

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

MILTON CORREIA DOS SANTOS JÚNIOR

**INFLUÊNCIA DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA POR
CURTO-CIRCUITO E CMT NA GEOMETRIA DO CORDÃO E
CARACTERÍSTICAS DA ZTA DO DUAL PHASE DP 600**

CURITIBA

2012

MILTON CORREIA DOS SANTOS JÚNIOR

**INFLUÊNCIA DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA POR
CURTO-CIRCUITO E CMT NA GEOMETRIA DO CORDÃO E
CARACTERÍSTICAS DA ZTA DO DUAL PHASE DP 600**

Dissertação apresentada como requisito para obter o título de Mestre em Engenharia Mecânica do Curso de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração em Manufatura.

Orientador:
Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

CURITIBA

2012

TERMO DE APROVAÇÃO

MILTON CORREIA DOS SANTOS JUNIOR

INFLUÊNCIA DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA POR CURTO-CIRCUITO E
CMT NA GEOMETRIA DO CORDÃO E CARACTERÍSTICAS DA
ZTA DO DUAL PHASE DP 600

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi
UFU

Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto
UFPR

Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes
UFPR/PG-MEC
Presidente

Curitiba, 22 de março de 2012.

Em memória ao meu pai, homem humilde, honrado e sonhador.

AGRADECIMENTOS

Sonhos solitários muitas vezes não passam de ilusões, mas os sonhos que encontram amizade e generosidade transformam-se em realidade. A estes amigos que me acompanharam durante este projeto, estendo meus agradecimentos.

Agradeço a Deus, meu amigo fiel e presente que me sustentou e direcionou neste projeto.

À minha esposa Vera que me encorajou em vários momentos e que gentilmente abriu mão de minha companhia por várias vezes.

À minha filha Isabelle que se transformou numa verdadeira companheira nesta empreitada, e que por várias vezes abdicou de nosso tempo para que eu pudesse concluir este trabalho.

À minha mãe Araci que sempre orou por mim e esteve presente nos momentos em que precisei de seu apoio.

Aos amigos:

Albano Rebelo que me apoiou na decisão de iniciar o mestrado.

Camilo Carletti que propôs o tema de estudo e me apoiou no início do trabalho.

Rodrigo Honorato e Paulo Venite que me apoiaram na Benteler quanto à continuação do mestrado.

Christiano Köster, Márcio Duarte e Dolores Galvão que me apoiaram na Volkswagen do Brasil quanto à flexibilidade de horário de trabalho.

Professor Ramón amigo que confiou em meu potencial e aceitou minha candidatura ao mestrado.

Professor Okimoto amigo generoso que me orientou neste trabalho, sua presença foi fundamental para este desenvolvimento.

Luiz Felipe Beltzac que me ajudou nos trabalhos de laboratório.

João Preichardt que colaborou com a doação do material DP 600.

Franz Burzler e Daniel Wiener que me orientaram quanto à programação da fonte CMT Fronius.

Professor Lúcio e Ângela da Spectroscan que me auxiliaram quanto à espectrometria de emissão ótica.

Felipe e Ilton da empresa EDEA Brasil pelo apoio quanto ao corte das amostras.

Acristiano Lopes que me ajudou quanto à programação de robôs.

Aos amigos do laboratório de soldagem da UFPR.

Ao PGMEC e ao Márcio.

À Universidade Federal do Paraná.

“É ELE quem dá grandes vitórias ao seu rei e usa de benignidade para com o seu ungido.”

2 Samuel: 22:51

“O generoso prosperará; quem dá alívio aos outros, alívio receberá.”

Provérbios: 11:25

RESUMO

Em 2011, a indústria automotiva e de veículos agrícolas foi responsável por 5% do PIB total brasileiro e há perspectivas de crescimento para 2012. Este crescimento traz consigo a preocupação com o impacto ambiental causado pela emissão de gases poluentes como o CO₂. Para reduzir a emissão de gases poluentes, a indústria automotiva tem empregado aços que permitem a redução da espessura dos materiais e, por conseguinte o consumo de combustível, mantendo-se os níveis de segurança veicular. Esta nova classe de material é denominada aços avançados de alta resistência (AHSS) e dentre esta nova família, os aços DP 600 têm sido empregados em vários componentes da carroceria. Para a soldagem destes novos materiais de menor espessura, o processo *Cold Metal Transfer* (CMT) tem sido empregado devido ao seu apelo comercial de baixo aporte térmico, entretanto, pouca informação está disponível na literatura sobre a influência deste processo sobre a formação do cordão e sobre a ZTA deste tipo de material. O presente trabalho teve a finalidade de verificar a influência do processo CMT sobre as características geométricas do cordão e características da ZTA do aço DP 600 fabricado pelo processo de recozimento contínuo. Para tal, foi utilizado robô para manipulação da tocha e fonte CMT para deposição de cordão sobre chapa de 1,6 milímetros de espessura através do processo de soldagem por curto-circuito convencional e CMT. Os perfis de cordão resultantes do processo convencional e CMT apresentaram-se bastante distintos quanto à profundidade de penetração e diluição. A ZTA do DP 600 apresentou a formação de martensita na região de grãos grosseiros para ambos os processos. Para a menor velocidade de soldagem, o CMT apresentou maior pico e dureza média. Já para a maior velocidade de soldagem, o processo convencional apresentou maior média e o CMT apresentou maior pico de dureza.

Palavras-chave: DP 600, CMT, Características da ZTA, MIG MAG, Geometria do cordão.

ABSTRACT

In 2011, automotive industry and agricultural vehicles accounted for 5% of the total Brazilian GIP and there are growth prospects for 2012. This growth brings with it preoccupation with the environmental impact caused by the emission of pollutant gases such as CO₂. To reduce the emission of polluting gases, the automotive industry has employed steels which allow the reduction of thickness of material and thus fuel consumption, while maintaining the levels of vehicle safety. This new class of material is called advanced high strength steels (AHSS) and among this new family, the DP 600 steel have been used in various parts of the body. For the welding of these new materials of lesser thickness, the process Cold Metal Transfer (CMT) has been employed due to its commercial appeal of low heat input, however, little information is available in the literature on the influence of this process on the formation of the seam and HAZ on this type of material. This study aimed to investigate the influence of the CMT process on the geometrical characteristics of the seam and characteristics of HAZ of steel DP 600 manufactured by the continuous annealing process. To this was used for handling robot and CMT source for the deposition of bead on plate 1.6 mm thick through the welding process by conventional short-circuit and CMT. The resulting profiles of the conventional seam and CMT shown to be very different depth of penetration and dilution. The HAZ of DP 600 showed the formation of martensite in the region of coarse grains for both processes. For smaller welding speed, the CMT had a higher peak and average hardness. For the higher welding speed, the conventional had a higher average and CMT had higher peak hardness.

Keywords: DP 600, CMT, Characteristics of ZTA, MIG MAG, Geometry seam

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Curva limite de escoamento x alongamento total – WorldAutoSteel ²	- 19
Figura 1.2.a Curvas de tensão x deformação de engenharia para aços HSLA WorldAutoSteel ²	- 20
Figura 1.2.b Curvas de tensão x deformação de engenharia para os aços DP WorldAutoSteel ²	- 21
Figura 1.3.a Curvas de tensão x deformação verdadeira para os aços HSLA WorldAutoSteel ²	- 22
Figura 1.3.b Curvas de tensão x deformação verdadeira para os aços DP WorldAutoSteel ²	- 22
Figura 1.4.a – Aplicação do aço DP 600 na indústria automotiva	- 23
Figura 1.4.b – Aplicação do aço DP 600 na indústria automotiva	- 24
Figura 1.5 – Fluxograma de proposta de estudo	- 25
Figura – 2.1.1 Ilustração resfriamento controlado para obtenção do Dual Phase – Erson ²	- 28
Figura 2.1.2.a – Representação do campo intercrítico entre A1 e A3	- 29
Figura 2.1.2.b – Representação do processo de recozimento contínuo Chodhury ¹³	- 29
Figura – 2.1.3 Ilustração de forno de lote de recozimento - cortesia da SSAB	- 30
Figura – 2.2.1 À esquerda (a) Gráfico tensão x deformação e à direita (b) Aumento do limite de escoamento com % de martensita – U. Liedl ¹⁴	- 31
Figura 2.3.1 – Comportamento da vida em fadiga em função da amplitude de deformação – Hadianfard ¹⁶	- 33
Figura 2.3.2.a – Início do dano para pequena amplitude (0,002 mm) Hadianfard ¹⁶	- 34
Figura 2.3.2.b – Início do dano para grande amplitude (0,1 mm) Hadianfard ¹⁶	- 34

Figura 2.3.3.a – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para grande amplitude (0,1 mm). Interrompido em 50 % - Hadianfard ¹⁶	- 35
Figura 2.3.3.b – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para grande amplitude (0,1 mm). Interrompido em 75%. - Hadianfard ¹⁶	- 35
Figura 2.3.4.a – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para pequena amplitude (0,002 mm). Interrompido em 50 % - Hadianfard ¹⁶	- 35
Figura 2.3.4.b – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para pequena amplitude (0,002 mm). Interrompido em 75%. Hadianfard ¹⁶	- 35
Figura 2.3.5 – Mecanismo de deslizamento de grão - M. Okayasu ¹⁷	- 36
Figura 2.5.1 Ciclo térmico de soldagem – Marques, Paulo Villani ²⁴	- 41
Figura 2.5.2 Temperatura de pico em função da distância Y e energia de soldagem – Modenesi – ²⁰	- 42
Figura 2.5.3 Regiões de uma solda – Marques, Paulo Villani – ²⁴	- 43
Figura – 2.5.4.a - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo calculado segundo Li - J. E. Gould et al ²⁸	- 45
Figura – 2.5.4.b - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo calculado segundo Bhadeshia - J. E. Gould et al ²⁸	- 45
Figura 2.6.1 Taxas de resfriamento em função da espessura do material para os processos: RSW, RMSEW, LBW, GMAW. Incluindo também campo de taxas críticas de resfriamento para alguns materiais de uso automotivo - J. E. Gould et al ²⁸	- 47
Figura 2.7.1 - Oscilograma corrente x tensão CMT arame eletrodo Al-Si – Zhang ⁴⁰	- 51
Figura 2.7.2 - Comportamento da corrente durante transferência metálica – Pickin ⁴¹	- 52
Figura 2.7.3 - Comportamento da tensão durante transferência metálica – Pickin ⁴¹	- 52
Figura 2.8.1 - Comportamento tensão x corrente na transferência por curto-circuito – Scotti ⁴²	- 54
Figura 2.8.2.a – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito convencional	- 56
Figura 2.8.2.b – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito convencional	- 56
Figura 3.1.1 – Micrografia do DP 600 – ataque Nital 3%	- 59

Figura 3.2.1 – Dispositivo de fixação	- 61
Figura 3.2.2 – Equipamentos utilizados – robô e fonte de soldagem	- 62
Figura 3.2.3 – Definição de penetração total	- 62
Figura 3.2.4 – Equipamento para análise de micrografia	- 63
Figura 3.2.5 – Equipamento para medição de microdureza	- 64
Figura 4.1.1.a – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito CMT	- 65
Figura 4.1.1.b – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito CMT	- 65
Figura 4.1.2.a – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito convencional	- 66
Figura 4.1.2.b – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito convencional	- 66
Figura 4.1.2.c – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito CMT	- 66
Figura 4.1.2.d – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito CMT	- 66
Figura 4.2.1.a – Corrente média e eficaz curto-circuito CMT	- 67
Figura 4.2.1.b – Tensão média e eficaz curto-circuito CMT	- 67
Figura 4.2.1.c – Potência eficaz curto-circuito CMT	- 67
Figura 4.2.2.a – Corrente média e eficaz curto-circuito convencional	- 68
Figura 4.2.2.b – Tensão média e eficaz curto-circuito convencional	- 68
Figura 4.2.2.c – Potência eficaz curto-circuito convencional	- 68
Figura 4.5.1.a – Perfil do cordão para curto-circuito convencional	- 75
Figura 4.5.1.b – Perfil do cordão para curto-circuito CMT	- 75
Figura 4.5.2.a – Influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão para curto-circuito convencional. Velocidade de soldagem de 10 mm/s	- 77
Figura 4.5.2.b – Influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão para curto-circuito convencional. Velocidade de soldagem de 18 mm/s.	- 77
Figura 4.5.3.a – Influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão para curto-circuito CMT. Velocidade de soldagem de 10 mm/s	- 77
Figura 4.5.3.b – Influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão para curto-circuito CMT. Velocidade de soldagem de 18 mm/s.	- 77
Figura 4.6.1.a – Medição da extensão da ZTA para curto-circuito convencional	- 79
Figura 4.6.1.b – Medição da extensão da ZTA para curto-circuito CMT	- 79
Figura 4.7.1.a – Medição da dureza para curto-circuito convencional	- 80
Figura 4.7.1.b – Medição da dureza para curto-circuito CMT	- 80

Figura 4.7.2 – Tendência de dureza para curto-circuito convencional – Vs 10 mm/s	- 80
Figura 4.7.3 – Tendência de dureza para curto-circuito CMT – Vs 10 mm/s	- 81
Figura 4.7.4 – Tendência de dureza para curto-circuito convencional - Vs 18 mm/s	- 82
Figura 4.7.5 – Medição de dureza, exemplo: curto-circuito convencional – Vs 18 mm/s	- 83
Figura 4.7.6 – Tendência de dureza para curto-circuito CMT - Vs 18 mm/s	- 84
Figura 4.7.7.a – Sobreposição das curvas de dureza na zona fundida, medição vertical	- 85
Figura 4.7.7.b – Sobreposição das curvas de dureza na zona fundida, medição diagonal	- 85
Figura 4.7.8.a – Sobreposição das curvas de dureza na ZTA, medição vertical	- 85
Figura 4.7.8.b – Sobreposição das curvas de dureza na ZTA, medição diagonal	- 85
Figura 4.7.9.a – Micrografia da ZTA	- 86
Figura 4.7.9.b – Formação de martensita na região de grãos grosseiros	- 86

LISTAS DE TABELAS

Tabela 2.4.1 – Propriedades físicas (adaptada de GRONG ¹⁹ pag. 3)	- 38
Tabela 3.1.1 - Composição química em peso do DP 600	- 58
Tabela 3.1.2 - Composição química média em peso do DP 600 (automotivas)	- 59
Tabela 3.1.3 – Composição química em peso do arame eletrodo ER70S-6	- 60
Tabela 3.2.2 – Matriz de teste	- 64
Tabela 4.2.1 – Valores médios de tensão e corrente para transferência por CC e CMT	- 67
Tabela 4.3.1 – Cálculo do aporte térmico para curto-circuito convencional	- 70
Tabela 4.3.2 – Cálculo do aporte térmico para curto-circuito CMT	- 71
Tabela 4.3.3 – Cálculo do aporte térmico para curto-circuito CMT variando-se o fator de relação com o rendimento do curto-circuito convencional	- 71
Tabela 4.4.1 – Comparação entre os tempos e taxas de resfriamento obtidas por Poorhaydari e Grong	- 72
Tabela 4.4.2 – Cálculo do Fator F, tempo de resfriamento e taxa média de resfriamento na ZTA para curto-circuito convencional	- 73
Figura 4.4.3 – Cálculo da taxa média de resfriamento na ZTA para o curto-circuito CMT considerando a variação de rendimento térmico entre 0,6 e 0,72	- 73
Tabela 4.5.1 – Dimensões do cordão para curto-circuito CMT e convencional	- 75
Tabela 4.6.1 – Aporte térmico e largura da ZTA	- 78
Tabela 4.7.1 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para o curto-circuito convencional e velocidade de soldagem de 10mm/s	- 81
Tabela 4.7.2 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para o curto-circuito CMT e velocidade de soldagem de 10mm/s	- 82
Tabela 4.7.3 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para o curto-circuito convencional e velocidade de soldagem de 18mm/s	- 83
Tabela 4.7.4 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para o curto-circuito CMT e velocidade de soldagem de 18mm/s	- 84

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A_1 – Temperatura A_1 do diagrama Ferro Carbono

A_3 - Temperatura A_3 do diagrama Ferro Carbono

HSLA – Aço de alta resistência e baixa liga

AHSS – Aço avançado de alta resistência

CC – Curto-circuito

C_E – Carbono equivalente

CMT – *Cold Metal Transfer*

DP – *Dual Phase*

GMAW – Soldagem gás metal

HLSA - Aço de alta resistência e baixa liga

$HV_{0,3}$ – Microdureza Vickers

LBW – Soldagem a laser

LCF – Baixo ciclo de fadiga

PIB – Produto interno bruto

RSW – Soldagem por resistência

RMSEW – *Resistance Mash Seam Welding*

ULSAB – Carroçaria ultra leve

LISTA DE SÍMBOLOS

α - Difusividade térmica

ρc - Capacidade térmica volumétrica

λ - Condutividade térmica

η - Rendimento térmico

d - Espessura da chapa

F - Fator de correção

I - Corrente de soldagem

r - Distância radial

T_0 - Temperatura ambiente

T_p - Temperatura de pico calculada após aplicação do fator F

$T_{p\text{-chapa-grossa}}$ - Temperatura de pico calculada pelo modelo de chapa grossa

$T_{p\text{-chapa-fina}}$ - Temperatura de pico calculada pelo modelo de chapa fina

T' - Taxa média de resfriamento na ZTA

Δt_{8-5} - Tempo de resfriamento entre 800 °C e 500 °C após aplicação do fator F

Δt_{8-5-CG} - Tempo de resfriamento entre 800 °C e 500 °C calculado pelo modelo de chapa grossa

Δt_{8-5-CF} - Tempo de resfriamento entre 800 °C e 500 °C calculado pelo modelo de chapa fina

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	- 18
1.1. Questões de pesquisa	- 25
1.2. Objetivo geral e específico da pesquisa	- 26
1.3. Contribuições da pesquisa	- 27
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	- 28
2.1. Processo de fabricação do aço Dual Phase	- 28
2.2. Mecanismos de endurecimento do aço DP	- 31
2.3. Comportamento da vida em fadiga e mecanismos de falha nos aços DP 600	- 33
2.4. Fluxo de calor e distribuição de temperatura na soldagem	- 37
2.5. Ciclo térmico de soldagem	- 41
2.6. Influência da taxa de resfriamento sobre os aços DP soldados por vários processos	- 46
2.7. Transferência metálica CMT (<i>Cold Metal Transfer</i>)	- 50
2.8. Transferência metálica por curto-circuito	- 54
3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	- 58
3.1. Materiais	- 58
3.2. Procedimento experimental	- 61
4. RESULTADOS OBTIDOS E ANÁLISES	- 65
4.1. Oscilograma do curto-circuito CMT	- 65
4.2. Cálculo da potência de soldagem	- 67
4.3. Cálculo do aporte térmico	- 69
4.4. Cálculo da taxa média de resfriamento na ZTA	- 72

4.5. Geometria do cordão de soldagem	- 75
4.6. Extensão da ZTA	- 78
4.7. Avaliação tendência de dureza na zona fundida e ZTA	- 80
5. CONCLUSÃO	- 88
5.1. Resultados obtidos	- 88
5.2. Sugestões para Trabalhos futuros	- 89
REFERÊNCIAS	- 90

1 INTRODUÇÃO

A indústria automotiva e veículos agrícolas tiveram uma participação de 19,5% do PIB industrial em 2010 e a previsão de fechamento para 2011 é que este número seja de 23%, o que representará cerca de 5% do PIB total e empregando cerca de 138 mil pessoas. Em 2010, o Brasil produziu cerca de 3,64 milhões de veículos e atingiu a 6ª posição na produção mundial. O líder foi a China (18,6 milhões), seguido pelo Japão (9,26 milhões), Estados Unidos (7,76 milhões), Alemanha (5,90 milhões) e Coreia do Sul (4,27 milhões), estes números traduzem a força deste setor na economia nacional.¹

Entretanto, este crescimento trás consigo a preocupação com o aquecimento global e suas conseqüências, o mercado consumidor cada vez mais consciente sobre o tema busca por produtos que tenham menor impacto ambiental, por outro lado, a legislação de países mais rigorosos quanto exige de empresas globais que medidas sejam tomadas para minimizar este impacto. Essas foram as forças motrizes para que a indústria automotiva buscasse por novos materiais mais leves, de maior resistência mecânica e boa capacidade de conformação para a produção de veículos mais leves, mais seguros e de menor consumo de combustível.

Há aproximadamente uma década um consórcio de trinta e cinco empresas de grande porte empreendeu um programa para desenhar, construir e testar uma carroceria ultraleve denominada (*Ultra Light Steel Auto Body*) ULSAB que deveria ser leve, robusta, segura, e viável de ser fabricada. Uma das bases deste programa foi a criação de um novo grupo de aços chamados Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel - AHSS*) com maior capacidade de absorver energia durante sua deformação, o que permitiu a redução da espessura de material, outra vantagem foi que esta família de aços apresenta maior resistência e notável capacidade de deformação quando comparados com os seus antecessores Alta Resistência Baixa Liga – HSLA.^{2,3}

A principal diferença entre eles é a sua microestrutura, os aços AHSS apresentam principalmente outra fase além da perlita e ferrita, por exemplo,

martensita, bainita em frações adequadas para fornecer ao material, propriedades mecânicas únicas.^{2,3,4}

Alguns tipos de AHSS têm maior capacidade de encruamento o que resulta numa maior resistência, outros têm alto limite de escoamento e resistência à tração e apresentam ainda o comportamento de endurecimento por precipitação resultante do envelhecimento de produtos conformados, pintados e levados a estufas para cura à temperatura superior à ambiente.²

Devido aos diversos tipos de classificação de materiais existentes, o programa ULSAB definiu outro que levasse em consideração o tipo metalúrgico, limite de escoamento mínimo e limite de resistência à tração mínima. Por exemplo: o aço DP 500/800 é um aço do tipo *Dual Phase* com limite de escoamento mínimo de 500 MPa e limite de resistência a tração mínima de 800 MPa.

Conforme ilustrado na figura 1.1 o aumento na resistência mecânica leva na maioria das vezes a uma redução no seu alongamento total, ou seja, diminui sua capacidade de conformação. Porém, para a família dos aços AHSS essa perda é minimizada, observa-se que para uma tensão de escoamento, estes aços têm maior alongamento que os aços HSLA.

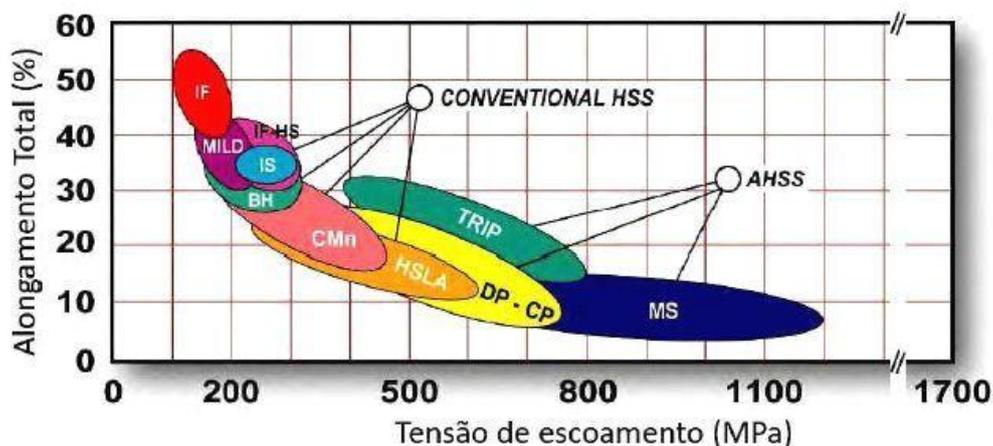


Figura 1.1 - Curva limite de escoamento x alongamento total

Fonte: WorldAutoSteel 2009²

Todos os aços AHSS são produzidos através do controle da taxa de resfriamento a partir do campo austenítico ou do campo austenita-ferrita.

