os ensaios de tração realizados com a solda na direção transversal, a ruptura ocorreu afastada do centro da solda entre 23 e 30 mm, enquanto que a “zona macia” (quando existente) ficou entre 1,2 a 1,4 mm desse centro. Assim sendo, não houve influência de dita zona sobre a resistência da junta soldada.

Nos ensaios Erichsen, realizados para avaliar a conformabilidade das chapas soldadas, a ruptura ocorreu na solda, mas na direção transversal à mesma (não ao longo da união). Assim sendo, consideram-se as soldas satisfatórias.

Enquanto que o índice de embutimento do metal de base, obtido no ensaio Erichsen, foi em torno de 10 mm, dito índice ficou entre 5,0 e 7,8 nos corpos de prova soldados. Quando se utilizou uma menor potência do laser as outras variáveis de processo (velocidade de soldagem e potência de pré-aquecimento) tiveram menor influência sobre o índice, o que significa que o processo se tornou-se mais robusto. No caso do aço DP780, maiores índices foram conseguidos quando se utilizou uma maior potência de pré-aquecimento.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Após a realização do presente trabalho é possível fazer algumas considerações para trabalhos futuros, que de alguma forma complementaríamos os resultados obtidos até aqui:

- Realizar estudo adicional com outras velocidades de soldagem maiores que 6 m/min (mas menores que 10 m/min), para determinar os limites para a janela de processo e as causas para os mesmos.
- Realizar soldagens com maiores energias de soldagem e maiores potências de pré-aquecimento, de forma a ampliar a largura da “zona macia” e a intensidade da redução de dureza, visando determinar qual é a condição limite para a qual a ruptura dos corpos de prova soldados ocorra na “zona macia” quando submetidos a tração na direção transversal.
- Realizar soldagens adicionais para determinar as condições mais propícias para obter índices de embutimento das soldas similares àqueles do metal de base.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARCELORMITTAL S/A. **Aprofundamento Técnico: Máquina de Solda.** São Francisco, 2002.

BARBATO, Diogo da Silva. **Estudo do Comportamento Mecânico e Microestrutural de juntas de Aço Avançado de Alta Resistência Soldada a Laser.** Niterói, 2012. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense.

BRACARENSE, Alexandre Queiroz ; FELIZARDO, Ivanilza ; LIMA, Milton . **Soldagem a laser.** Revista da Soldagem, São Paulo, p. 20 - 24, 01 out. 2007.

CAMPOS, Paulo Tancredo. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas pelos Processos MIG/MAG (GMAW) e Arame Tubular (FCAW).** Curitiba, 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – PUCPR.

DIN EN 10002-1. **Tensile testing of Metallic Materials: Method of test at ambient temperature.**

DRUMOND, Juliovany. **Efeito do silício e de parâmetros de processo nas microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio.** Joinville, 2012. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – UFSC.

FARABI, N; CHEN, D.L. ; LI, J. ; ZHOU, Y.; DONG, S. J. **Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints.** Materials Science and Engineering, Vol. A527, pp. 1215-1222, 2010.

FARABI, N.; CHEN, D.L.; ZHOU, Y. **Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 Dual phase steel joints.** Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 982-989, 2011.

FELIZARDO Ivanilza; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem e Corte a Laser**. Belo Horizonte, 2004. Seção Publicações. Disponível em:

<http://ivanilzafedominiotemporario.com/doc/ApostilaLASER1.pdf>>
Acesso em 10/07/2013.

KAVAMURA, Haroldo Akira. **Aplicação de Solda Laser em Carrocerias Automotivas**: Estudo Comparativo entre a Solda Laser e a Solda Ponto Por Resistência. São Paulo, 2007. Dissertação (Mestrado Profissionalizante em Engenharia Automotiva) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. New York. John Wiley e Sons, 2002.

KRAUSS, George. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. ASM International, 1993.

LIEWELLYN, D.T; HILLIS, D.J. **Dual Phase Review**. Iron Making and SteelMaking 1996 vol 23 n6.

LIU, S.; BRACARENSE, A.Q. **Desenvolvimento da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga**. Soldagem e Materiais arquivo técnico volume 2, 2003.

MACHADO, I. G. **Soldagem Robotizada com LASER Diodo de Chapas Finas de Aço (Tailored Blanks)**. In: 57o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo. Anais do 57o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM). São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2002. p. 711-720.

REISGEN, U.; SCHLESER, M.; MOKROV, O.; AHMED, E. **Shielding gas influences on laser weldability of tailored blanks of advanced automotive steels**. Applied Surface Science –Elsevier, Aachen, Germany, v.257 p. 1401–1406, 2010.

ROSSINI, Fabiano Rogerio. **Soldas em Chapas Grossas de Aço Baixo Carbono Utilizado Laser de CO₂**. Campinas, 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UNICAMP- Universidade Estadual de Campinas.

SREENIVASAN, N.; XIA, M.; LAWSON, S.; ZHOU, Y **Effect of laser welding on formability of DP980 steel.** Journal of Engineering Materials & Technology ASME Transaction, 2008, 130, 04100410410049.

WOLFF, Marco Antonio. **Soldabilidade dos aços Dual phase 600 e 800 via Processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (MFDC) e corrente alternada (AC).** Uberlândia, 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Uberlândia.

XIA, M.; BIRO, E.; TIAN, Z.; Zhou, Y. **Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels.** ISIJ International, Vol. 48 (2008), No.6, pp. 809–814.

YURIOKA, N.; KASYA, T. **A Chart Method to Determine Necessary Preheat Temperature in Steel Welding.** Quarterly Journal of Japan Welding Society, vol. 13, No. 3, pp. 347-357. 1995.

ZIA, M.; KUNTZ, L.; TIAN, Z.L.; ZHOU, Y. Zhou. **Failure study on laser welds of dual phase steel in formability testing.** Science and Technology of Welding and Joining, 2008, 13, 378387.

ZU, W.; WESTERBAAN, D.; NAYAK, S.S.; CHEN, D.L.; GOODWIN, F.; BIRO, E.; ZHO, Y. **Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual phase steel.** Materials Science and Engineering A 553 (2012) 51–58.