O aço DP apresenta uma estrutura típica de matriz de ferrita contínua com ilhas de martensita dispersas o que lhe confere excelente ductilidade, quando estes aços se

deformam, a deformação fica concentrada na fase ferrítica criando assim uma única e alta taxa de encruamento exibida por estes aços.

A curva de tensão x deformação é uma forma bastante adequada de verificar algumas características do material permitindo a comparação entre eles. A curva de tensão x deformação de engenharia nos fornece características como limite de resistência à tração, alongamento total e em alguns casos há o realce do limite de escoamento.

As figuras 1.2.a e 1.2.b ilustram este comportamento, comparando-se o HSLA 500/570 com o DP 500/800 verifica-se que o segundo tem limite de resistência à tração superior a 800 MPa enquanto que o primeiro nem atinge o patamar de 600 MPa.

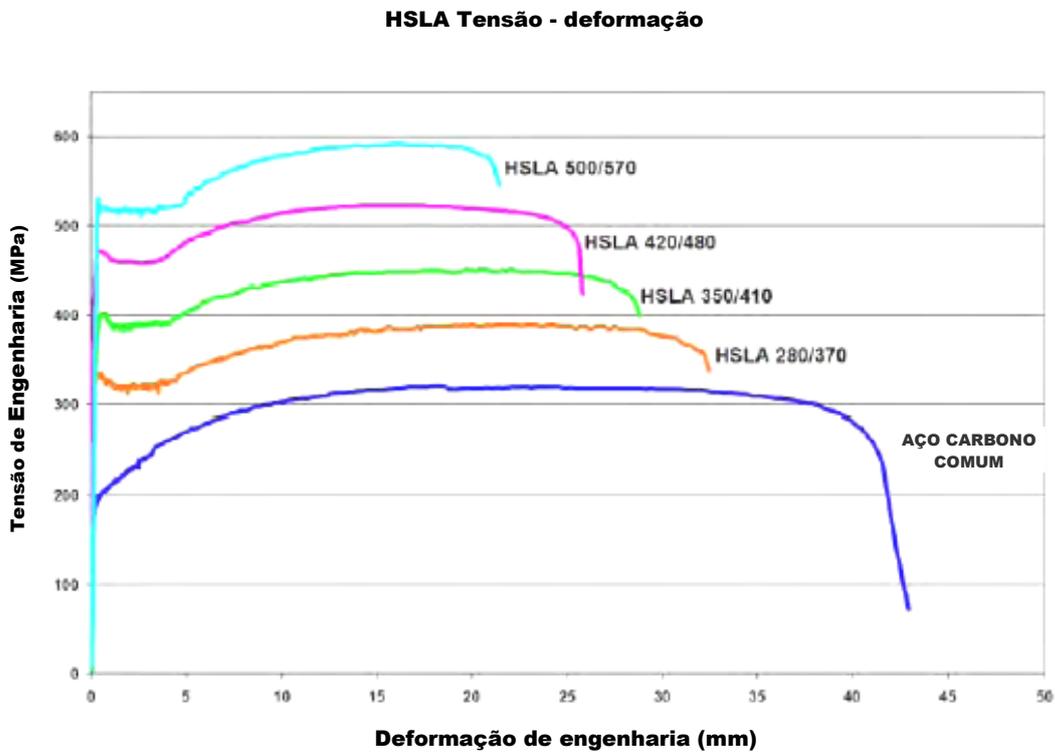


Figura 1.2.a Curvas de tensão x deformação de engenharia para de aços HSLA
 Fonte: WorldAutoSteel 2009²

DP Tensão - deformação

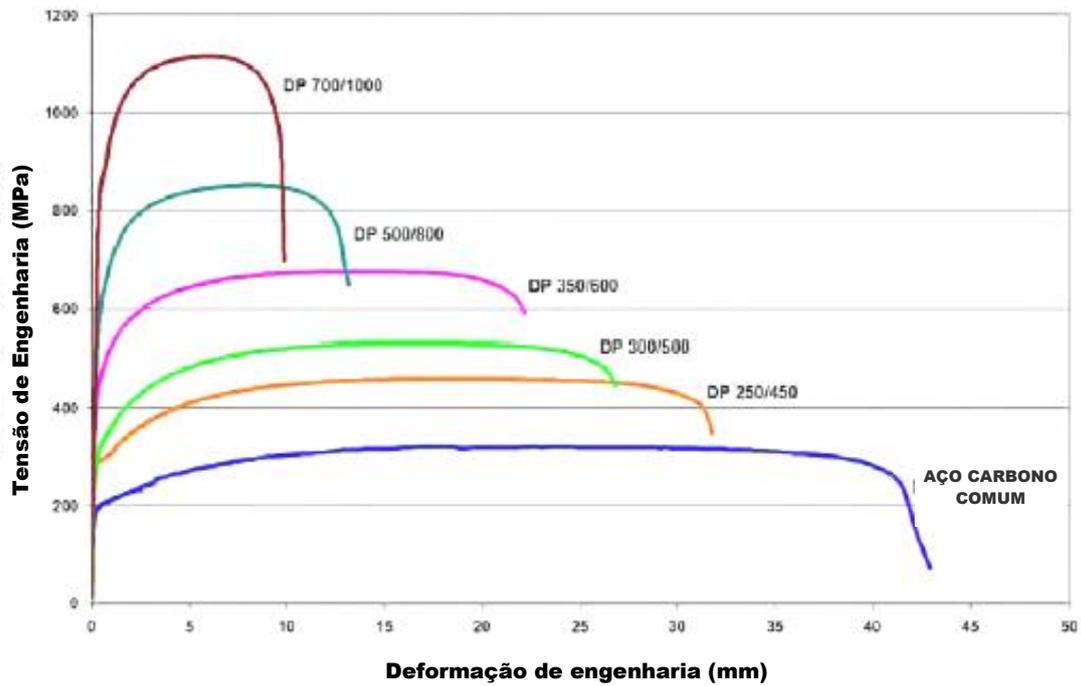


Figura 1.2.b Curvas de tensão x deformação de engenharia para aços DP
 Fonte: WorldAutoSteel 2009 ²

As curvas de tensão x deformação verdadeira são baseadas na deformação instantânea do material, a área abaixo da curva nos informa qual a energia necessária para atingir a um determinado nível de deformação ou analisando por outro aspecto, fornece quantidade de energia absorvida quando um determinado nível de deformação é imposto ao material. As figuras 1.3.a e 1.3.b ilustram este comportamento, verifica-se que o DP exige maior energia que o HSLA para atingir à determinada deformação.

HSLA Tensão - Deformação

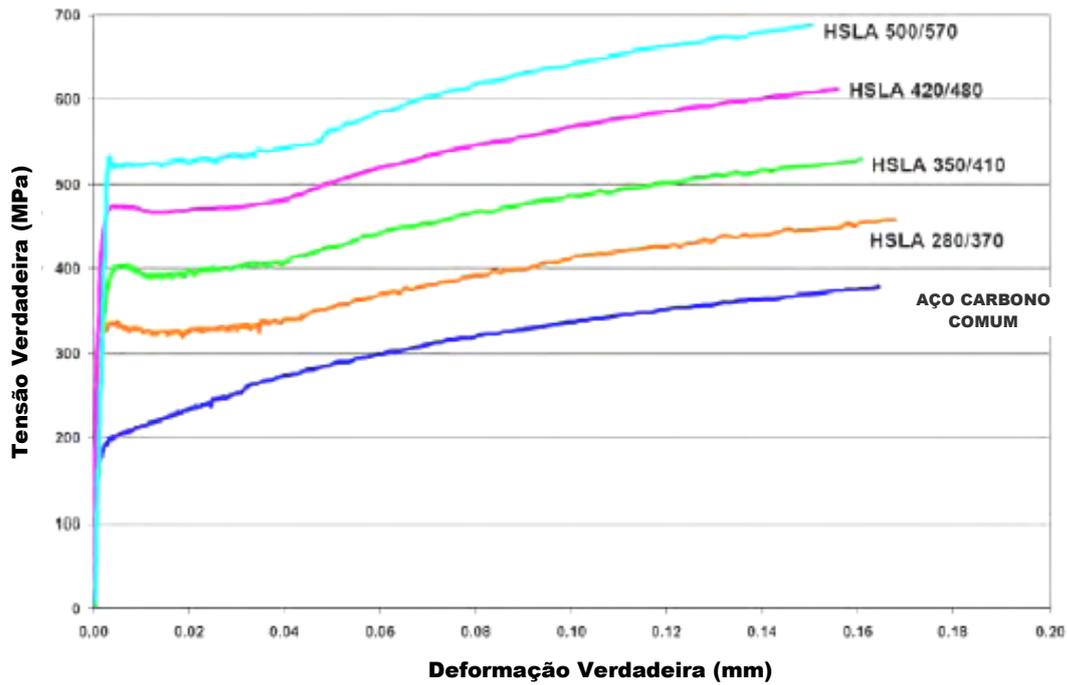


Figura 1.3.a Curvas de tensão x deformação de verdadeira engenharia para de aços HSLA
Fonte: WorldAutoSteel 2009 ²

DP Tensão - deformação

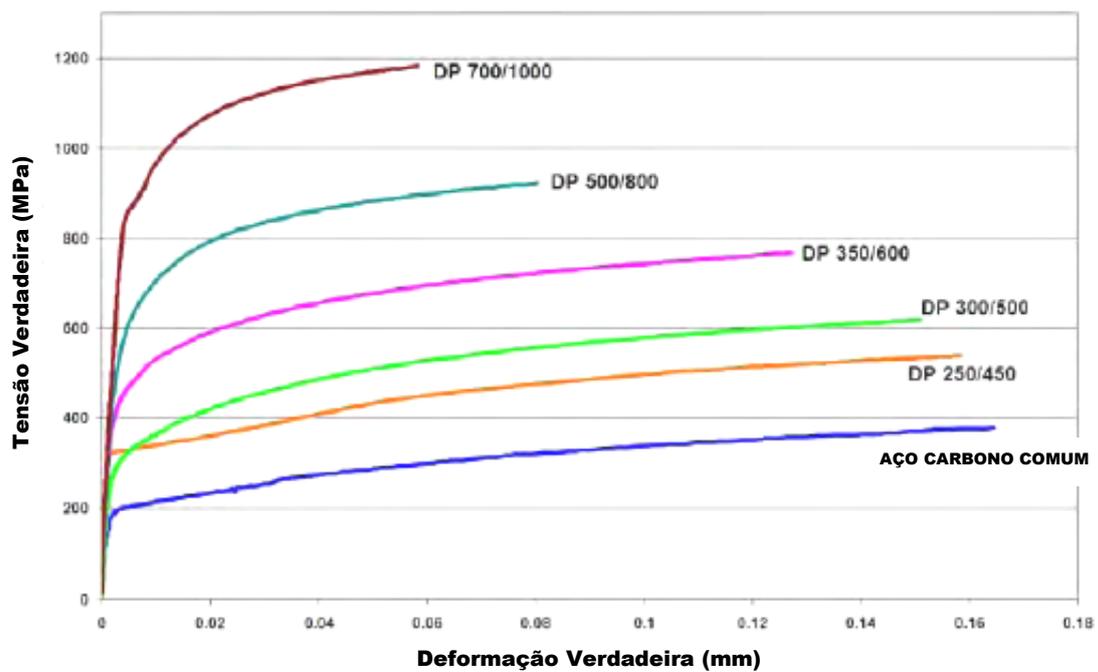


Figura 1.3.b Curvas de tensão x deformação de verdadeira engenharia para de aços DP
Fonte: WorldAutoSteel 2009 ²

Esta família de aços e em destaque o DP 600 permite a aplicação em vários componentes da carroceria, conforme ilustram as figuras 1.4-a e 1.4-b:

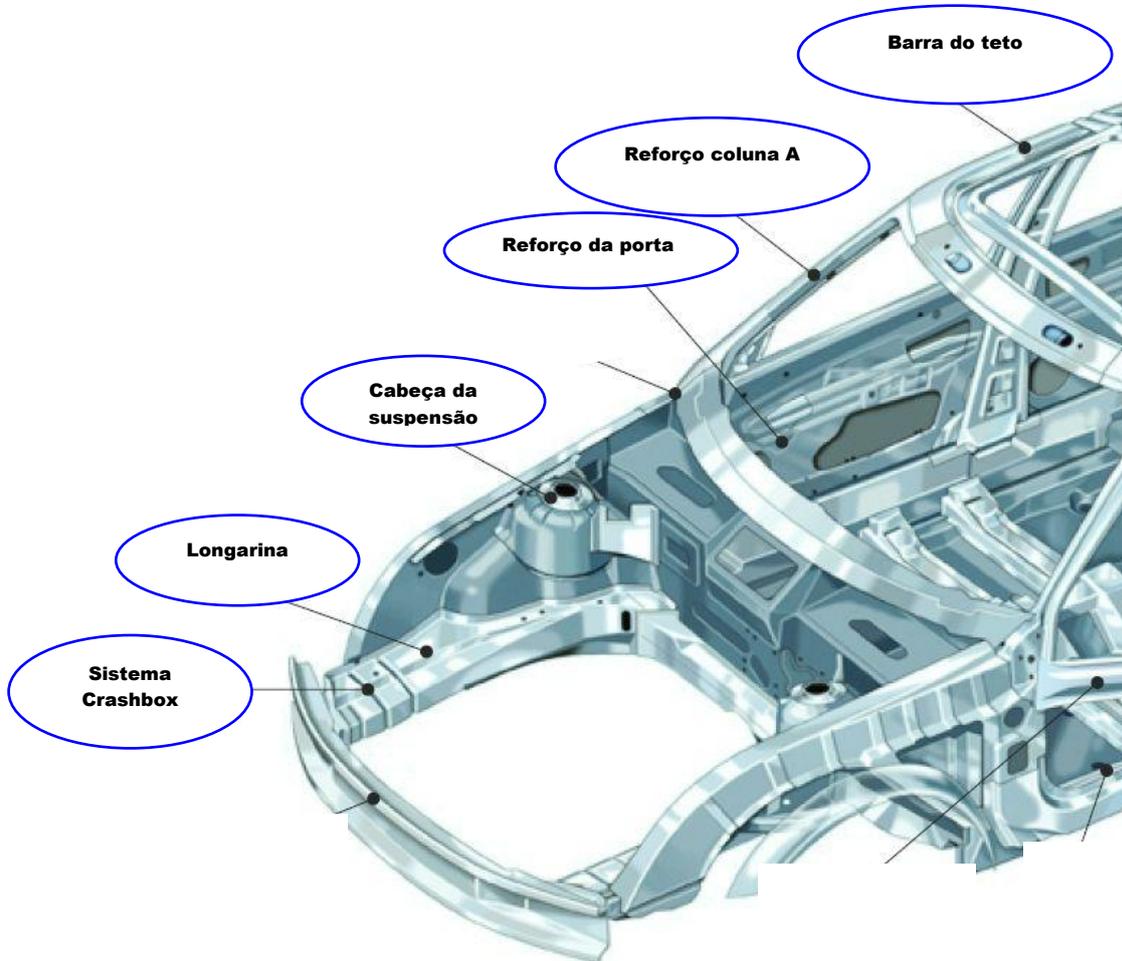


Figura 1.4 .a – Aplicação do aço DP 600 na indústria automotiva –cortesia SSAB



Figura 1.4.b – Aplicação do aço DP 600 na indústria automotiva – cortesia SSAB

Mesmo sendo a soldabilidade do DP 600 conhecida no mundo industrial, trabalhos acadêmicos avaliando esta aplicação são difíceis de serem encontrados, a maioria deles trata de juntas dissimilares ou soldagem a laser e isto se deve ao fato de que entre as tecnologias de soldagem, os processos de alta densidade de energia têm recebido toda a atenção no momento, devido às boas propriedades da junta soldada.⁵

Esforços para aplicar estes aços na fabricação de automóveis têm sido acompanhados por problemas de soldagem, por exemplo, a carroçaria dos automóveis é basicamente soldada por resistência (RSW) e a maioria dos problemas está relacionada com a formação de martensita no ponto de solda.^{6,7} Martensita, particularmente com acréscimo do percentual de carbono, resulta em zonas soldadas com níveis de dureza suficientes para falhar de maneira frágil durante carregamentos. Observações similares foram feitas com a soldagem laser (LBW) destes aços de alta resistência.^{8,9}

A dureza alcançada nestes aços está diretamente associada com as taxas de resfriamento implícitas destes processos.¹⁰

1.1 QUESTÕES DE PESQUISA

O processo de soldagem resulta em alterações das microestruturas e propriedades do material devido aos ciclos térmicos característicos deste processo.

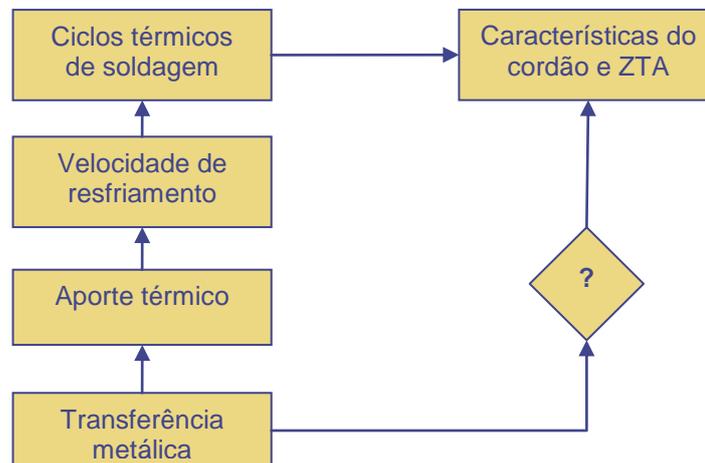


Figura – 1.5 Fluxograma de proposta de estudo

Os ciclos são fortemente influenciados pelas variáveis pelo aporte térmico e velocidade de resfriamento entre outras. A velocidade de resfriamento na ZTA depende do aporte térmico, espessura, temperatura inicial e geometria da junta e o aporte térmico é influenciado pelos parâmetros de soldagem, velocidade de deslocamento da tocha e modo de transferência metálica. Porém, não há informação

disponível na literatura sobre a influência da transferência metálica por curto-circuito no modo CMT da sua influência sobre a geometria do cordão e nas características da ZTA do DP 600. Ele apresenta uma microestrutura na forma de matriz bifásica formada de ferrita e ilhas de martensita, mecanismos de endurecimento baseados no refinamento de grão e encruamento localizado nos grãos de ferrita.

Assim a questão que sintetiza o problema que se deseja estudar neste trabalho é:

Qual a influência do processo de soldagem MAG com transferência metálica por curto-circuito convencional e CMT sobre a geometria do cordão e características da ZTA do DP 600?

1.2 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS DA PESQUISA

Como objetivo geral da pesquisa planeja-se desenvolver a soldagem de chapas de aço galvanizado Dual Phase - DP 600 pelo processo MAG aplicando-se transferências metálicas por curto-circuito convencional e CMT. Define-se curto-circuito CMT como transferência metálica por curto-circuito, porém, com controle eletrônico da transferência da gota metálica e dos parâmetros de soldagem simultaneamente.

Espera-se ao final do trabalho conhecer o oscilograma de corrente e tensão para o CMT e a influência dela na geometria do cordão e características da ZTA. Para atender a esse objetivo geral, alguns objetivos específicos deverão, necessariamente, ser observados ou atingidos, entre os quais: estudar o processo de modo a se obter a compreensão dos seus fundamentos e de suas generalidades; realizar uma busca bibliográfica para verificar resultados em pesquisas semelhantes; efetuar a escolha dos parâmetros de processo, tendo em vista resultados obtidos em outros trabalhos; confeccionar amostras; realizar processo; caracterizar as amostras através de diferentes técnicas; analisar resultados e listar conclusões.

1.3 CONTRIBUIÇÕES DA PESQUISA

Na revisão bibliográfica foram encontradas pesquisas envolvendo a soldagem MAG de outras classes de materiais como DP 780. Para o DP 600 foram encontradas pesquisas para a soldagem por resistência (RSW) e outros processos de energia concentrada como laser, feixe de elétrons e outros. Desta forma, a proposta de trabalho é fornecer informações que sirvam posteriormente como base para novos estudos envolvendo a transferência por curto-circuito CMT para a soldagem de aços avançados de alta resistência (AHSS).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO AÇO DUAL PHASE

A produção comercial de aços dual phase aplica basicamente três métodos, laminação a quente, recozimento contínuo e lote de recozimento.

a) Laminados a quente, onde a microestrutura típica é obtida através do controle rigoroso da composição e condições de processamento. A fabricação do dual phase através da laminação a quente exige um controle rigoroso da transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ (austenita \rightarrow martensita), a determinação precisa de um diagrama de transformação por resfriamento contínuo, condições do tratamento térmico e propriedades desejadas são fundamentais para o sucesso do processo. Entretanto, a dificuldade está na precisão deste diagrama, pois devem ser inclusas as deformações da austenita de maneira a simular as condições reais de processamento.¹¹

A taxa de resfriamento deve ser adequada de maneira a formar cerca de 85% de ferrita e 15% de martensita.¹² A figura abaixo ilustra o processo.

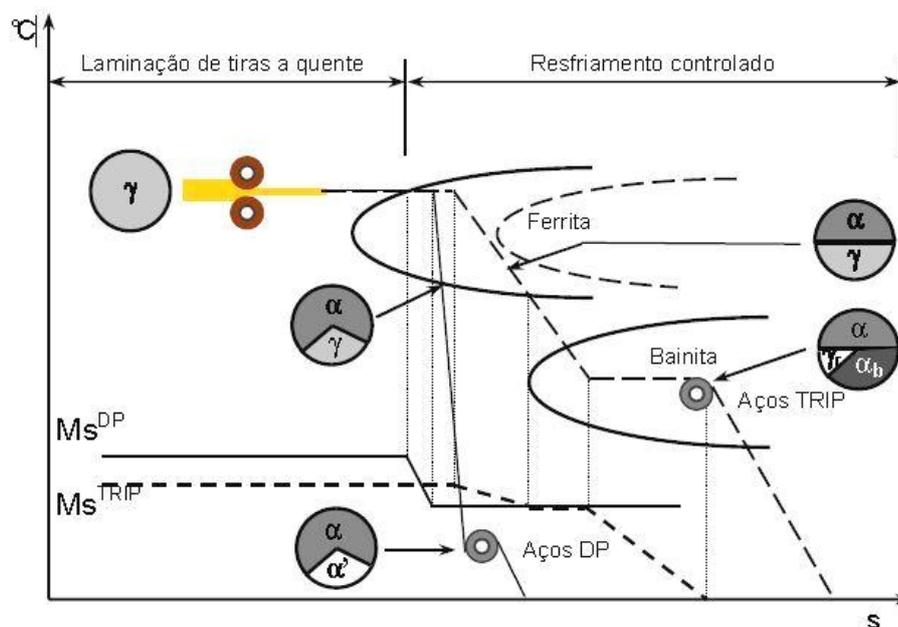


Figura – 2.1.1 Ilustração resfriamento controlado para obtenção do Dual Phase.

Fonte: Erson¹²

γ – austenita; α – ferrita; α' – martensita; α_b – bainita; γ_r – austenita retida

Produção do aço DP representada pela curva de resfriamento à esquerda com linha cheia e do aço TRIP à direita com linha tracejada.

b) Recozimento contínuo, o material laminado a quente ou a frio é desbobinado e passa por um processo de recozimento intercrítico de maneira a produzir a microestrutura desejada. Este processo apresenta no mínimo algumas vantagens como alta taxa de produção, melhor uniformidade das propriedades do aço e a possibilidade de usar aços com menor quantidade de elementos de liga. Este processo usa três tipos de resfriamento: por água, jato de gás e ao ar. ¹¹

O tratamento ocorre no campo de temperaturas entre as curvas A1 e A3, que são calculadas com base nos elementos de liga presentes no material. A figura 2.1.2 mostra a região intercrítica e as etapas do processo.

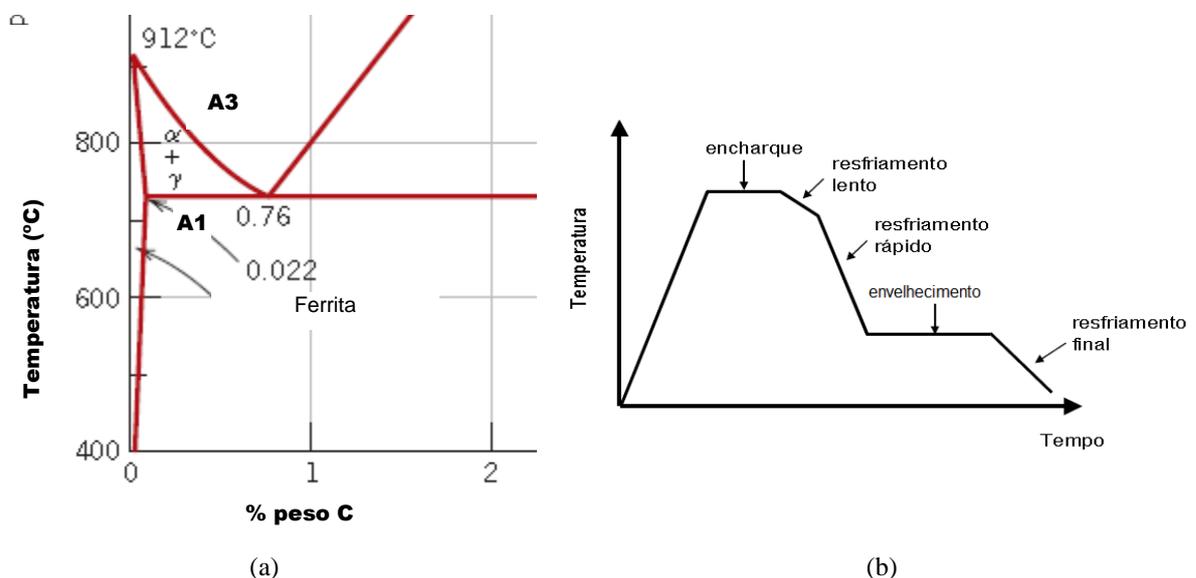


Figura 2.1.2.a Representação do campo intercrítico entre as linhas A1 e A3.

Figura 2.1.2.b Representação do processo de recozimento contínuo.

Fonte: Chowdhury et. al ¹³

Os processos típicos de recozimento contínuo envolvem as etapas abaixo:

- (I) aquecimento até a temperatura intercrítica entre as linhas A1 e A3,
- (II) encharque para que ocorra a nucleação e crescimento da austenita,
- (III) resfriamento lento até a temperatura de início da têmpera,
- (IV) resfriamento rápido para transformar a austenita em martensita,
- (V) envelhecimento,
- (VI) finalmente resfriamento ao ar. ¹³

c) Lote de recozimento, o material laminado a quente ou a frio, ainda na forma de bobina, passa por um processo de recozimento. A produção do dual phase por este processo tem baixa produtividade, é aplicado quando se deseja uma elevada conformabilidade. Não há muita informação sobre este tipo de processo, basicamente três bobinas são empilhadas dentro de uma cúpula de aço de parede dupla onde ocorre o tratamento térmico de recozimento que é seguido de um resfriamento lento, este processo exige a adição de elementos de liga em maior quantidade (2,5 % Mn, 1,5% Si, 1,0 Cr). ¹¹ A figura 2.1.3 ilustra o processo.



Figura – 2.1.3 Ilustração de forno de lote de recozimento - cortesia da SSAB

2.2 MECANISMO DE ENDURECIMENTO DO AÇO DP

Em teste de tração uniaxial, o aço DP apresenta uma relação de aumento do limite de escoamento com o aumento do volume de martensita presente na microestrutura. Como o DP é obtido a partir de tratamento térmico, variando-se a taxa de resfriamento durante a têmpera, pode-se ajustar o volume de martensita presente no material.

Um aumento no volume de martensita provoca o aumento no limite de escoamento, conforme ilustrado na figura 22.1

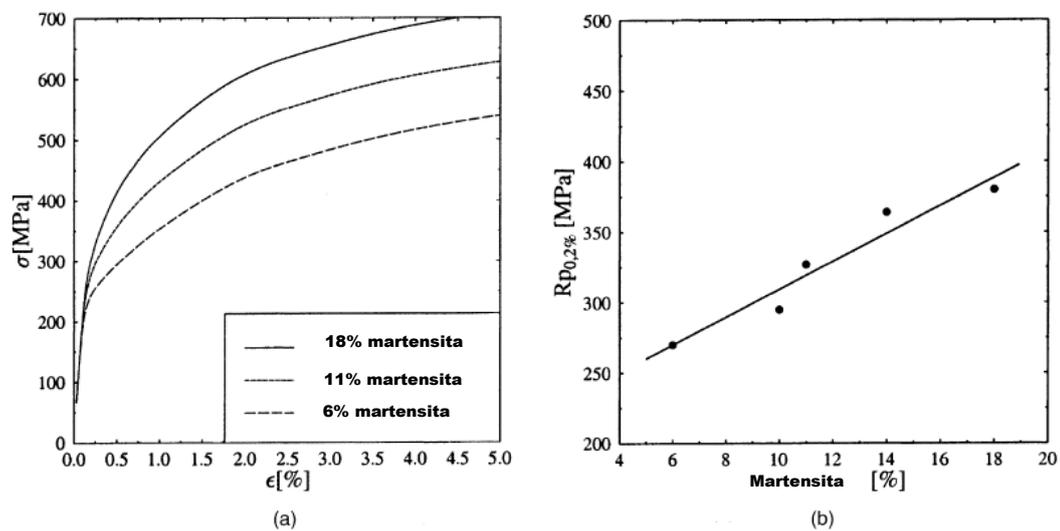


Figura – 2.2.1 À esquerda (a) Gráfico tensão x deformação e à direita (b) Aumento do limite de escoamento com % de martensita –
Fonte: U. Liedl ¹⁴

Conforme U. Liedl ¹⁴ este comportamento é explicado pelo encruamento localizado da matriz macia ao redor dos grãos duros de martensita. Forma-se um esqueleto encruado em torno destes grãos devido à necessidade de acomodar a expansão volumétrica ocorrida na transformação da austenita para martensita, desta forma, quanto maior a presença de martensita na matriz, maior será este volume de área encruada. Finalmente, o comportamento do limite de escoamento e taxa de encruamento será governado pela resistência mecânica deste novo esqueleto formado no interior da matriz.

Rashid ¹⁵ define o mecanismo de endurecimento como consequência da transformação austenita-martensita. Nesta abordagem, também, a mudança de volume gera discordâncias em torno dos novos grãos de martensita e após a aplicação de cargas de tração sobre o material estas discordâncias se deslocam mais facilmente que aquelas retidas no interior da matriz aumentando assim a densidade de discordâncias em torno do grão martensítico. Continuando-se a aplicação de carga de tração, a deformação plástica continua na ferrita ainda não deformada até que esta atinja o mesmo limite de escoamento do esqueleto encruado localizado em torno dos grãos de martensita, a partir deste ponto, ambas as fases se deformam e encruam simultaneamente. O endurecimento ocorre devido à interação das discordâncias móveis com outras discordâncias, precipitados e outros microconstituintes.

2.3 COMPORTAMENTO DE VIDA EM FADIGA E MECANISMOS DE FALHAS NOS AÇO DP 600

O aço DP 600 apresenta endurecimento cíclico durante a vida em fadiga. A taxa de encruamento é máxima nos poucos ciclos iniciais e maior quanto maior a amplitude da deformação. A vida em fadiga é dividida em três estágios, o primeiro de curta duração onde ocorre um endurecimento rápido, seguido por um aumento gradual no endurecimento para a maior parte da vida em fadiga e finalmente uma rápida queda na curva antes da fratura¹⁶, conforme ilustrado na figura 2.3.1.

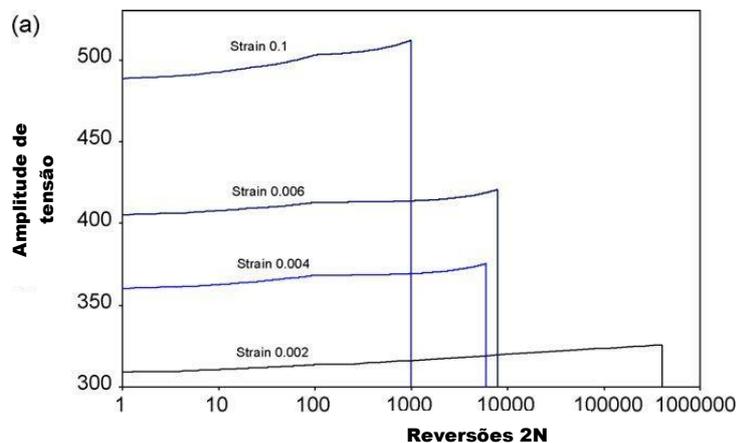


Figura 2.3.1 – Comportamento da vida em fadiga em função da amplitude de deformação
Fonte: Hadianfard¹⁶

O mecanismo que conduz ao endurecimento cíclico é a mudança na estrutura de discordâncias e movimentação de barreiras em relação a elas durante o endurecimento cíclico ou por fadiga. A estrutura de discordâncias muda gradualmente da posição inicial, que depende da microestrutura do material para uma posição de saturação. O acréscimo na densidade de discordâncias através da multiplicação e seu rearranjo na matriz macia produzem obstáculos ao movimento de outras discordâncias e conduz ao endurecimento por fadiga.

Exames na superfície de fadiga das amostras de testes interrompidos a 50% e 75%, indicaram que o dano por fadiga se origina quase sempre na fase martensítica ou nas suas proximidades. A nucleação do dano ocorre nas partículas de segunda fase,

inclusões e locais com propriedades não-homogêneas e é controlada pela propriedade de tensão ou deformação que deve ser excedida para que o dano seja formado.

Durante a deformação cíclica, deformações plásticas ocorrem nas áreas ferríticas enquanto que os grãos de martensita resistem a esta deformação criando áreas de deformação não-homogênea. Esta deformação não-uniforme pode conduzir a tensões extremamente altas nestas regiões que podem causar a fratura ou separação destes grãos dando origem ao dano inicial.

A propagação do dano à frente da zona plástica em sentido às áreas vizinhas ocorre com novos ciclos de deformação que formam danos mais longos na forma de vazios ou microtrincas. As microtrincas se propagam para dentro da matriz adjacente e crescem. A falha final do material ocorre através da ligação destas trincas e coalescimento de vazios.

A formação do dano é influenciada pela amplitude de deformação. Para pequenas amplitudes, os vazios e microtrincas se originaram nas interfaces ferrita/martensita, já para grandes amplitudes, estes danos geralmente estão associados com a fratura da martensita. A figura 2. 3.2.a e 2.3.2.b ilustram este comportamento.

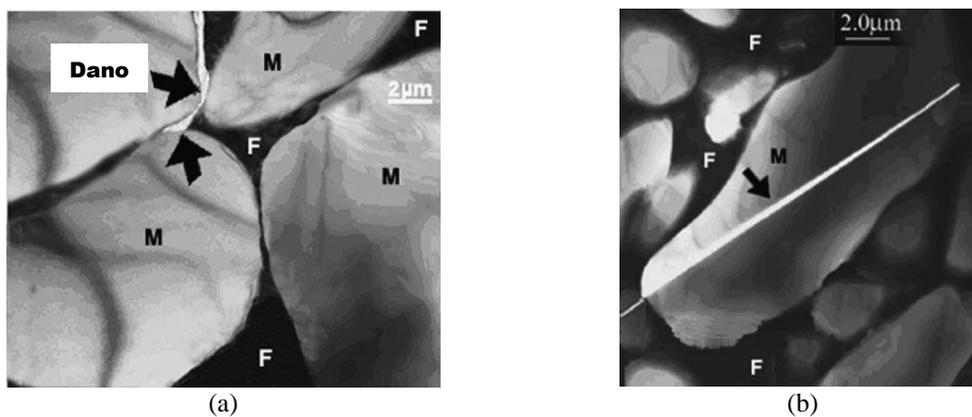


Figura 2.3.2.a – Início do dano para pequenas amplitudes (0,002 mm)

Figura 2.3.2.b – Início do dano para grandes amplitudes (0,1 mm)

Fonte: Hadianfard¹⁶

O crescimento da trinca também sobre influência da amplitude de deformação aplicada ao material. Para grandes amplitudes, a trinca cresce através de grãos de martensita fraturados e tem direção de crescimento em sentido à área de maior densidade de martensita. Conforme ilustrado nas figuras 2.3.3.a e 2.3.3.b.

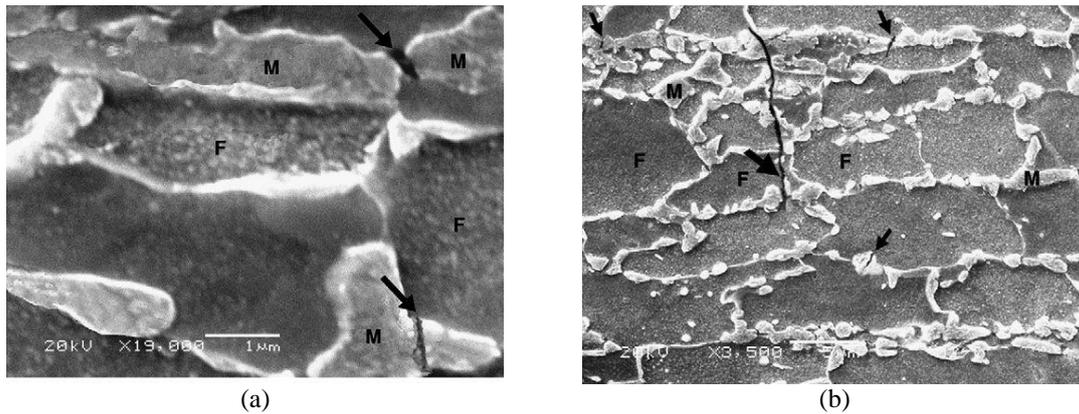


Figura 2.3.3.a – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para grande amplitude (0,1 mm). Interrompido em 50 %.

Figura 2.3.3.b – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para grande amplitude (0,1 mm). Interrompido em 75%.

Fonte: Hadianfard ¹⁶

Quando o material sofre pequenas amplitudes de deformação, a trinca cresce através das interfaces ferrita/martensita e tem sua direção orientada para as áreas de menor densidade de martensita. ¹⁶ Conforme ilustração das figuras 2.3.4.a e 2.3.4.b.

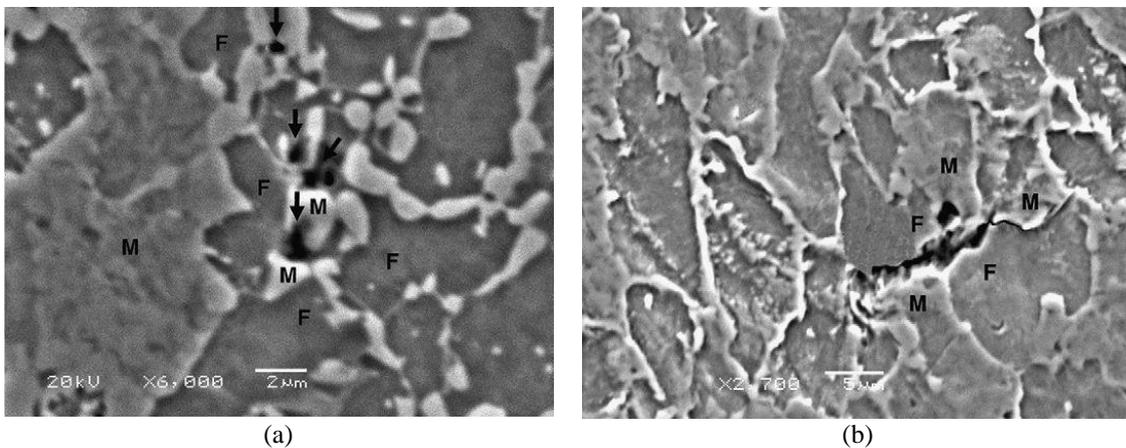


Figura 2.3.4.a – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para pequena amplitude (0,002 mm). Interrompido em 50 %.

Figura 2.3.4.b – Influência da amplitude de deformação sobre o crescimento da trinca para pequena amplitude (0,002 mm). Interrompido em 75%.

Fonte: Hadianfard ¹⁶

Desta forma, pode-se concluir que indiferentemente da amplitude de deformação aplicada ao material o dano e mecanismo de falha estarão relacionados à presença da fase martensítica. Desta forma, uma alteração na fração de martensita, resultado de processos de soldagem por exemplo, poderá alterar as características da vida em fadiga do material.

Conforme M. Okayasu et. al.¹⁷ o início da trinca de fadiga é gerado através do deslizamento de vários grãos e isso pode conduzir a uma fratura plana. Para o aço DP produzido de forma convencional a fratura ocorre de forma transgranular, enquanto que, para o DP com granulação extrafina a fratura ocorre de forma intergranular devido ao fenômeno de deslizamento de contorno de grão. Este fenômeno está associado com a alta densidade de discordância nesta região. A figura 2.3.5 ilustra o fenômeno.

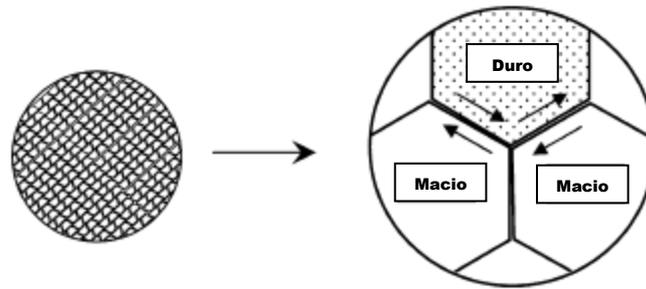


Figura 2.3.5 – Mecanismo de deslizamento de grão
Fonte: M. Okayasu¹⁷

De acordo com Farabi et al.¹⁸ testes de baixo ciclo de fadiga (*Low Cycle Fatigue – LCF*) em juntas soldadas por laser mostraram que as fraturas por fadiga ocorrem na ZTA de menor dureza. O mecanismo de formação do dano de fadiga é explicado em termos das discordâncias vencerem a oposição oferecida pelos grãos de martensita gerando nestas regiões danos cumulativos que crescem e acabam por gerar a fratura por fadiga.

2.4 FLUXO DE CALOR E DISTRIBUIÇÃO DE TEMPERATURA NA SOLDAGEM

A soldagem por arco elétrico tem como característica o aporte térmico sobre os materiais que estão sendo unidos, as temperaturas atingidas pelo material e a forma como ocorreu seu resfriamento são muito importantes para a formação das microestruturas na zona fundida e zona termicamente afetada. Pois de maneira geral as propriedades mecânicas da junta soldada serão função das microestruturas presentes. Desta forma, o fluxo de calor na soldagem pode ser dividido de maneira básica em duas fases: o fornecimento de calor e resfriamento da junta.

Durante a soldagem, as transformações são forçadas a ocorrer em poucos segundos num pequeno volume de metal onde as condições térmicas são muito diferentes daquelas encontradas na produção, refino e fabricação de metais e ligas. A soldagem de metais é caracterizada pelo pico de temperatura até bastante elevada e altos gradientes de temperatura, da ordem de 100 °C/mm. Do ponto de vista prático, a abordagem analítica para a solução dos fluxos de calor é preferível, pois ela permite a derivação de equações que fornecem dados para a compreensão do par temperatura x tempo. Entretanto, devido à complexidade dos fenômenos de transferência de calor, os modelos analíticos recebem um número significativo de simplificações. Ainda assim são capazes de prover no mínimo uma descrição qualitativa da distribuição de temperatura.¹⁹

As perdas de calor por radiação e convecção são usualmente negligenciadas na soldagem e desta forma a distribuição de temperatura pode ser obtida a partir de equações diferenciais na condução de sólidos e nas condições de fluxos bi-axiais e tri-axiais pode ser expressas por:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad \text{bidimensional (1)}$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad \text{Onde } \alpha = \frac{\lambda}{\rho c} \quad \text{tridimensional (2)}$$

Soluções para as equações de condução de calor foram propostas por Rosenthal na década de 30, tendo como premissa as simplificações descritas a seguir:

Processo quasi-estacionário: Supõe-se que a distribuição de temperatura se mantém constante para um sistema de coordenadas que se move junto com a fonte de calor. Em situações reais esta suposição pode ser aplicada em soldas relativamente curtas. Particularmente esta suposição é bastante adequada para soldagens feitas com velocidade constante, sem movimento de tecimento, em peças grandes e de baixa difusividade térmica.

A fonte tem forma simplificada, terá a forma pontual para uma chapa grossa e linear para uma chapa de espessura fina.

O formato da peça é simplificado para uma chapa de comprimento, largura e em alguns casos, espessura infinitos.²⁰

A variação de propriedades físicas com a variação da temperatura é desprezada, para a maioria dos metais esta condição não é real, pois α (difusividade térmica), λ (condutividade térmica) e ρ, c (capacidade térmica volumétrica) devem variar significativamente com a temperatura.¹⁹

Mesmo com estas simplificações, a escolha adequada de valores médios para as propriedades α, λ, ρ, c nos fornece soluções com boa aproximação. A tabela 2.4.1 apresenta valores médios desconsiderando o calor latente de fusão do metal, capacidade térmica volumétrica e variação de Entalpia.

Tabela 2.4.1 – Propriedades físicas (adaptada de GRONG pag. 3)¹⁹
 α - difusividade térmica, λ - condutividade térmica e ρ, c - capacidade térmica volumétrica

Material	λ (W mm ⁻¹ °C ⁻¹)	α (mm ² s ⁻¹)	ρc (J mm ⁻³ °C ⁻¹)	T _m (°C)	H _m -H ₀ (J mm ⁻³)	ΔH_m (J mm ⁻³)
Aço carbono	0,040	8	0,005	1520	7,5	2,0
Aço baixa liga	0,025	5	0,005	1520	7,5	2,0

Rosenthal propôs duas soluções distintas considerando as espessuras das chapas em estudo sendo uma solução para Chapa Grossa e outra para Chapa Fina. Em ambos os casos, o cálculo da temperatura leva em consideração a energia líquida de soldagem, velocidade de soldagem e distância do ponto à fonte de calor.

Entretanto, os termos Chapa Grossa e Chapa Fina não podem ser analisados como fator determinante para a seleção da equação, pois a resposta da temperatura para uma determinada condição de soldagem pode não se adaptar aos modelos propostos por Rosenthal visto que sofre uma grande influência de parâmetros como a energia líquida de soldagem e velocidade de soldagem.

A solução clássica desenvolvida por Rosenthal para determinação da distribuição de temperatura para os modelos de chapa grossa e chapa fina é:

$$T_{p\text{-chapa-grossa}} = T_0 + \frac{H}{2\pi\lambda R} \times \exp\left(\frac{-v}{2a} \times (R+x)\right) \text{ onde } R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \quad (3)$$

$$T_{p\text{-chapa-fina}} = T_0 + \frac{H}{2\pi\lambda d} \times \exp\left(\frac{-vx}{2a}\right) \times K_0\left(\frac{vR}{2a}\right) \text{ onde } R = \sqrt{x^2 + y^2} \quad (4)$$

$$H = \eta \times V \times i \quad (5)$$

Onde K_0 é função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero.

Note que nestas equações não está sendo usado o aporte térmico líquido, pois a variável velocidade de soldagem entra em outras parcelas das equações.

A determinação distribuição de temperaturas T_p apresentadas no artigo de Poorhaydari aplicam equações simplificadas conforme a descrição de Grong¹⁹, para o caso da chapa grossa assume-se que a condução de calor ocorrerá somente nas direções perpendiculares ao eixo de movimento da fonte de calor e para o modelo de chapa fina, a suposição é que a transmissão de calor se dará de forma unidimensional. Em ambos os casos as variáveis velocidade de soldagem e energia de soldagem líquida são elevados, as equações abaixo calculam a distribuição de temperatura para este caso.

$$T_{p\text{-chapa-grossa}} = T_0 + \frac{H}{2\pi\lambda vt} \times \exp\left(\frac{-r^2}{4at}\right) \text{ onde } r = \sqrt{y^2 + z^2} \quad (6)$$

$$T_{p\text{-chapa-fina}} = T_0 + \frac{H}{(4\pi\lambda\rho ct)^{\frac{1}{2}} \times d} \times \exp\left(\frac{-y^2}{4at}\right) \quad (7) \text{ onde H é calculado pela equação 5.}$$

Para adequar as equações às condições reais de soldagem, Poorhaydari et al ²¹ propuseram um fator de correção baseado na relação entre as extensões da ZTA real e fornecida através dos cálculos de equações derivadas daquelas propostas por Rosenthal. Após calculado este fator, ele é aplicado às soluções fornecidas para chapa fina e para chapa grossa e fornece uma resposta intermediária entre os dois limites que é mais adequada e próxima ao real medido através de termopares na região de solda. Abaixo seguem as equações aplicadas ao cálculo deste fator de correção.

$$F = \frac{(W_{medido} - W_{chapa-grossa})}{(W_{chapa-fina} - W_{chapa-grossa})} \quad (8)$$

$$W_{chapa-grossa} = C_1 \times \left(\frac{H}{v}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (9) \text{ e } C_1 = \left[\frac{2}{\pi e \rho c}\right]^{\frac{1}{2}} \times \left[\frac{1}{(A_1 - T_0)^{\frac{1}{2}}} - \frac{1}{(T_s - T_0)^{\frac{1}{2}}}\right] \quad (10)$$

$$W_{chapa-fina} = C_2 \times \left(\frac{H}{v}\right) \quad (11) \text{ e } C_2 = \left[\frac{2}{\pi e}\right]^{\frac{1}{2}} \times \left[\frac{(T_s - A_1)}{2d\rho c \times (T_s - T_0) \times (A_1 - T_0)}\right] \quad (12) \text{ onde,}$$

$$A_1 = 996 - 30Ni - 25Mn - 5Co + 25Si + 30Al + 25Mo + 50V \text{ [graus Kelvin]} \quad (13)$$

$$T_m = T_s = 1810 - 90C \text{ [graus Kelvin]} \quad (14)$$

Krauss [Ref. 22] propõe que esta temperatura A_1 pode ser calculada pela equação:

$$A_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \text{ [graus Celsius]} \quad (15)$$

A temperatura no ponto em estudo será dada finalmente por:

$$T_p = T_{p-chapa-grossa} + F \times (T_{p-chapa-fina} - T_{-chapa-grossa}) \quad (16)$$

2.5 CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM

Durante o processo de soldagem o material experimenta uma variação de temperatura que depende entre fatores das condições de soldagem, propriedades térmicas e distância do ponto à fonte de calor. A esta variação de temperatura denomina-se ciclo térmico de soldagem. A figura 2.5.1 ilustra este fenômeno para um ponto P genérico.

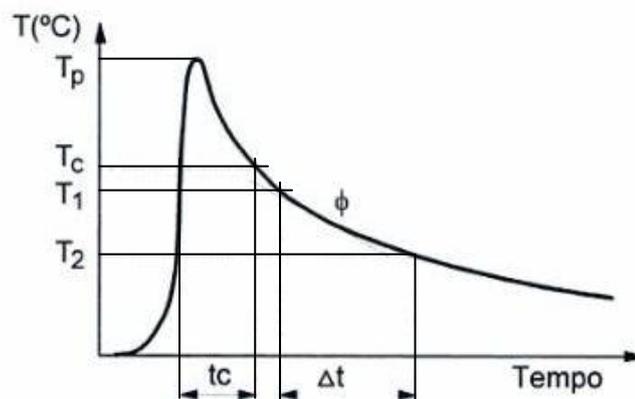


Figura 2.5.1 Ciclo térmico de soldagem
Fonte: Marques, Paulo Villani ²⁴

O ciclo térmico pode ser descrito em termos de suas principais características:
Temperatura de pico (T_p): é a temperatura máxima atingida pelo ponto e indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. É função das condições de soldagem, geometria e propriedades térmicas do material, temperatura inicial e distância do ponto analisado em relação à fonte de calor.

O cálculo da temperatura de pico num determinado ponto conforme apresentado por Poorhaydari, também é citado por Modenesi e aplica as equações abaixo:

$$T_{\text{pico-chapa-grossa}} = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e}\right) \times \left(\frac{H_L}{\rho c r^2}\right) \quad (17)$$

$$T_{\text{pico-chapa-fina}} = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{\frac{1}{2}} \times \left(\frac{H_L}{d\rho c 2r}\right) \quad (18)$$

A variável (H_L) das equações acima é denominada energia de soldagem líquida ou aporte térmico líquido e definida por:

$$H_L = \eta \times \frac{V \times i}{v} \quad (19)$$

Onde V é a tensão do arco (volts), i é a corrente (ampéres), v é a velocidade de soldagem (cm/s ou mm/s) e η é o rendimento térmico. De acordo com Modenesi²⁰ o rendimento térmico para o processo MAG está numa faixa entre 0,75 e 0,95. Para Grong este valor flutua entre 0,66 e 0,93 e finalmente para Wainer²³ a faixa seria entre 0,66 e 0,85.

A figura 2.5.2 ilustra a variação da temperatura de pico em função da distância à fonte de soldagem e energia de soldagem.

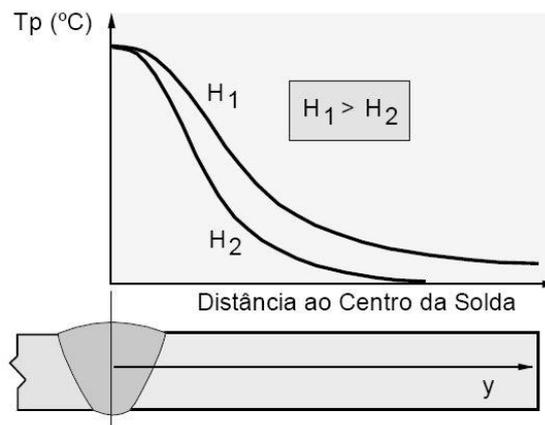


Figura 2.5.2 Temperatura de pico em função da distância Y e energia de soldagem
Fonte: Modenesi²⁰

Temperatura crítica (T_c): é a temperatura mínima necessária para que ocorra alteração microestrutural ou significativa mudança de propriedade.

Tempo de permanência (t_c): é tempo que o ponto ficou exposto acima da temperatura crítica.

Com base na temperatura de pico atingida no material pode-se classificar suas regiões de soldagem conforme ilustração da figura 2.5.3.

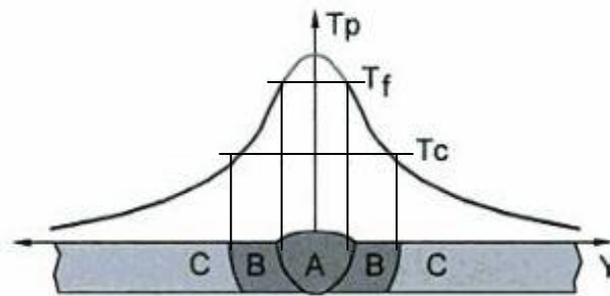


Figura 2.5.3 Regiões de uma solda
 Fonte: Marques, Paulo Villani ²⁴

A – Zona Fundida (ZF): região onde o material fundiu-se e solidificou-se durante o ciclo de soldagem, as temperaturas foram superiores à temperatura de fusão T_f do metal de base.

B – Zona Termicamente Afetada (ZTA): região não fundida do metal de base que teve sua microestrutura e/ou propriedades mecânicas alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas de pico nesta região foram superiores a temperatura crítica e inferiores à temperatura de fusão.

C – Metal de Base (MB): região mais afastada do cordão de solda que teve sua temperatura de pico inferior a temperatura crítica e por isso não foi afetada pelo ciclo de soldagem.

A velocidade de resfriamento (ϕ): é obtida pela derivada em uma determinada temperatura T da curva de ciclo térmico durante o resfriamento. Tem grande influência sobre a microestrutura final em aços que podem sofrer transformações metalúrgicas durante o resfriamento.

Alternativamente, é comum caracterizar o resfriamento de uma solda pelo tempo necessário ($\Delta t_{T1/T2}$) para a solda se resfriar de uma temperatura $T1$ até uma temperatura $T2$. Para a soldagem de aços as temperaturas geralmente consideradas são 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$). ^{23, 24}

A taxa de resfriamento na ZTA não depende da posição da fonte de calor segundo Kasuya ²⁵, este fato também foi confirmado por Zhang ²⁶ e Hess ²⁷ que

determinaram que a taxa de resfriamento na ZTA depende somente do aporte térmico líquido, espessura e geometria da chapa e temperatura inicial.

Desta forma, a taxa média de resfriamento entre 800 °C e 500 °C conforme apresentada por Poorhaydari será:

$$T' = \frac{300}{\Delta t_{8/5}} \quad (20)$$

A variável Δt_{8-5} será calculada conforme o modelo aplicado ao estudo de acordo com as seguintes equações, para chapa grossa (CG), será:

$$\Delta t_{8-5-CG} = \frac{H_L}{2\pi\lambda\theta_1} \quad (21) \text{ onde } \frac{1}{\theta_1} = \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \quad (22)$$

Para chapa fina (CF) será:

$$\Delta t_{8-5-CF} = \frac{(H_L)^2}{4\pi\lambda\rho c d^2 \theta_2} \quad (23) \text{ onde } \frac{1}{\theta_2} = \left(\frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right) \quad (24)$$

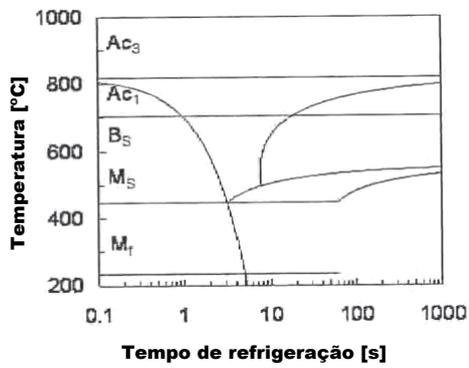
Grong propõe que o cálculo do tempo de resfriamento seja feito por equações mais simples, nesta aplicação considera-se T_0 de 20 °C e propriedades térmicas para aço baixa liga, assim o cálculo de Δt_{8-5} para chapa grossa e para chapa fina serão respectivamente:

$$\Delta t_{8-5-CG-Grong} = 5.1 \times \eta \times \frac{V \times I}{1000 \times v} \quad (25) \text{ e } \Delta t_{8-5-CF-Grong} = 1716 \times \left(\eta \times \frac{V \times I}{1000 \times v \times d} \right)^2 \quad (26)$$

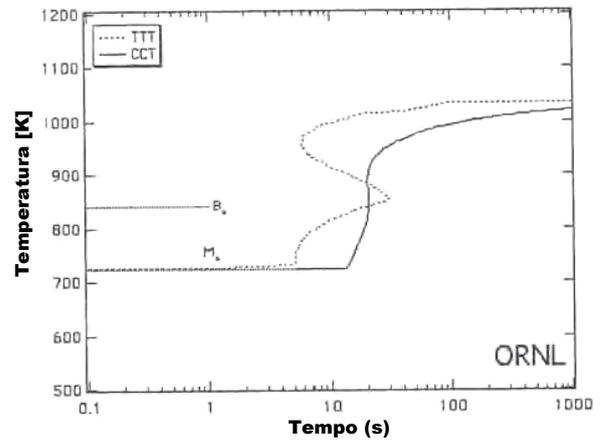
Finalmente a variável Δt_{8-5} será calculada pela fórmula:

$$\Delta t_{8-5} = \Delta t_{8-5-CG} + F \times (\Delta t_{8-5-CF} - \Delta t_{8-5-CG}) \quad (27)$$

Quando estas taxas de resfriamento forem superiores as taxas críticas haverá a formação de martensita. A figura 2.5.4 apresenta diagramas CCT conforme Li e Badhesia para o DP 600 e a taxa de resfriamento crítico.



(a)



(b)

Figura 2.5.4.a - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo calculado segundo Li

Figura 2.5.4.b - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo calculado segundo Bhadeshia

Fonte: J. E. Gould et al ²⁸

2.6 INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO SOBRE AÇOS DP SOLDADOS POR VÁRIOS PROCESSOS

A taxa de resfriamento associada a cada processo de soldagem é determinante para a definição da microestrutura formada na região de solda. J. E. Gould ²⁸ comparou a taxa de resfriamento característica de alguns processos comuns à indústria automotiva com a taxa de resfriamento crítica necessária para a formação de martensita nos aços AHSS, entre eles o DP 600.

As taxas de resfriamento dos processos foram calculadas segundo modelo proposto por Adams ²⁹, enquanto que as taxas de resfriamento crítico para formação da martensita foram calculadas segundo modelos propostos por Li ³⁰ e Bhadeshia, ³¹ a figura 2.6.1 ilustra este estudo e pode ser verificado:

- Processo de soldagem por resistência (RSW) apresenta taxas próximas a 100.000 °C/s para espessuras até 0,5 mm e cerca de 2000 °C/s.
- Processo de soldagem a laser (LBW) apresentou taxas de resfriamento entre 200 °C/s a 5000 °C/s dependendo dos parâmetros de soldagem aplicados.
- Os processos soldagem a gás metal (GMAW) e *Resistance Mash Seam Welding* (RMSEW) apresentam praticamente as mesmas taxas de resfriamento entre 20 °C/s a 300 °C/s dependendo dos parâmetros de soldagem aplicados.

As taxas críticas para a formação de martensita são representadas por retângulos identificados com o nome do material, o limite superior foi calculado segundo Li e limite inferior segundo Bhadeshia.

As taxas de resfriamento que estão acima destes retângulos resultaram numa microestrutura de soldagem martensítica, enquanto que os que estão abaixo terão como resultado os produtos de decomposição da austenita. Efetivamente processos de soldagem que apresentem taxas de resfriamento superior ao campo crítico deverão conter martensita predominantemente na região soldada e poderão apresentar modos de falhas indesejáveis, entretanto, os processos que apresentarem taxas críticas

inferiores deverão formar microestruturas com maior tenacidade e melhor desempenho mecânico.

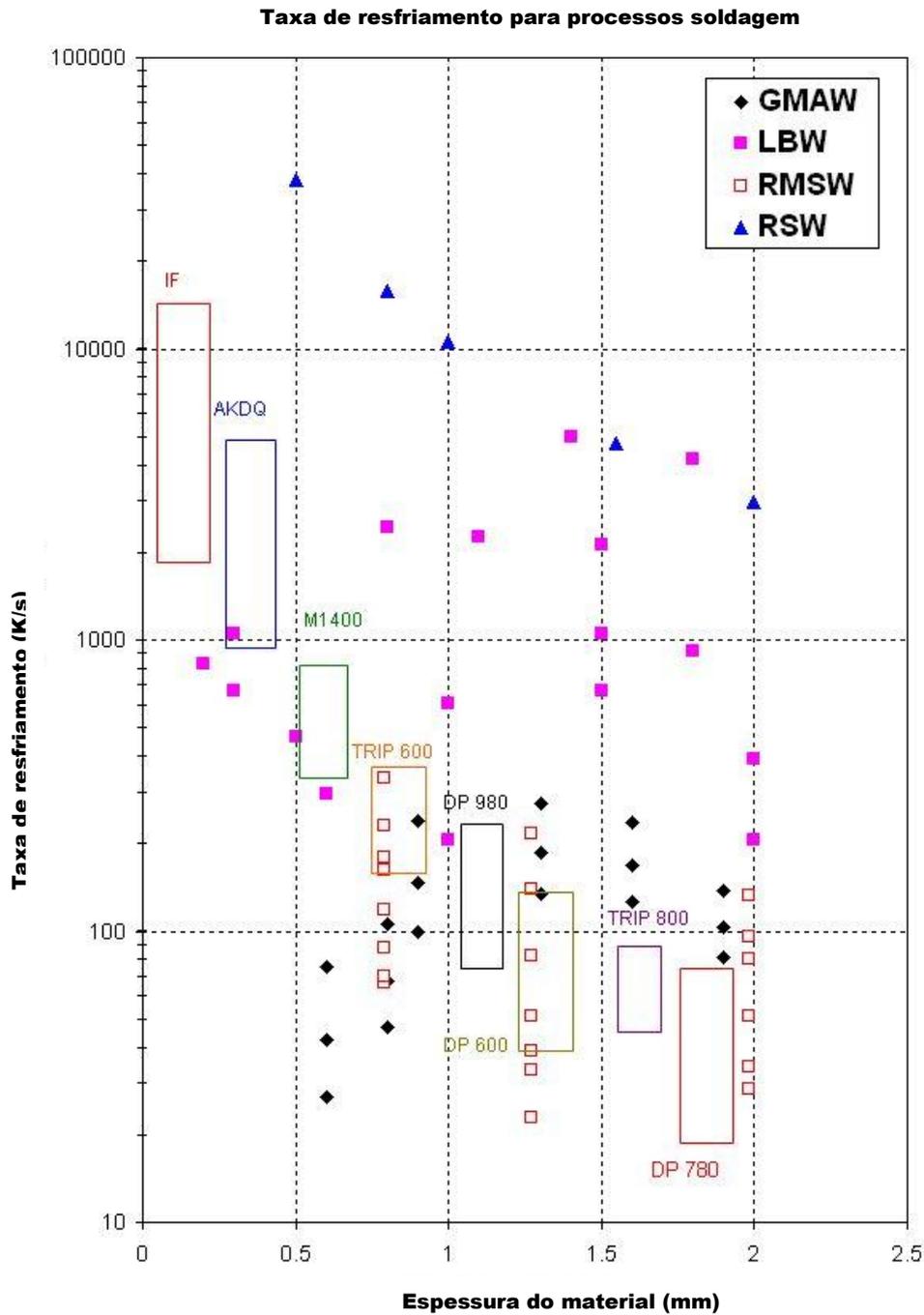


Figura 2.6.1 Taxas de resfriamento na ZTA em função da espessura do material para os processos: RSW, RMSEW, LBW, GMAW. Incluindo também campo de taxas críticas de resfriamento para alguns materiais de uso automotivo. O limite superior foi calculado segundo Li e limite inferior segundo Bhadeshia
 Fonte: J. E. Gould et al ²⁸

O aço DP 600 com composição de 0,08% C, 1,76% Mn, 0,01% Si, 0,19% Cr, 0,18% Mo e 0,05% Al apresentou taxas críticas de resfriamento entre 40 °C/s e 120 °C/s, sendo essas taxas calculadas segundo Bhadeshia e Li respectivamente.

Para os processos GMAW e RMSEW a formação de martensita dependerá das variáveis de processo e da composição química do material. Os aços mais fortemente ligados (TRIP 780 e DP 780) parecem que formarão martensita em qualquer dos processos.

Como síntese do trabalho de J. E. Gould pode-se citar:

A taxa de resfriamento dos processos: $RSW > LBW > GMAW / RMSEW$.

Os aços AHSS geralmente mostraram potencial para a formação de martensita quando soldados pelos processos RSW e LBW, nestes casos os níveis de carbono presentes são suficientes para que a martensita formada seja prejudicial nos testes dinâmicos;

Os aços AHSS também mostraram potencial para a formação de martensita nos processos GMAW e RMSEW, entretanto, nestes casos a variação na composição química e taxa de resfriamento podem levar a formação de martensita de forma intermitente para o mesmo aço e processo.

Rizzi et al,³² verificaram que o aço DP soldado a laser resulta em zona fundida constituída de martensita e que a ZTA apresenta uma mudança continua na microestrutura.

Kank et al,³³ verificam que a soldagem pelo processo Nd YAG laser sobre o DP 600 resulta numa zona fundida formada por ferrita acicular, bainita e martensita. Na ZTA próxima a zona de ligação foi encontrada ferrita de contorno de grão e bainita.

Tizziani et al,⁵ concluíram que indiferentemente do processos de soldagem (TIG, feixe de elétrons ou plasma) a zona fundida será formada por uma mistura de ferrita acicular, bainita e ferrita alotriomórfica. Há uma região de grãos grosseiros próxima a interface ZF/ZTA e uma zona macia dentro da ZTA resultante da formação de martensita revenida e ferrita de grãos grosseiros. Finalmente as dimensões da ZF e ZTA aumentam com o aumento do aporte térmico.

Kapustka ³⁴ verificou a influências da deformação pré-soldagem (característica de produtos conformados), material de adição, taxa de resfriamento, diluição, ciclos térmicos pós-soldagem (típicos de exposição à temperaturas acima da ambiente em processo de pintura) e geometria da junta sobre DP 780 e outros soldados pelo processo MAG. Conforme seus resultados, baixas taxas de resfriamento caracterizadas por transferência metálica goticular e sem cobre-junta, tendem a formar ZTA mais larga. Já, altas taxas de resfriamento resultado da transferência por curto-circuito e cobre-junta produzem maior pico de dureza na ZTA do que as baixas taxas. O pico de dureza ocorreu no início da ZTA próximo a zona de ligação e o ponto de maior perda de dureza ocorreu no final da ZTA (região que esteve entre a faixa de temperaturas de 700 °C a 750 °C). A deformação pré-soldagem e o pós-aquecimento característico de processos de pintura não tiveram influência significativa sobre o perfil de dureza da ZTA. E a análise do perfil de dureza e microestrutura da ZTA sugere que o aumento significativo no pico de dureza é devido ao maior volume de martensita presente.

Quanto à zona fundida, para as juntas sobrepostas soldadas com arame eletrodo ER70S-6 houve a formação de ferrita acicular e pequena fração de bainita, porém, a menor taxa de resfriamento formou uma microestrutura mais macia e grosseira. Para as juntas de topo e mesmo arame eletrodo com alta taxa de resfriamento houve a formação de ferrita acicular predominante, alguma bainita e martensita, já para as baixas taxas de resfriamento a microestrutura formada foi uma mistura de bainita e ferrita acicular. Para as juntas sobrepostas e arame eletrodo ER100S-G com alta taxa de resfriamento houve a formação de uma mistura de martensita e bainita. E para baixas taxas houve a formação de ferrita acicular com pequena fração de bainita. E as juntas de topo e mesmo arame eletrodo consistem basicamente de ferrita acicular com alguma martensita para a alta taxa de resfriamento e ferrita acicular e bainita para as baixas taxas de resfriamento. Desta forma, a microestrutura da zona fundida do DP 780 foi afetada pelo material de adição, geometria da junta, diluição e taxa de resfriamento.

2.7 TRANSFERÊNCIA METÁLICA CMT (*Cold Metal Transfer*)

Pickin e Young ³⁵ iniciaram os estudos sobre CMT descrevendo os princípios básicos de operação. O controle na transferência da gota metálica e maior coeficiente de fusão quando comparado ao curto-circuito convencional revelaram indicação para a soldagem de alumínio de pequena espessura. Feng et al ³⁶ chegaram a mesma conclusão. Agudo et al ³⁷ e Zhang et al ³⁸ concluíram que devido ao baixo aporte térmico deste processo, há maior controle da formação de intermetálicos na soldagem de ligas de alumínio e Wang et al ³⁹ abordou a soldagem de dissimilares.

Conforme Zhang et al ⁴⁰ o processo CMT é adequado para a soldagem dissimilares como ligas de alumínio e aço galvanizado, resultando em juntas soldadas com camadas de intermetálicos com espessura inferior a 5µm que acabam resultando em juntas com boa resistência à tração.

O processo foi desenvolvido pela empresa Fronius e sua principal inovação é o controle da movimentação do arame eletrodo durante a transferência metálica. O movimento de retração do arame auxilia no destacamento da gota durante o curto-circuito, desta forma a gota é transferida para dentro da poça de fusão sem a ação da força eletromagnética, o que reduz o aporte térmico e a formação de respingos.

Definindo-se como período o tempo necessário para o depósito de uma gota de arame fundido à poça de fusão, ele pode se dividido em três partes:

- A fase de pico, caracterizado por uma voltagem constante e correspondendo com alto pico de corrente. O pulso de corrente faz a ignição do arco facilmente e aquece o arame eletrodo de maneira à formar a gota, nesta fase o brilho do arco é intenso.
- A fase de fundo que possui uma baixa corrente, que basicamente tem a função de inibir a transferência globular. Esta corrente se mantém até que ocorra o curto-circuito.
- A fase de curto-circuito, nesta fase o arame entre em contato com a poça de soldagem e a voltagem cai a zero e o arco se extingue. A força de recuo do arame é o principal agente a proporcionar o rompimento entre a gota fundida e o eletrodo fazendo que ela seja transferida para dentro da poça de fusão. A figura 2.7.1 ilustra o processo.

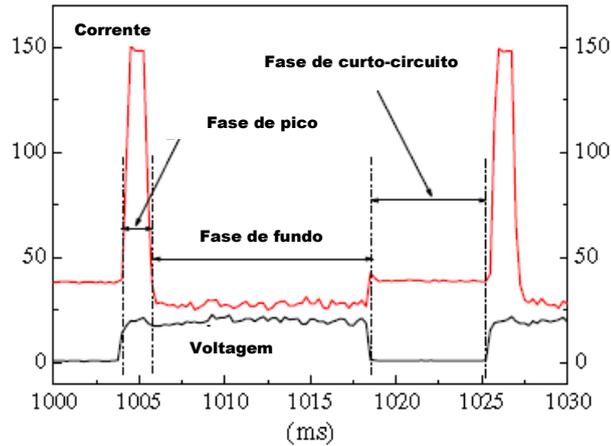


Figura 2.7.1 - Oscilograma corrente x tensão CMT arame eletrodo Al-Si
 Fonte: Zhang ⁴⁰

De acordo com Pickin et al ⁴¹ o processo de CMT opera conforme um ciclo composto por uma fase de arco aberto na qual a gota de metal se forma na ponta do eletrodo e a poça metálica é criada. Após um tempo definido, o arame é alimentado em direção da poça de soldagem para formar o curto-circuito, durante esta fase a transferência metálica é iniciada e a corrente de soldagem reduz substancialmente. Decorrido determinado tempo, o arame é movimentado para fora da poça de soldagem, este movimento auxilia na transferência da gota para dentro da poça de soldagem.

Então, o arco é aberto novamente e o processo se repete. Este é o único processo onde o movimento do arame e as características elétricas são controladas o que resulta numa transferência metálica com baixa corrente e tensão.

Em contraste com o comportamento teórico explicado acima, os autores verificaram a transferência de mais de uma de gota durante um ciclo de abertura e extinção de arco. Foi constada a transferência de três gotas metálicas durante a fase de arco aberto, aumentando nesta região a deposição de material.

Devido aos controles eletrônicos da fonte sobre os parâmetros de soldagem, mesmo durante as três transferências metálicas a corrente programada permaneceu constante. Também pode ser observado na figura 2.7.2 que a corrente é alterada quando o arame é avançado (ponto A) e recuado (ponto B) em relação à poça de soldagem. A figura 2.7.3 mostra o comportamento da tensão durante as três transferências metálicas. Entretanto, devido aos controles eletrônicos, o par corrente x

tensão é mantido estável até mesmos nas duas gotas adicionais transferidas durante a fase de arco aberto.

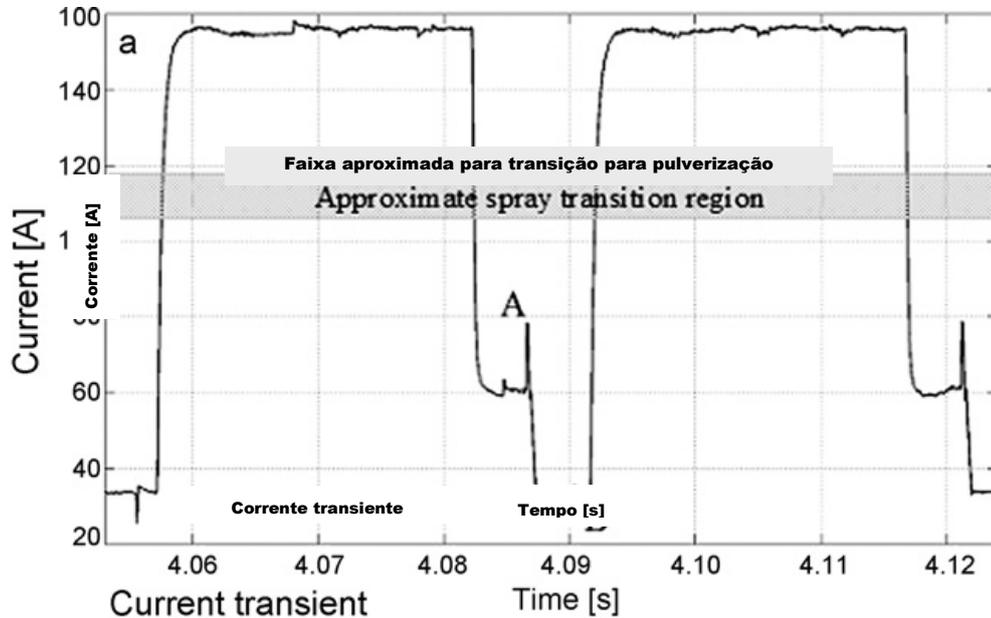


Figura 2.7.2 - Comportamento da corrente durante transferência metálica. Durante as três transferências metálicas o corrente ficou estável e acima de 140 A. Somente no avanço do arame a corrente caiu para cerca de 60 A e quando o arame foi recuado, a corrente caiu para cerca de 30 A. Demonstrando que a corrente ficou estável, o que não aconteceria para o caso do curto-circuito convencional.

Fonte: Pickin⁴¹

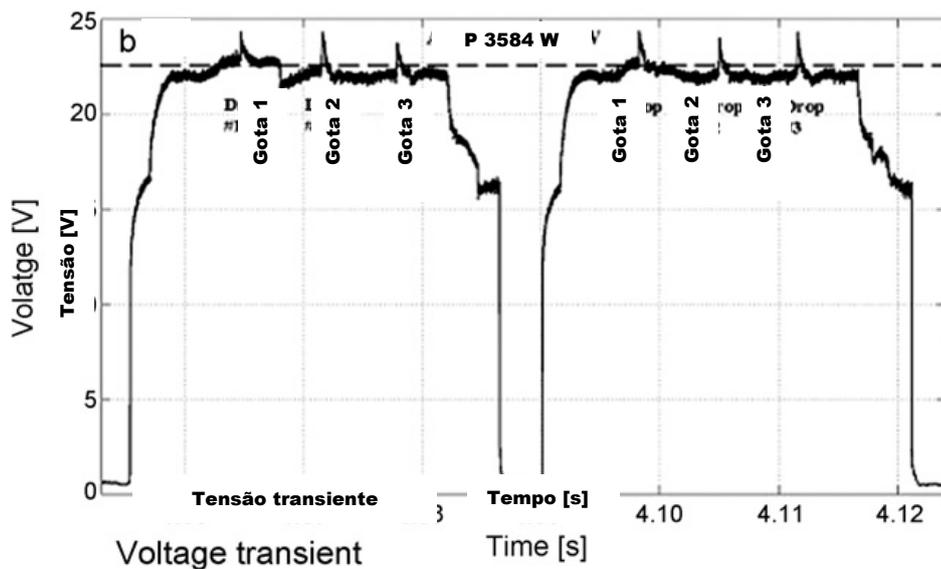


Figura 2.7.3 - Comportamento da tensão durante transferência metálica. Cada pico de tensão indica uma transferência metálica.

Fonte: Pickin⁴¹

Finalmente, o CMT é um modo de transferência baseado na mistura entre a transferência por curto-circuito e pulverização (*spray*), sua transferência metálica depende dos parâmetros aplicados. A estabilidade do par corrente x tensão é garantida através dos controles eletrônicos, até mesmo no caso da transferência de gotas adicionais durante um ciclo de corrente e tensão.

2.8 TRANSFERÊNCIA METÁLICA POR CURTO-CIRCUITO

Neste tipo de transferência, forma-se uma gota metálica na ponta do arame eletrodo que cresce e atinge à poça de fusão ocasionando um curto-circuito e a extinção simultânea do arco. Ocorre geralmente para baixos valores de tensão e corrente de soldagem. A baixa corrente de soldagem gera uma força eletromagnética de pequena intensidade que permite que a gota tenha grandes diâmetros e arcos curtos que permitem que a gota toque à poça antes de se destacar do arame eletrodo.

Observando-se os sinais de corrente e tensão, percebe-se que há uma queda brusca de tensão ao mesmo tempo em que a corrente sobe rapidamente e decai posteriormente. A queda ocorre quando a gota formada na ponta do eletrodo toca a poça de soldagem, já a corrente cresce rapidamente e sua queda ocorre quando a gota se destaca do arame. ⁴² A figura 2.8.1 apresenta a transferência da gota e o comportamento da tensão e corrente de soldagem.

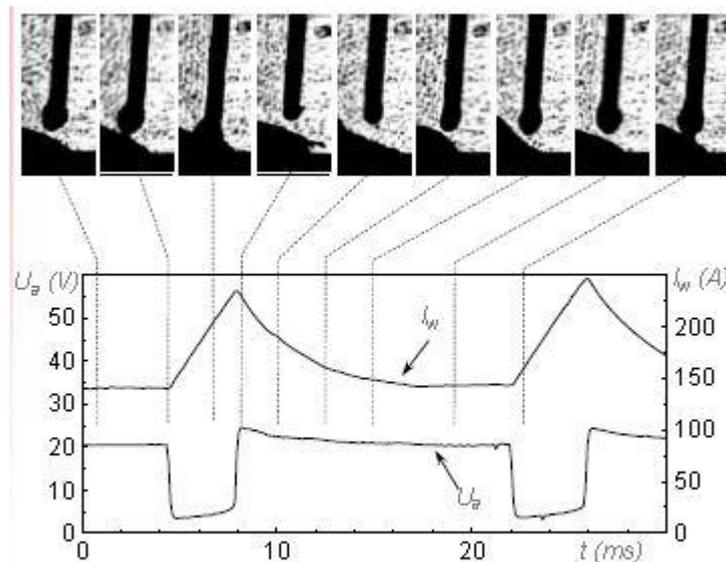


Figura – 2.8.1 Comportamento tensão x corrente na transferência por curto-circuito.
Fonte: Scotti ⁴²

Em média há um equilíbrio entre a taxa de fusão e a velocidade de alimentação do arame, entretanto, após o fim do curto-circuito, a taxa de fusão torna-se maior que a taxa de alimentação devido à elevada corrente pós curto-circuito. Desta forma, logo

após o rompimento da gota, o comprimento do arco cresce rapidamente enquanto uma nova gota se forma.⁴²

Nos primeiros milissegundos após a reabertura do arco, as taxas se igualam devido à redução da corrente, para em seguida, ainda sob a ação do arco, a taxa de fusão ser menor que a de alimentação, fazendo com que a ponta do arame se aproxime gradualmente da poça de fusão. Entretanto, devido às oscilações mútuas da gota que está em crescimento e da poça que está em agitação, ocorre uma oscilação no comprimento do arco que pode gerar novos curtos-circuitos antes do período previsto para um ciclo quando desconsideradas estas oscilações. A principal força que atua neste tipo de transferência é a de tensão superficial, porém, há também a interferência da força eletromagnética que pode atuar a favor ou contra a transferência metálica. O efeito desta força tende a separar um elemento maior área transversal de outro de menor, por exemplo, a gota no contato com o arame eletrodo. O componente radial tende a comprimir a área de contato, enquanto que, o componente axial tende a separar a gota da superfície da poça de fusão. Assim, durante a fase inicial da transferência, o formato da gota-poça faz com que o efeito *Pinch* atue contra a transferência metálica, porém, neste caso, com baixa intensidade devido à baixa corrente. Já, na fase final do curto-circuito, pouco antes da gota se transferir, forma-se um pescoço entre a gota e o arame eletrodo, causado pela tensão superficial. A alta corrente neste instante e a pequena área nesta região aumentam a ação do efeito *Pinch*, agora facilitando a transferência. Deve-se considerar também que ocorre um aquecimento súbito da ponta líquida entre a gota e a poça de fusão devido à elevação de corrente que colabora para o rompimento entre a gota e o arame eletrodo. O rompimento da gota depende da indutância. Para baixos valores, o gradiente de elevação de corrente é elevado, o que acarreta num efeito *Pinch* mais forte no instante inicial do estabelecimento de contato entre a gota e a poça. Esta condição é denominada curto-circuito incidental ou prematuro e causa respingos da gota pela superfície da gota pela superfície da poça, gerando respingos de grandes dimensões. Por outro lado, uma indutância elevada reduz o gradiente de subida de corrente, e desta forma, minimiza a probabilidade de formação de respingos. Entretanto, se a gota demorar a se desprender do arame, ele pode mergulhar na poça de fundida e extinguir o arco. Assim, a indutância deve ser

adequada para evitar a ocorrência de respingos e o contato do arame com a poça. Este tipo de transferência metálica é de natureza aleatória, e uma análise das curvas de tensão e corrente apresenta formas irregulares. O grau de irregularidade dependerá do quanto a tensão e a indutância são adequadas à velocidade de alimentação do arame.

Para condições menos adequadas, a presença de curtos-circuitos prematuros ou incidentais é muito freqüente e neste caso, se o balanço das forças de tensão superficial, eletromagnética e gravitacional entre outras, não for favorável à transferência, a gota será repelida no momento em que encostar-se à poça fundida.⁴²

A figura 2.8.2.a e 2.8.2.b exemplificam a natureza aleatória da transferência por curto-circuito convencional.

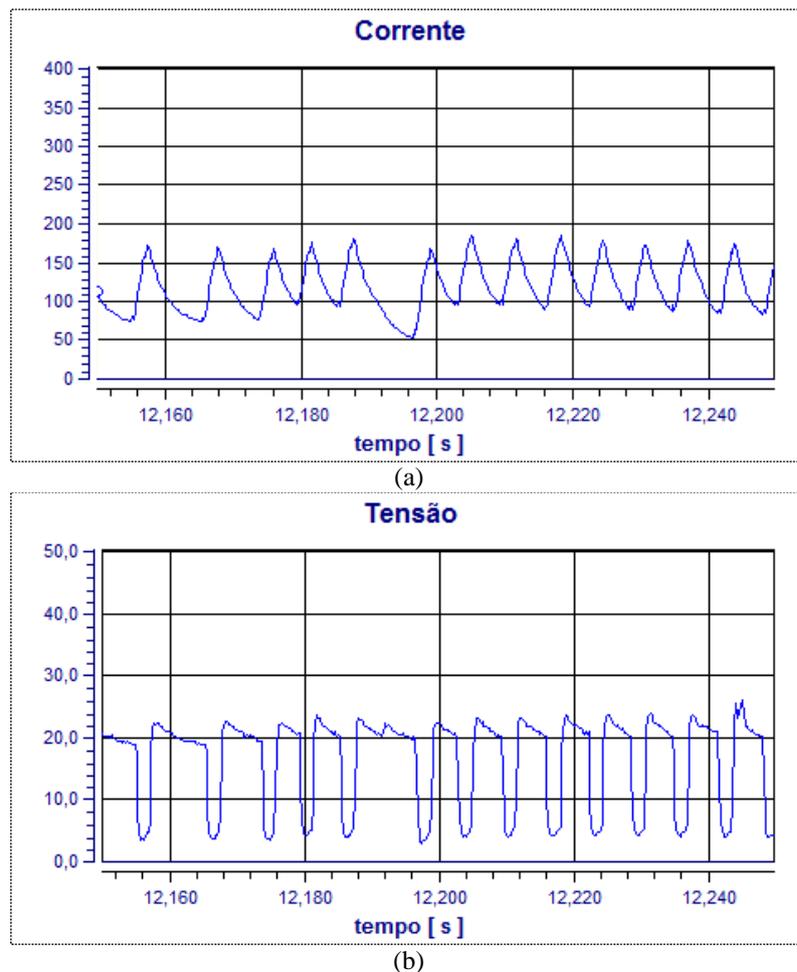


Figura – 2.8.2.a – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito convencional

Figura – 2.8.2.b – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito convencional

Natureza aleatória demonstrando a variação no período de transferência durante as transferências metálicas.

Os baixos valores de tensão e corrente, também devido ao fato que o arco se apaga durante a transferência, o calor transferido para o material é reduzido. Esta condição é ideal para a soldagem de chapas finas e posições de soldagem fora da plana.

3 MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIAIS

Com o objetivo de conhecer a composição química do material de estudo e comparar com a fornecida pelo fabricante, foi realizado um ensaio de análise química na empresa SpectroScan, onde foi utilizado um espectrômetro de emissão óptica, da marca ARL - Metal Analyser. Este equipamento utiliza como fonte de excitação uma centelha de alta energia, que é criada numa fenda entre um eletrodo e a amostra do material a ser analisada. A centelha gera uma emissão da radiação provinda da excitação superficial da amostra, com ondas características da composição elementar.

O espectro da radiação é então separado por um conjunto de prismas e lentes, em linhas distintas, de forma que a intensidade de cada linha será medida. Estas medidas são precisamente convertidas em valores de concentração, sendo estes os resultados percentuais de cada elemento presente na amostra.

A tabela 3.1 mostra tanto a composição química mássica percentual prevista para o material segundo o fabricante e o resultado do ensaio de análise química realizado em uma amostra do material utilizado neste trabalho. O material em estudo foi fabricado pelo processo de recozimento contínuo e fornecido pela empresa SSAB com espessura de 1,6 milímetros.

Tabela 3.1.1 – Composição química em peso do DP 600

Ensaio de laboratório																
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	Ti	B	Sn	Zr
0,137	0,212	1,619	0,011	0,022	0	0,456	<0,002	0,038	0,183	0,034	0,0226	<0,003	0,005	<0,0001	<0,001	<0,0002
Fornecida pelo fabricante																
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	Ti	B	Sn	Zr
0,117	0,2	1,6	0,014	0,003	0,004	0,43	0,04	0,01	0	0,041	0	0,01	0	0,0003	0	0

Esta nova família de aços ainda não tem norma que regulamente os teores de elementos de liga na composição do material, os fabricantes de aço atendem as solicitações de cada indústria automotiva. Em média os elementos presentes no DP 600 para as várias empresas automotivas são:

Tabela 3.1.2 – Composição química média em peso do DP 600 (automotivas)

Composição conforme solicitação da indústria automotiva – fonte SSAB Swedish Steel																
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	Ti	B	Sn	Zr
0,10	0,40	1,50	0,010	0,02	0,040

Analisando as composições informadas pelo fabricante e resultado da análise de laboratório, verifica-se que o teor de carbono e de cromo está acima dos valores normalmente aplicados para o aço DP 600, o que aumenta a temperabilidade do material analisado.

A análise da microestrutura do material revela martensita dispersa na matriz ferrítica, este resultado está de acordo com aqueles encontrados na literatura.

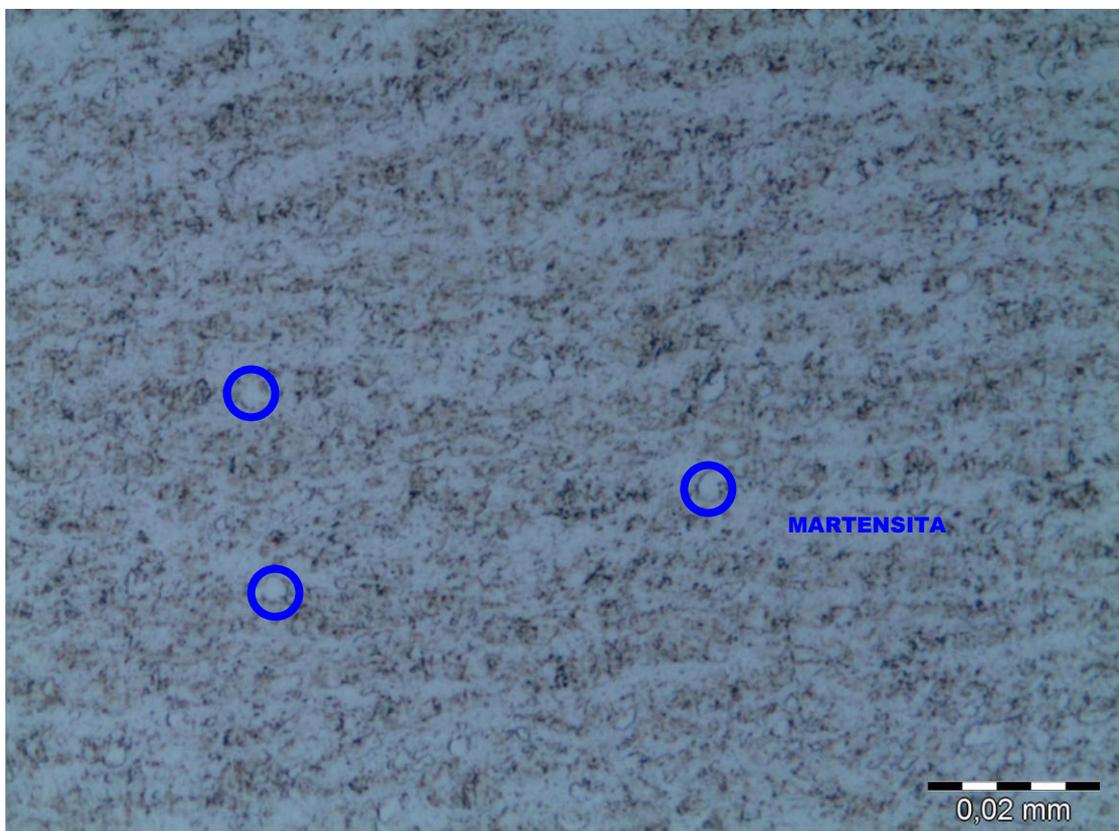


Figura – 3.1.1 Micrografia do DP 600 – ataque Nital 3%
Martensita cor brilhante, Matriz Ferrítica cor clara e Perlita cor marron

Como gás de proteção foi aplicada uma mistura de gases, a composição Argônio e CO₂ tem grande aplicação industrial para a soldagem de aço ao carbono, com teor máximo de 18% do gás carbônico.

O arame eletrodo aplicado foi o ER70S-6 com diâmetro de 1 milímetro e composição química conforme descrito na tabela 3.1.3.

Tabela 3.1.3 – Composição química em peso do arame eletrodo ER70S-6

%C	%Mn	%Si	%P	%S
0,06 a 0,15	1,4 a 1,85	0,80 a 1,15	<0,025	<0,035

A família de arames eletrodos de aços ao carbono diferencia-se basicamente pela quantidade de elementos desoxidantes presentes, com exceção do ER70S-2 que além disso, tem teor de carbono inferior a 0,07%. A quantidade dos desoxidantes Mn e Si aumenta a partir da classificação S-2 até que para a S-7 estes teores são máximos. A aplicação do arame eletrodo deve estar condizente com o gás de proteção aplicado para evitar porosidade e formação de microestruturas de elevada dureza na zona fundida.

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material foi cortado em tiras de 150 milímetros de comprimento e 50 milímetros de largura e sobre estes corpos de prova foram feitos os depósitos de cordão de soldagem através do processo MAG.

As amostras foram fixadas com auxílio de dispositivo conforme figura 3.2.1 ilustra, esta medida foi tomada para evitar a distorção do corpo de prova e possíveis alterações da distância bico de contato decorrentes destas distorções durante o processo de soldagem.



Figura 3.2.1 – Dispositivo de fixação.

A soldagem foi feita através da aplicação de robô ABB IRC 5, através deste recurso foi garantido que não ocorreram alterações na velocidade de soldagem, distância bico de contato à peça e a posição relativa entre a tocha e o corpo de prova.

A programação dos parâmetros de soldagem foi feita através da fonte de Fronius CMT. A figura 3.2.2 ilustra estes equipamentos.



Figura 3.2.2 – Equipamentos utilizados –robô e fonte de soldagem

Nos testes preliminares foram utilizadas diversas configurações de parâmetros e velocidade de soldagem até se obter resultados condizentes com aqueles aplicados na indústria. Nesta fase obtiveram-se cordões com algumas discontinuidades de soldagem, como excesso de penetração, cordões com reforço elevado, com falta de penetração, e excesso de respingos, até finalmente chegar à configuração que permitiu a repetibilidade de resultados e cordão com características semelhantes à aplicada na indústria automotiva. Como ponto de partida, foi selecionada velocidade de alimentação de arame para o curto-circuito convencional que resultasse num cordão com penetração total, posteriormente foi aplicada essa mesma velocidade ao curto-circuito CMT. A figura abaixo ilustra penetração total para a configuração inicial.



Figura 3.2.3 – Definição de penetração total.

Essa abordagem foi aplicada, pois se desejava manter a mesma quantidade de metal depositado e comparar os valores obtidos de tensão e corrente entre os dois tipos

de curto-circuito. Foi definida a primeira velocidade de soldagem de 10 mm/s e a segunda velocidade de soldagem no valor de 18 mm/s foi selecionada de maneira a garantir um aporte térmico bastante inferior ao primeiro. A distância bico de contato à peça foi mantida constante em 10 milímetros e a vazão de gás em 12 litros por minuto.

Após soldadas, as amostras foram embutidas e preparadas com lixas de 220, 320, 420, 600 e 1200 e polidas posteriormente. Foi utilizado o ataque químico de Nital 3% por 15 segundos. Após o ataque químico, foi realizada a medição das características geométricas do cordão através do sistema de aquisição de imagem e software analySIS da empresa Olympus.

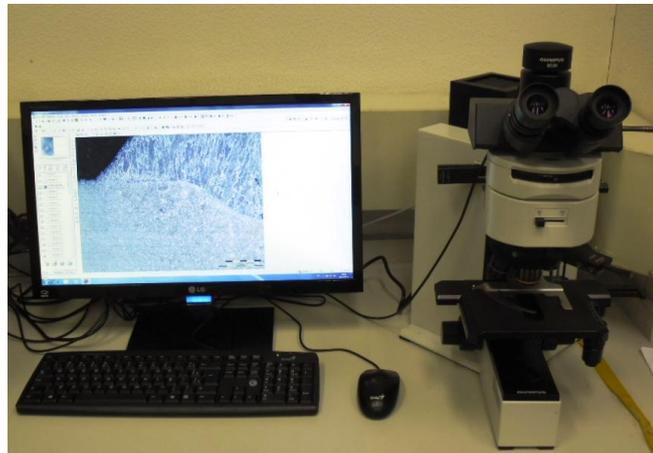


Figura 3.2.4 – Equipamento para análise de micrografia

A medição de microdureza foi realizada através do microdurômetro HMV *Microhardness tester Shimadzu* – HMV 2T e o cálculo da microdureza foi feito através do software *New Age CAMS Testing System*. O equipamento foi parametrizado para medir microdureza $HV_{0,3}$ com carga de 300 gramas aplicada por 15 segundos, a ampliação de lentes foi selecionada para 40X.



Figura 3.2.5 – Equipamento de medição de microdureza

A aquisição de sinais durante a soldagem foi feita através do sistema SAP 4.01 da empresa IMC Soldagem. O cabo de medição de tensão foi conectado à saída positiva e negativa da fonte, o cabo de medição de corrente foi fixado o mais próximo possível da conexão do cabo terra e o equipamento de medição da velocidade de alimentação do arame foi instalado logo após a saída da bobina de arame.

As amostras foram soldadas conforme tabela 3.2.2

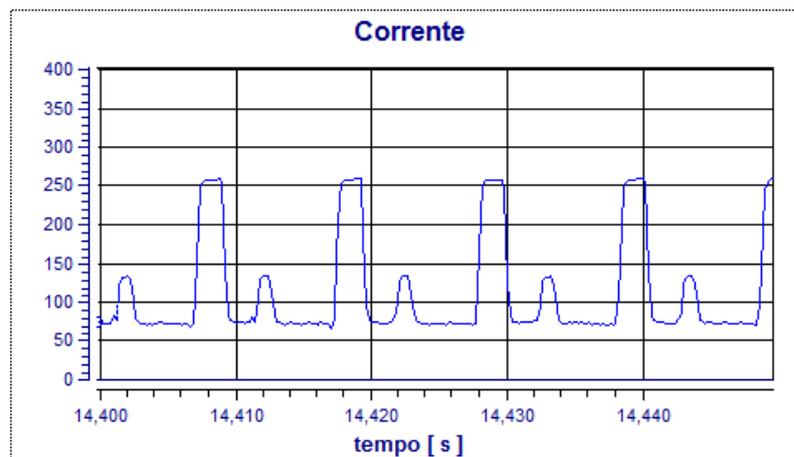
Tabela 3.2.2 – Matriz de teste

Amostra	Material	Transferência	Velocidade de soldagem (mm/s)	Velocidade de alimentação de arame (m/min)
I	DP 600	Curto-circuito	10	3,5
II	DP 600	Curto-circuito	18	3,5
III	DP 600	CMT	10	3,5
IV	DP 600	CMT	18	3,5

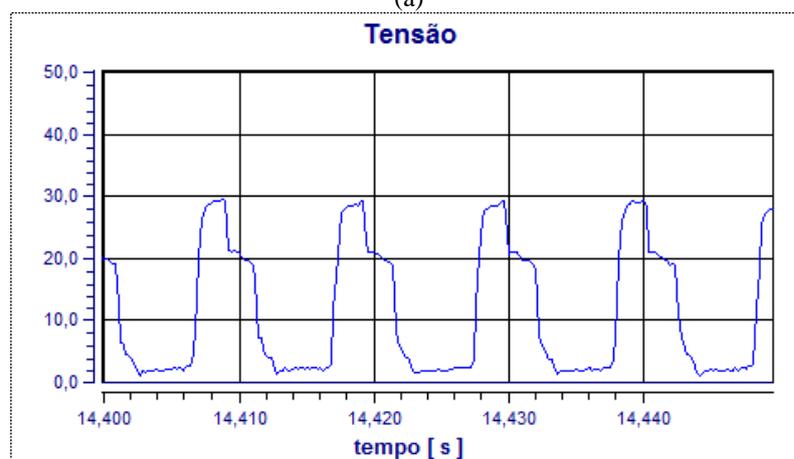
4 RESULTADOS OBTIDOS E ANÁLISE

4.1 OSCIOGRAMA DO CURTO-CIRCUITO CMT

O perfil de onda da transferência CMT para a soldagem com a mistura Ar + CO₂ aplicada como gás de proteção apresentou certa semelhança com os descritos por Zhang⁴⁰ que aplicou argônio puro como gás de proteção para a soldagem de alumínio e aço galvanizado. A figura 4.1.1 mostra a fase de pico de corrente em torno de 250 A e uma faixa de tensão correspondente entre 20 e 30 V. Porém, neste caso, foram encontradas duas fases de fundo, uma antes e outra após curto-circuito que está caracterizado pela corrente de cerca de 130 A e tensão praticamente nula.



(a)



(b)

Figura 4.1.1.a - Osciloscópio corrente x tempo curto-circuito CMT

Figura 4.1.1.b - Osciloscópio tensão x tempo curto-circuito CMT

Velocidade de alimentação de arame de 3,5 m/min – 75% Argônio + 25% CO₂ – Aço DP 600

As figuras 4.1.2.a, 4.1.2.b, 4.1.2.c, 4.1.2.d apresentam os oscilogramas para ambas as transferências metálicas. Observa-se que o pico de corrente de curto-circuito é menor para o CMT, em torno de 130 A, enquanto que, para a transferência por curto-circuito este valor é superior a 150 A. Verifica-se também que o tempo de arco aberto em cada transferência de gota é maior no modo por curto-circuito, a área sob a curva da tensão para cada transferência de cada gota induz a considerar que a tensão média também seja maior. Desta forma, espera-se que o aporte térmico resultante deste tipo de transferência seja maior que o modo CMT. Ainda o CMT apresenta uma regularidade de sinais de corrente e tensão de soldagem maior que a transferência por curto-circuito, uma possível explicação para este fato seria o controle eletrônico destas grandezas aliado a uma menor agitação da poça de fusão.

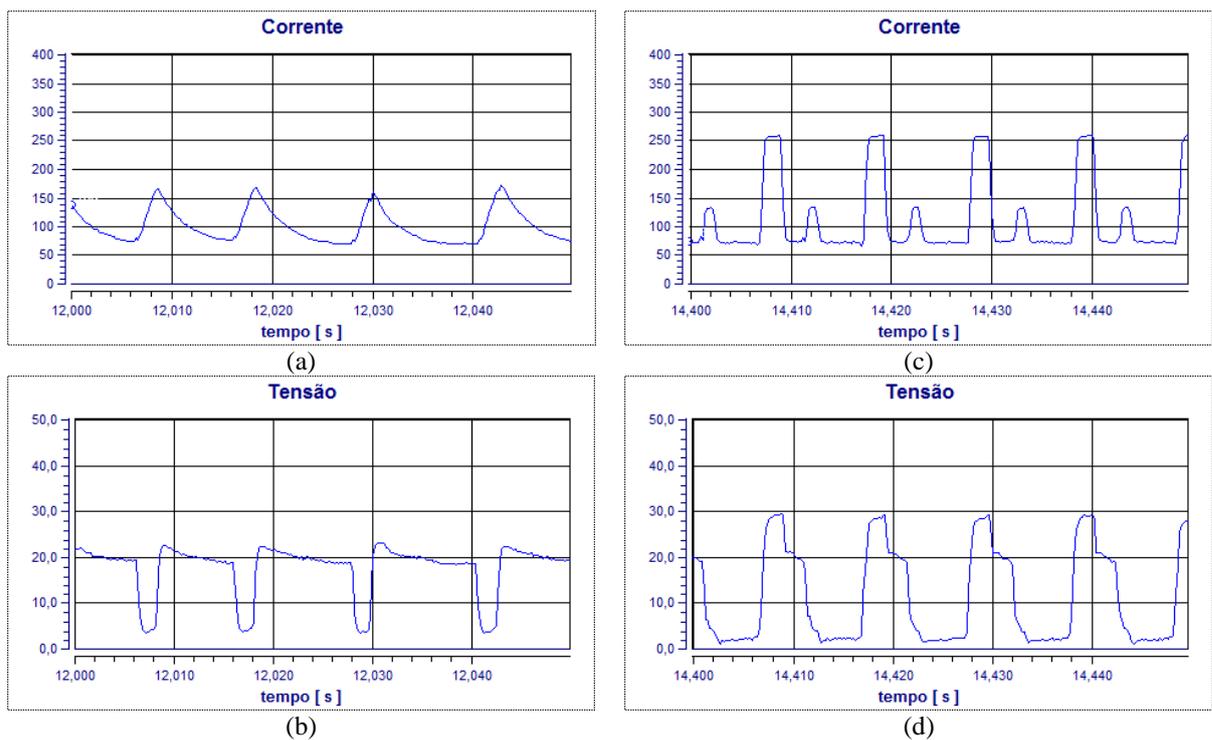


Figura 4.1.2.a – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito convencional

Figura 4.1.2.b – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito convencional

Figura 4.1.2.c – Oscilograma corrente x tempo curto-circuito CMT

Figura 4.1.2.d – Oscilograma tensão x tempo curto-circuito CMT

Velocidade de alimentação de arame de 3,5 m/min – 75% Argônio + 25% CO₂ – Aço DP 600

4.2 CÁLCULO DA POTÊNCIA DE SOLDAGEM

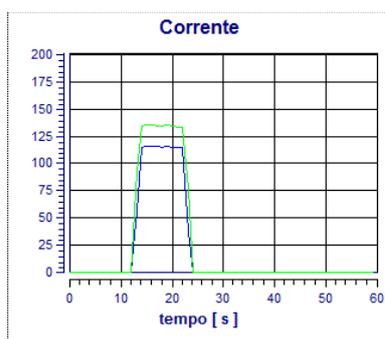
Na observação dos valores de tensão, corrente e potência, verifica-se que há uma diferença relevante entre os valores médios e eficazes para o curto-circuito CMT, ele apresenta maior potência eficaz que convencional. Entretanto, se forem usados os valores médios para o cálculo da potência média, para o CMT resultaria em 74% da fornecida pelo curto-circuito convencional. A tabela 4.2.1 apresenta estes resultados.

Tabela 4.2.1 – Valores médios de tensão e corrente para transferência por CC e CMT

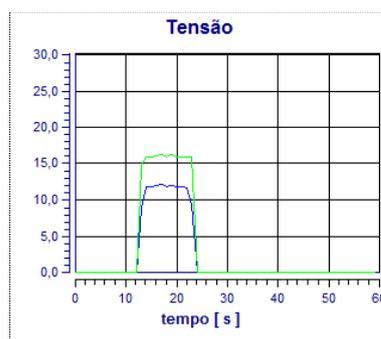
Valores médios de tensão, corrente e potência eficaz fornecidas pelo software de aquisição de sinais e cálculo da potência média através do produto da tensão e corrente média fornecida.

CC					CMT				
t (s)	i médio (A)	U médio (V)	P médio (kW)	P eficaz (kW)	t (s)	i médio (A)	U médio (V)	P médio (kW)	P eficaz (kW)
1	107,5	17,2	1,85	1,81	1	115,1	11,8	1,36	1,88
2	106,4	17,2	1,83	1,80	2	116,1	11,9	1,38	1,91
3	105,8	17,2	1,82	1,79	3	116,1	11,9	1,38	1,92
4	111	17	1,89	1,85	4	115,7	12,1	1,40	1,93
5	107,9	17,2	1,86	1,82	5	115,1	11,9	1,37	1,90
6	111,8	17	1,90	1,86	6	116,1	12	1,39	1,94
7	107,1	17,2	1,84	1,81	7	115,2	11,8	1,36	1,89
8	107,5	17,2	1,85	1,81	8	114,8	11,7	1,34	1,87
9	107,3	17,1	1,83	1,81	9	114,8	11,7	1,34	1,87
Médias	108,0	17,1	1,85	1,82	Médias	115,4	11,9	1,37	1,90

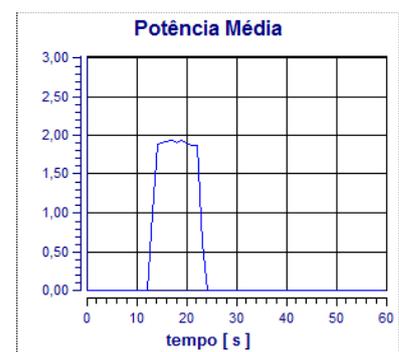
As figuras 4.2.1.a até 4.2.1.c ilustram o comportamento destas grandezas para o CMT.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.2.1.a – Corrente média (cor azul) e eficaz (cor verde) curto-circuito CMT

Figura 4.2.1.b – Tensão média (cor azul) e eficaz (cor verde) curto-circuito CMT

Figura 4.2.1.c – Potência média (cor azul) curto-circuito CMT

As figuras 4.2.2.a até 4.2.2.c ilustram o comportamento para o curto circuito convencional.

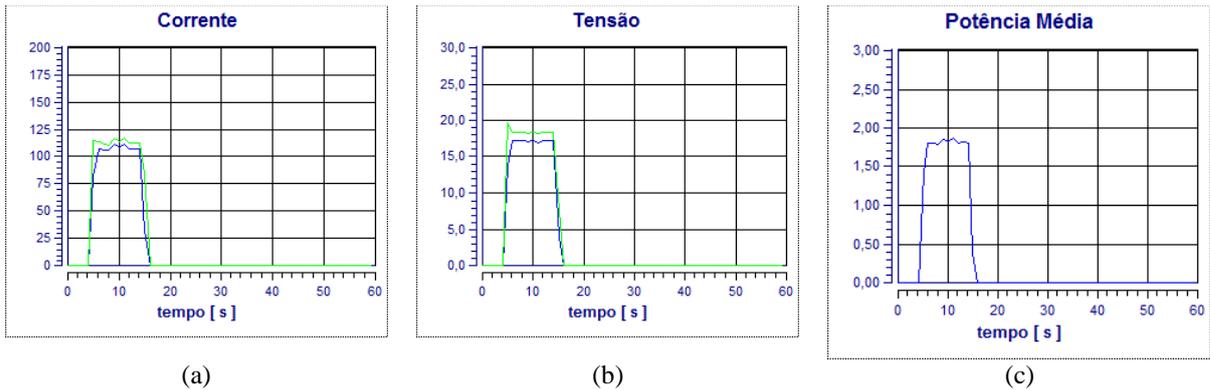


Figura 4.2.2.a – Corrente média (cor azul) e eficaz (cor verde) curto-circuito convencional

Figura 4.2.2.b – Tensão média (cor azul) e eficaz (cor verde) curto-circuito convencional

Figura 4.2.2.c – Potência média (cor azul) curto-circuito convencional

Conforme Pickin³⁵ (apud Joseph et. al; Koiotynskii et al) a abordagem utilizando os valores eficazes para o cálculo da potência de soldagem resulta em valores mais seguros quando se analisa soldagem pulsada, o CMT encaixa-se nesta definição. Desta forma, para os cálculos posteriores de aporte térmico será utilizada a potência eficaz tanto para o curto-circuito CMT quanto para o convencional.

4.3 CÁLCULO DO APORTE TÉRMICO

O cálculo do aporte térmico de acordo com a equação 19 leva em consideração a potência de soldagem (produto entre tensão e corrente), velocidade de soldagem e rendimento térmico. Conforme descrito no item 2.4, o rendimento pode variar entre 0,66 e 0,95, no presente trabalho será adotado o valor de 0,80 para o curto-circuito convencional, porém, para o CMT não informação disponível sobre seu rendimento térmico. A literatura sobre o CMT informa que o aporte térmico final é cerca de 25% menor que o do curto-circuito convencional, levando em consideração que a potência eficaz no CMT é levemente superior que o convencional e com base na equação de cálculo do aporte, conclui-se que o rendimento térmico é a variável responsável por esta redução. Reescrevendo a equação 19 e substituindo o produto de tensão x corrente por potência eficaz tem-se:

$$H_L = \eta \times \frac{P_{eficaz}}{v} \quad (28)$$

Assumindo-se que o aporte térmico do curto-circuito CMT é 25% menor do que o curto-circuito convencional, tem-se:

$$H_{CMT} = 0,75 \times H_{Convencional} \quad (29)$$

Assumindo-se que a potencial eficaz seria a mesma para ambos os tipos de curto-circuito, tem-se:

$$\eta_{CMT} \times \frac{P_{eficaz}}{v} = 0,75 \times \eta_{Convencional} \times \frac{P_{eficaz}}{v} \quad (30)$$

Como as variáveis P_{eficaz} e v são as mesmas em ambos os lados da equação, chega-se a:

$$\eta_{CMT} = 0,75 \times \eta_{Convencional} \quad (31)$$

Utilizando-se a equação 28 para o cálculo do rendimento térmico para o curto circuito convencional, chega-se aos valores de aporte térmico conforme tabela 4.3.1.

Tabela 4.3.1 – Cálculo do aporte térmico para curto circuito convencional

Amostra	P_{eficaz} (W)	η Térmico	Velocidade Soldagem (mm/s)	Aporte térmico (J/mm)
CC 10	1820	0,80	10	146
CC 18	1820	0,80	18	81

Utilizando-se a equação 28 para o cálculo do rendimento térmico para e aplicando-se a correção de rendimento para o CMT descrita na equação 31, chega-se aos valores de aporte térmico conforme tabela 4.3.2.

Tabela 4.3.2 – Cálculo do aporte térmico para curto-circuito CMT

Amostra	P_{eficaz} (W)	η Térmico	Velocidade Soldagem (mm/s)	Aporte térmico (J/mm)
CMT 10	1900	0,60	10	114
CMT 18	1900	0,60	18	63

A tabela 4.3.3 apresenta os resultados de aporte térmico para quatro faixas de rendimento térmico do CMT, neste caso, a variação está entre 80% e 95% do rendimento térmico adotado para o curto-circuito convencional.

Tabela 4.3.3 – Cálculo do aporte térmico para curto-circuito CMT variando-se o fator de relação com o rendimento do curto-circuito convencional

Amostra	P_{eficaz} (W)	η Térmico convencional	Relação	η Térmico CMT	Velocidade Soldagem (mm/)	Aporte térmico (J/mm)
CMT 10	1900	0,80	0,80	0,64	10	122
CMT 10	1900	0,80	0,85	0,68	10	129
CMT 10	1900	0,80	0,90	0,72	10	137
CMT 18	1900	0,80	0,80	0,64	18	68
CMT 18	1900	0,80	0,85	0,68	18	72
CMT 18	1900	0,80	0,90	0,72	18	76

Considerando-se o aporte térmico do curto-circuito convencional como valor máximo para a mesma velocidade de soldagem e também a variação descrita acima para o rendimento térmico do CMT, o aporte térmico deste último pode variar entre 78% a 94% em relação ao convencional. Esta variação de aporte térmico levará a diferentes taxas médias de resfriamento na ZTA que serão consideradas posteriormente quando da execução dos cálculos.

4.4 CÁLCULO DA TAXA MÉDIA DE RESFRIAMENTO NA ZTA

Conforme citado anteriormente a velocidade de resfriamento média pode ser considerada constante em toda a extensão da ZTA, que está definida entre a interface com a zona fundida onde se admite que a temperatura é muito próxima à de fusão, conforme equação 14, T_s é de 1526,3 °C e a interface com o metal de base onde se admite que a temperatura seja A_1 que conforme equação 13 tem valor de 688,4 °C.

O cálculo da temperatura A_1 , determinação do tempo de resfriamento entre 800 °C e 500 °C (Δt_{8-5}) e a taxa média de resfriamento na ZTA, conforme Poorhaydari são apresentados na tabela 4.4.2. e 4.4.3.

A seqüência de cálculos para determinação dos valores seguiu o seguinte procedimento:

- Cálculo teórico das larguras $W_{\text{chapa-grossa}}$ (eq. 9) e $W_{\text{chapa-fina}}$ (eq. 11)
- Medição da extensão da largura da ZTA para cada amostra;
- Cálculo do fator F (eq. 8)
- Cálculo do tempo Δt_{8-5} para chapa grossa (Δt_{8-5-CG}) (eq. 22) e para chapa fina (Δt_{8-5-CF}) (eq. 23);
- Cálculo do Δt_{8-5} final (eq. 27);
- Cálculo da taxa média de resfriamento T' na ZTA (eq. 20).

A tabela 4.4.1 apresenta a comparação entre os resultados por Poorhaydari e Grong para o cálculo Δt_{8-5} e a taxa média de resfriamento. Neste caso, a diferença está na forma como são calculados os valores de Δt_{8-5} para chapa grossa e chapa fina.

Tabela 4.4.1 – Comparação entre os tempos e taxas de resfriamento obtidos por Poorhaydari e Grong

Amostra	Poorhaydari			Grong		
	Δt_{8-5-CG} [s]	Δt_{8-5-CF} [s]	T' °C/s	Δt_{8-5-CG} [s]	Δt_{8-5-CF} [s]	T' °C/s
I	0,7575	14,6685	24,6	0,7446	14,2884	25,2
II	0,4242	4,5149	97,1	0,4131	4,3979	99,6

A diferença máxima encontrada entre os dois métodos de cálculo da taxa média de resfriamento foi menor que 3%, desta forma, conclui-se que ambas as equações para determinação de Δt_{8-5} podem ser aplicadas, entretanto, aquela apresentada por Grong é mais prática e rápida.

A seguir são discutidos os resultados de taxa média de resfriamento para os dois tipos de curto-circuito e para os diferentes valores de rendimento térmico para o CMT.

Tabela 4.4.2 – Cálculo do Fator F , tempo de resfriamento e taxa média de resfriamento na ZTA para curto-circuito convencional

Amostra	F	Δt_{8-5-CG} [s]	Δt_{8-5-CF} [s]	Δt_{8-5} [s]	T' °C/s
CC 10	0,8226	0,7575	14,6685	12,2013	24,6
CC 18	0,6523	0,4242	4,5149	3,0910	97,1

A tabela 4.4.3 apresenta os valores das taxas de resfriamento para os diferentes valores de rendimento térmico para o CMT.

Tabela 4.4.3 – Cálculo da taxa média de resfriamento na ZTA para curto-circuito CMT considerando a variação de rendimento térmico entre 0,6 e 0,72.

Amostra		Rendimento térmico			
		$\eta = 0,6$	$\eta = 0,64$	$\eta = 0,68$	$\eta = 0,72$
CMT 10	T' (°C/s)	31,4	30,1	29,1	28,0
CMT 18		133,9	130,4	128,0	125,8

Verifica-se através da tabela 4.4.3 que quanto maior for o rendimento térmico para o CMT, menor será a taxa média de resfriamento na ZTA. Ou de outra forma, caso os rendimentos térmicos do CMT estejam na prática próximos a 0,6 haverá uma acréscimo na taxa média de resfriamento da ordem de 6% em relação ao rendimento térmico de 0,72.

A taxa de resfriamento crítica apresentadas por Badeshia e Li para o DP 600 estavam entre 40 °C/s e 120 °C/s, entretanto, a composição química daquele aço tinha teores menores de carbono e cromo. A composição do DP 600 estudado neste trabalho

apresentou maior quantidades desses elementos o que resultou em maior temperabilidade quando comparado ao material utilizado por Badeshia e Li.

A taxa média de resfriamento na ZTA para a velocidade de soldagem de 10 mm/s para ambos os tipos de curto-circuito, resultou inferior ao mínimo necessário para a formação de martensita, entretanto, devido à maior temperabilidade desta corrida de fabricação do aço, espera-se a formação de martensita na ZTA.

Para a velocidade de 18mm/s, as taxas médias de resfriamento na ZTA para ambos os processos está dentro da região crítica para a formação de martensita.

O CMT resultou numa taxa média de resfriamento entre 14% e 38% maior do que o curto-circuito convencional. Sendo que quanto maior o rendimento térmico considerado para o CMT, menor a taxa média de resfriamento na ZTA.

4.5 GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDAGEM

O modo de transferência metálica teve grande influência sobre a geometria do cordão, mantendo-se iguais as velocidades de alimentação de arame, verifica-se um perfil de cordão bastante distinto entre o CMT e o convencional.

A figura 4.5.1 apresenta o resultado da soldagem para a velocidade de alimentação de arame de 3,5 m/min para ambas as transferências.

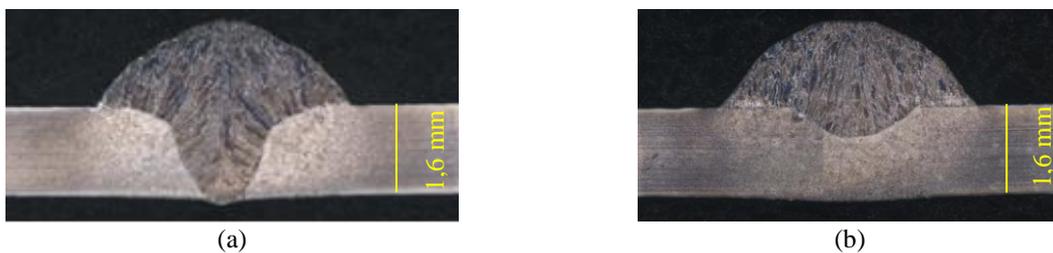


Figura 4.5.1.a – Perfil do cordão para curto-circuito convencional, velocidade de alimentação de arame de 3,5 m/min.

Figura 4.5.1.b – Perfil do cordão para curto-circuito CMT, velocidade de alimentação de arame de 3,5 m/min.

A tabela 4.5.1 apresenta os valores das características relevantes do cordão de soldagem.

Tabela 4.5.1 – Dimensões do cordão para curto-circuito CMT e convencional

Amostra	Área total (mm ²)	Área diluída (mm ²)	Área do reforço (mm ²)	Diluição	Altura do reforço (mm)	Largura do reforço (mm)	Penetração (mm)	Ângulo de reforço (°)	Relação reforço / largura
CC 10 mm/s	7,55	2,87	4,68	38,0%	1,55	4,58	1,6	122	0,34
CC 18 mm/s	3,52	0,94	2,58	26,7%	1,14	3,82	0,66	131	0,30
CMT 10 mm/s	6,03	1,05	4,98	17,4%	1,56	4,68	0,6	123	0,33
CMT18 mm/s	3,3	0,42	2,88	12,7%	1,34	3,3	0,3	125	0,41

O ângulo do reforço do cordão é aproximadamente o mesmo para ambas as transferências metálicas o que deveria resultar na mesma molhabilidade para o cordão de solda e mesma resposta quanto à formação de concentradores de tensão.

As dimensões aproximadas entre reforço e largura do cordão devem proporcionar a mesma seção resistente a esforços mecânicos.

A menor diluição resultante do CMT confirma o estudo de Pickin et al ⁴¹ de que esta transferência tem potencial para ser aplicado em soldagens de revestimento.

Apenas com base no valor da corrente média, poderia se supor que a profundidade de penetração e diluição seriam maiores para o CMT, mas é justamente o inverso. Estas duas características são muito menores quando comparadas aos resultados obtidos pela transferência por curto-circuito convencional.

A menor profundidade de penetração e menor diluição podem ser explicadas em termos da ausência da ação das forças eletromagnéticas durante a transferência metálica. Conforme Scotti e Ponomarev ⁴² a força eletromagnética age circunferencialmente em cada seção transversal de arco, quanto maior a corrente ou menor o diâmetro da seção, para uma mesma intensidade de corrente, maior a pressão criada nesta seção. Devido ao formato tronco-cônico do arco de soldagem, surge uma pressão eletromagnética maior na região de menor seção, esta diferença de pressão provoca o deslocamento do gás ionizado na direção de menor pressão. Este deslocamento na coluna de plasma age no sentido de arrastar a gota para a poça de fusão, mas sua principal contribuição está no fato de empurrar para os lados o metal líquido da poça facilitando assim a ação térmica sobre o metal de base o que acaba por influenciar a profundidade e diluição do cordão.

Um segundo efeito citado pelos autores é a quantidade de movimento transferido pela gota metálica, quanto maior a quantidade de movimento, maior a energia transferida para o metal de base. Porém, não é possível afirmar a intensidade de ação deste mecanismo, pois seria necessário conhecer o volume da gota metálica em ambas as transferências metálicas.

Menor penetração e diluição são desejadas para se reduzir tensões residuais e a possibilidade de distorções no material soldado.

A velocidade de soldagem tem grande influência sobre a geometria do cordão, pois uma maior velocidade de soldagem, mantidos os demais parâmetros constantes, traduz em menor volume de material depositado. As figuras 4.5.2.a, 4.5.2.b e 4.5.3.a, 4.5.3.b ilustram a influência sobre o perfil do cordão para CC e CMT respectivamente.

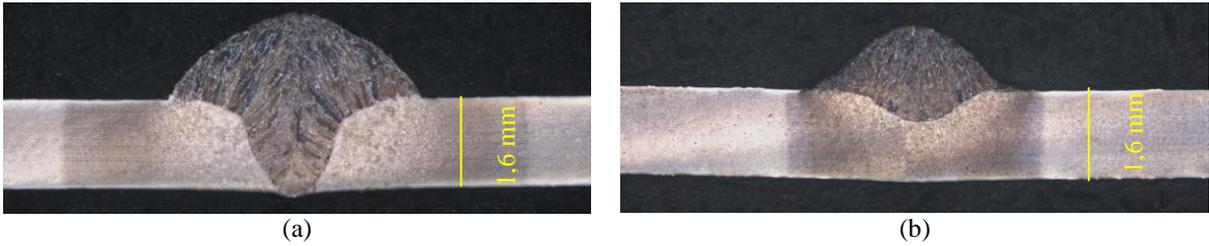


Figura 4.5.2.a – influência da velocidade de soldagem sobre a geometria, convencional e velocidade de soldagem de 10 mm/s.

Figura 4.5.2.b – influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão, convencional e velocidade de soldagem de 18 mm/s.



Figura 4.5.3.a – influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão, CMT e velocidade de soldagem de 10 mm/s.

Figura 4.5.3.b – influência da velocidade de soldagem sobre a geometria do cordão, CMT e velocidade de soldagem de 18 mm/s.

Fazendo-se a análise das figuras na vertical, encontram-se as diferenças entre o modo convencional e o CMT e fazendo a análise na horizontal, encontra-se a influência da velocidade de soldagem. As características relevantes estão descritas na tabela 4.5.1 presente na página 54.

4.6 EXTENSÃO DA ZTA

A extensão da ZTA é bastante influenciada pela quantidade de calor transmitido para o metal, quanto menor esta quantidade, menor será esta extensão. Comparativamente o CMT apresentou esta dimensão entre 88 % e 94% daquela resultante da transferência por curto circuito. Esta diferença é explicada pelo menor aporte térmico característico do CMT, pois a corrente de pico atua somente o tempo necessário para formar a poça de soldagem e a gota na ponta do arame eletrodo, a corrente de curto-circuito e tempo de tensão de arco aberto também são inferiores à transferência por curto-circuito.

A menor penetração e diluição do cordão também influenciam de forma positiva, pois de uma maneira geral a quantidade de calor disponível devido à poça de soldagem é menor. Como era esperado, a velocidade de soldagem teve maior influência sobre a extensão da ZTA, um aumento de 80% resultou numa redução da extensão da ZTA de cerca de 50%. A tabela 4.6.1 apresenta o aporte térmico e extensão da ZTA para os dois tipos de transferência metálica e duas velocidades de soldagem.

Tabela 4.6.1 – Aporte térmico e largura da ZTA

Amostra	Aporte térmico (J/mm)	Largura da ZTA (mm)
CC 10mm/s	146	3,2
CC 18mm/s	81	1,6
CMT 10mm/s	114	3,0
CMT 18mm/s	63	1,4

Do ponto de vista de continuidade de propriedades do material, quanto menor for a extensão da ZTA menos discrepantes serão estas propriedades.

A figura 4.6.1 ilustra como foi medida a extensão da ZTA.

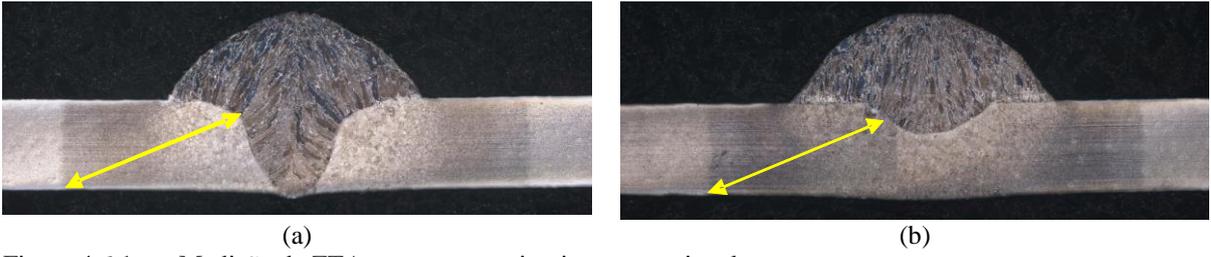


Figura 4.6.1.a – Medição da ZTA para o curto-circuito convencional
Figura 4.6.1.b – Medição da ZTA para o curto-circuito CMT

4.7 AVALIAÇÃO DE TENDÊNCIA DE DUREZA NA ZONA FUNDIDA E ZTA

A avaliação da tendência de dureza foi feita nas direções vertical e diagonal conforme modelo representado na figura 4.7.1

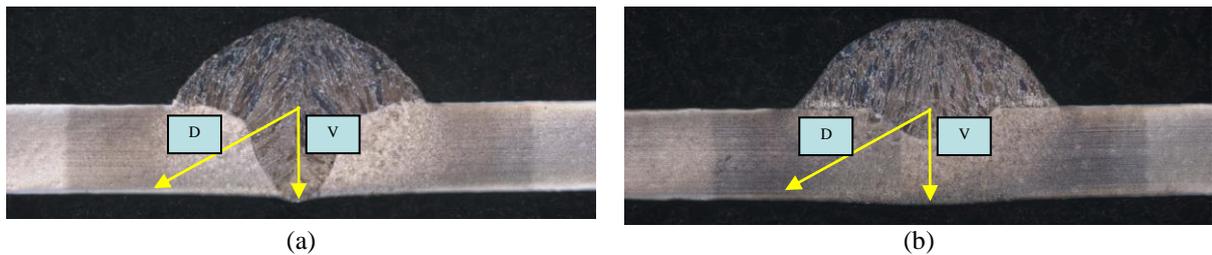


Figura 4.7.1.a – Método de medição da dureza para curto-circuito convencional

Figura 4.7.1.b – Método de medição da dureza para curto-circuito CMT

A figura 4.7.2 apresenta a tendência de dureza para a amostra soldada com curto-circuito convencional e velocidade de soldagem de 10 mm/s.

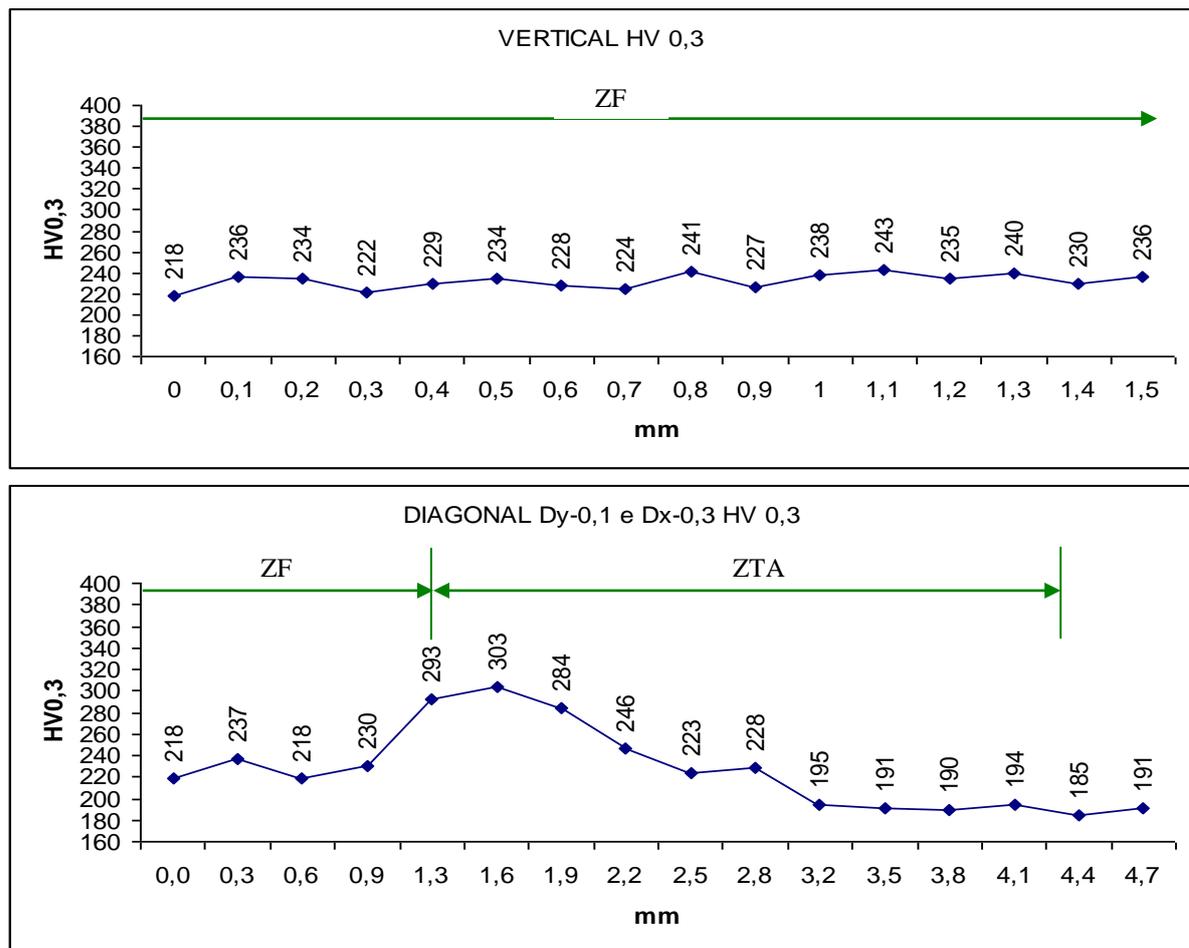


Figura 4.7.2 – Tendência de dureza para transferência curto-circuito convencional – Vs 10 mm/s

O gráfico superior apresenta o resultado na medição vertical e o inferior na direção diagonal. A tabela 4.7.1 resume as informações relevantes para a amostra soldada com curto-circuito convencional e velocidade de soldagem de 10 mm/s.

Tabela 4.7.1 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para curto-circuito convencional e velocidade de soldagem 10 mm/s

Medição na vertical							
ZF			ZTA GG			ZTA macia	Metal de base
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
243	218	232	NA	NA	NA	NA	NA
Medição na diagonal							
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
237	218	226	303	284	293	192	188

Observação: NA – significa não se aplica.

A figura 4.7.3 os resultados o curto-circuito CMT à 10 mm/s.

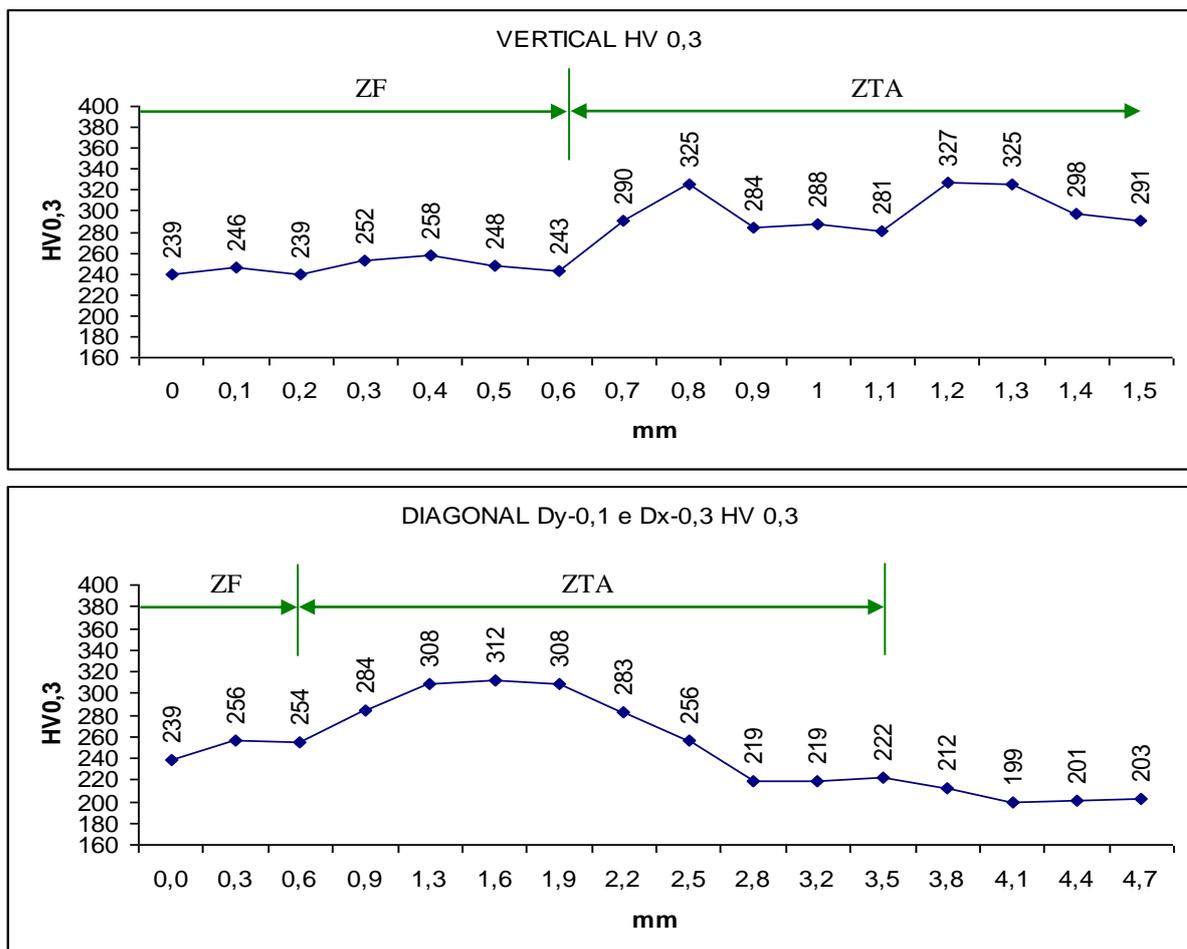


Figura 4.7.3 – Tendência de dureza para curto-circuito CMT – Vs 10 mm/s

O gráfico superior apresenta a medição vertical e o inferior, a direção diagonal. A tabela 4.7.2 resume as informações relevantes para esta condição de soldagem.

Tabela 4.7.2 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para curto-circuito CMT e velocidade de soldagem 10 mm/s

Medição na vertical							
ZF			ZTA GG			ZTA macia	Metal de base
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
258	239	246	327	281	301	NA	NA
Medição na diagonal							
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
256	239	250	312	284	303	220	204

Observação: NA – significa não se aplica.

A figura 4.7.4 os resultados o curto-circuito convencional à 18 mm/s.

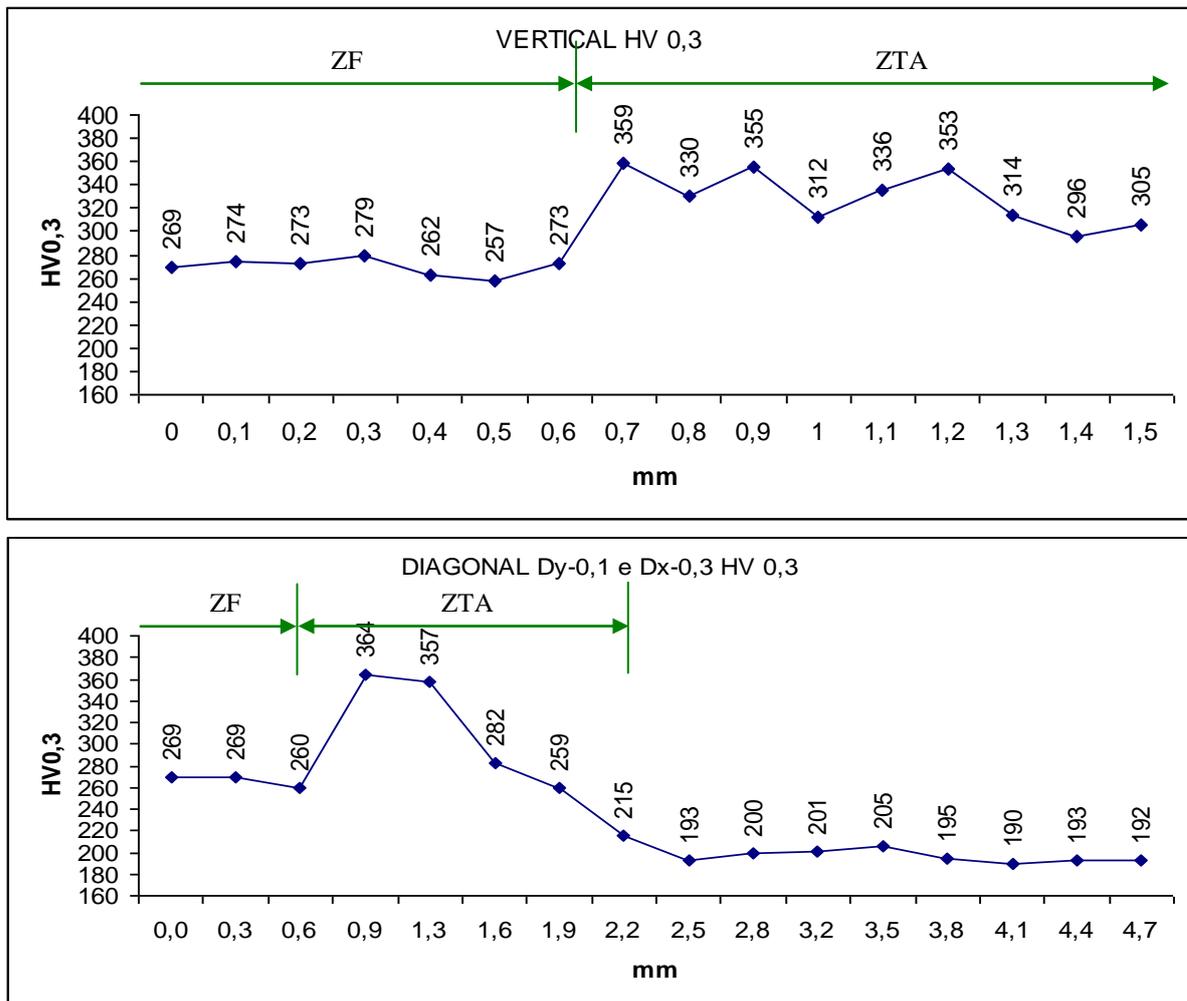


Figura 4.7.4 – Tendência de dureza para curto-circuito convencional - Vs 18 mm/s

O gráfico superior apresenta a medição vertical e o inferior, a direção diagonal.

A tabela 4.7.3 resume as informações relevantes para esta condição de soldagem.

Tabela 4.7.3 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para curto-circuito convencional e velocidade de soldagem 18 mm/s

Medição na vertical							
ZF			ZTA GG			ZTA macia	Metal de base
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
279	257	270	359	296	329	NA	NA
Medição na diagonal							
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
269	260	266	364	357	360	215	196
Observação: NA – significa não se aplica.							

A figura 4.7.5 ilustra a medição dureza para o curto-circuito convencional e velocidade de soldagem de 18 mm/s. As demais amostras seguiram o mesmo padrão de medição.

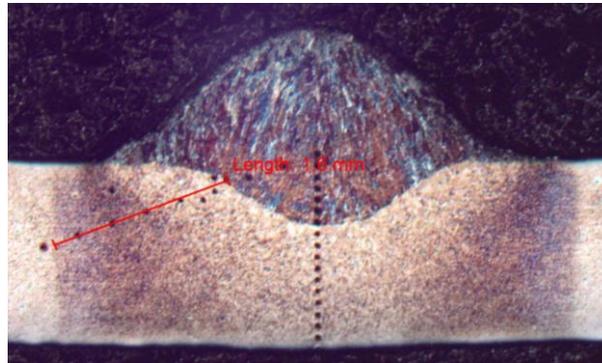


Figura 4.7.5 – Medição da dureza, exemplo: curto-circuito convencional, velocidade de soldagem de 18 mm/s

A figura 4.7.6 apresenta tendência de dureza para a amostra soldada com curto-circuito CMT e velocidade de soldagem de 18 mm/s.

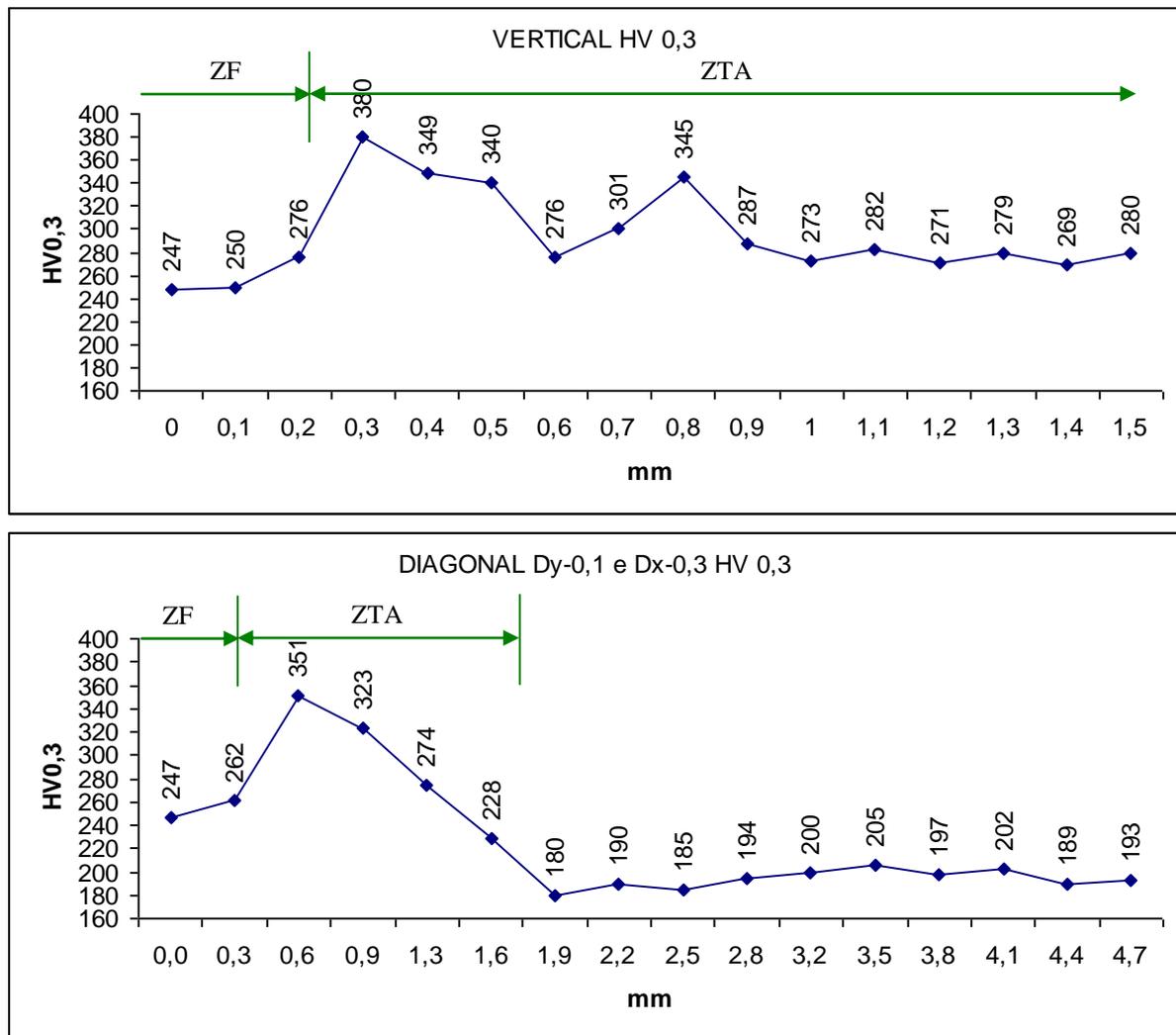


Figura 4.7.6 – Tendência de dureza curto-circuito CMT - Vs 18 mm/s

O gráfico superior apresenta a medição vertical e o inferior, a direção diagonal. A tabela 4.7.4 resume as informações relevantes para esta condição de soldagem.

Tabela 4.7.4 – Tendência de dureza na ZF e ZTA para curto-circuito CMT e velocidade de soldagem 18 mm/s

Medição na vertical							
ZF			ZTA GG			ZTA macia	Metal de base
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
276	247	258	380	340	360	NA	NA
Medição na diagonal							
HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} máximo	HV _{0,3} mínimo	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio	HV _{0,3} médio
262	247	255	351	323	337	228	194

Observação: NA – significa não se aplica.

A figura 4.7.7.a e 4.7.7.b apresentam as sobreposições dos gráficos na zona fundida.

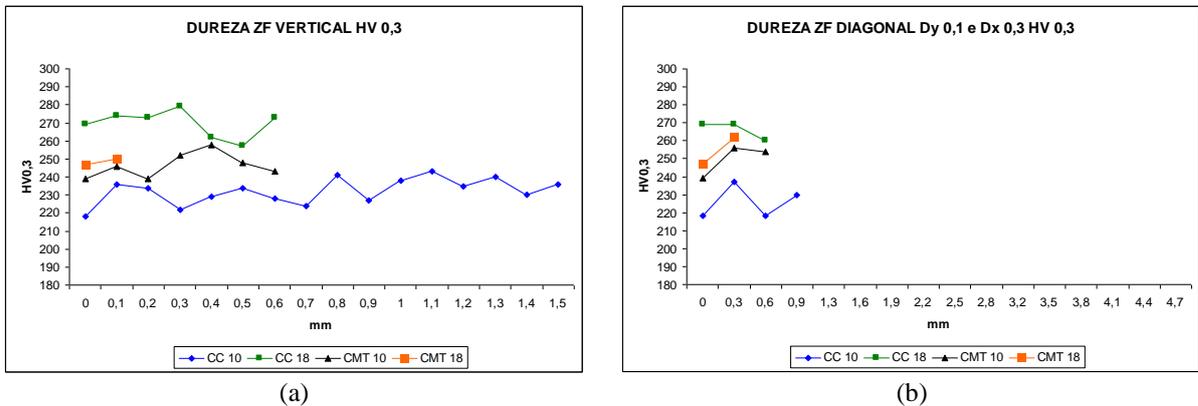


Figura 4.7.7.a – Sobreposição das curvas de dureza na zona fundida medição vertical
 Figura 4.7.7.b – Sobreposição das curvas de dureza na zona fundida medição diagonal

Verifica-se que as maiores velocidades de soldagem resultam em maior dureza média e maior pico em ambas as direções de medição independente da transferência metálica.

Comparando-se o CMT e o convencional na mesma velocidade de soldagem:

- Para menores velocidades o CMT apresenta dureza média superior maior pico.
- Para maiores velocidades o CC apresenta dureza média superior e maior pico.

A figura 4.7.8.a e 4.7.8.b apresentam as sobreposições dos gráficos na zona fundida.

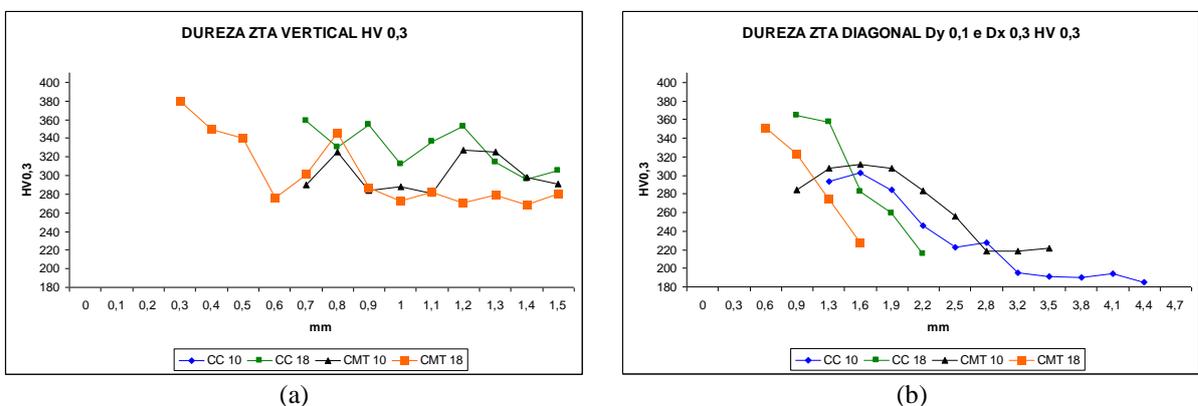


Figura 4.7.8.a – Sobreposição das curvas de dureza na ZTA medição vertical
 Figura 4.7.8.b – Sobreposição das curvas de dureza na ZTA medição diagonal

Verifica-se que as maiores velocidades de soldagem resultam em maior dureza média e maior pico em ambas as direções de medição independente da transferência metálica.

Comparando-se o CMT e o convencional na mesma velocidade de soldagem:

- Na direção diagonal para a menor velocidade de soldagem, o CMT apresenta dureza média e pico levemente superior;
- Nesta mesma direção, para a velocidade maior o curto-circuito apresenta dureza média e pico levemente superior;
- Na direção vertical para a maior velocidade de soldagem, o curto circuito apresenta dureza média superior. Porém, o maior pico ocorreu para o CMT.

Conforme Modenesi ⁴³, para aços ao carbono, aços alta resistência e baixa liga, e aços transformáveis tipo carbono-manganês, valores de dureza superiores a 325 ou 350 HV na ZTA são considerados excessivos e podem indicar fragilização e sensibilização à trinca. Desta forma, dependendo dos parâmetros de soldagem e tipo de transferência metálica, o DP 600 pode estar sujeito a este tipo de problema.

A figura 4.7.9 apresenta a microestrutura da região de maior dureza, comprovando a formação de martensita na região de grãos grosseiros da ZTA.

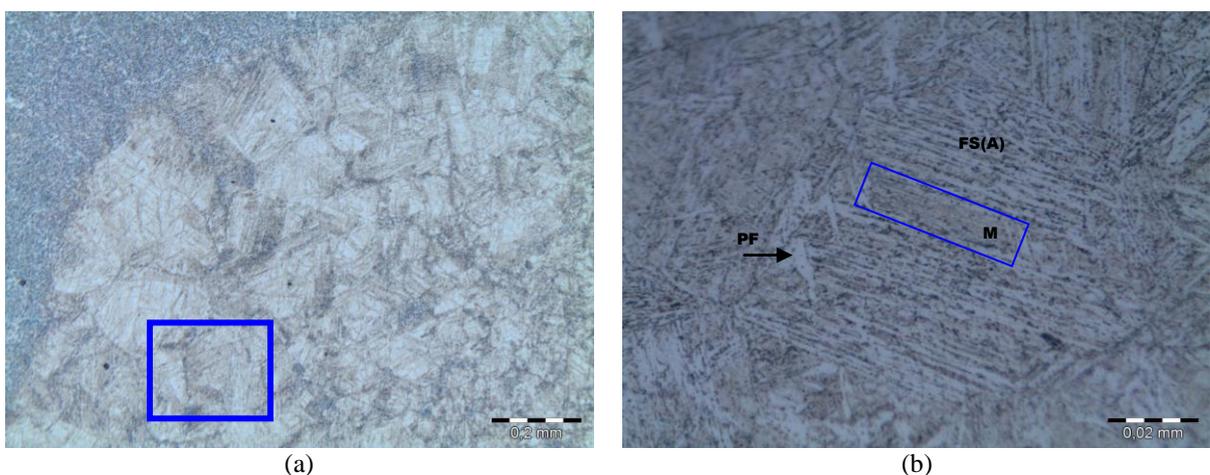


Figura 4.7.9.a – Micrografia da ZTA

Figura 4.7.9.b – Formação microestrutura na região de grãos grosseiros: M – martensita; FS(A) - ferrita com segunda fase alinhada; PF – ferrita poligonal

As respostas obtidas apresentam certa tendência da resposta da dureza em função dos parâmetros e tipo de transferência, mas é necessário um estudo mais abrangente envolvendo mais valores de velocidade de soldagem para se chegar a informações conclusivas.

5 CONCLUSÃO

5.1 RESULTADOS OBTIDOS

- Quando comparada a regularidade dos sinais de corrente e tensão entre os modos de transferência por CMT e curto-circuito, o primeiro apresenta uma regularidade bastante superior. Esta característica é função dos controles eletrônicos da fonte e da menor agitação da poça de fusão, pois neste caso as transferências prematuras ou incidentais são minimizadas.
- A taxa de resfriamento resultante das configurações aplicadas resultou dentro da faixa crítica para a formação da martensita conforme gráfico apresentado por J.E Gould ²⁸. A presença de maior teor de cromo e outros elementos de liga na composição desta amostra de DP 600 garantiram a formação da martensita na ZTA de grãos grosseiros.
- O cordão de soldagem apresenta valores próximos para as dimensões de largura, reforço e ângulo de reforço para ambas as transferências metálicas, mas a penetração e diluição, resultado da transferência por CMT são menores.
- A extensão da ZTA apresentou menor dimensão para a transferência por CMT quando comparada à transferência por curto-circuito.
- A ZTA do DP 600 apresenta duas regiões distintas de microdureza. A região de alta microdureza está localizada próximo à interface com a zona fundida e a região de menor dureza está localizada próxima a interface com o metal de base.

5.2 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação do rendimento térmico do curto-circuito CMT;
- Avaliação da transferência por CMT para a soldagem de revestimento;
- Avaliação da temperatura de pico local, microestrutura formada e taxas resfriamento nas diferentes nas diferentes direções de fluxo de calor na ZF e ZTA para a transferência por CMT;
- Avaliação resposta da vida em fadiga de DP 600 com diferentes frações volumétricas de martensita na ZTA;
- Avaliação do crescimento de grão em diferentes materiais soldados pela transferência por CMT.
- Avaliação da correlação entre a dureza na ZTA, velocidade de soldagem e transferência metálica.

REFERÊNCIAS

1. Anuário da indústria automobilística brasileira 2011 – ANFAVEA (Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores)
2. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guideline – WorlAutoSteel - jun/2009
3. ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS. In: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, *Anais...* Rio de Janeiro, Julho 2000.
4. ASGARI, S. A.; PEREIRA, M.; ROLFE, B. F.; DINGLE, M.; HODGSON, P. D., Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, 203., p. 129-136, 2008.
5. A. Tiziani; P. Ferro; R. Cervo; M. Durante, Effects of different welding Technologies on metallurgical and mechanical properties of DP 600 steel welded joints. *La Metalurgia Italiana* n°1/2011.
6. Gould, J. E., Lehman, L. R., and Holmes, S. 1996. A design of experiments evaluation of factors affecting the resistance spot weldability of high-strength steels. *Proc. Sheet Metal Welding Conference VII*, AWS Detroit Section.
7. Gould, J. E., and Workman, D. 1998. Fracture morphologies of resistance spot welds exhibiting hold time sensitivity behavior. *Proc. Sheet Metal Welding Conference VIII*, AWS Detroit Section.
8. Shao, H. 2000. Blank welding high strength steels, PhD dissertation. Columbus, Ohio, The Ohio State University.

9. Ream, S. L. 2003. Remote laser weld performance in advanced high strength steels. *Proc.ALAW 2003*. University of Michigan.
10. Gould, J. E. 1987. An examination of nugget development during spot welding using both experimental and analytical techniques. *Welding Journal* 67(1): 1-s to 10-s.
11. Prodomos Tsipouridis – 2006 – Mechanical properties of dual phase steels – Dissertação de doutorado da Technische Universität München
12. Ederson de Souza (2009) – Cinética e morfologia das transformações de fase em aços TRIP contendo vários níveis de Si e Mn. Dissertação de mestrado em engenharia mecânica do Instituto Superior Tupy
- 13- Sandip Ghosh Chowdhury , ElenaV.Pereloma, D.B.Santos - Evolution of texture at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel: Effect of heating rate – Materials Science and Engineering A – 2007
14. U. Liedl, S. Traint, E.A. Werner, An unexpected feature of the stress–strain diagram of dual-phase steel, *Computational Materials Science* 25 (2002) 122–128
15. Rashid, *Annu. Rev. Materials Science and Engineering* 1981.11:245-266. download from arjournals.annualreview.org.
16. M. J. Hadianfard – Low cycle fatigue behavior and failure mechanism of dual phase steel – *Material Science and Engineering* 499 (2009) 483-499
17. M. Okayasu; K. Sato; M. Mizuno; D. Y. Hwang; D. H. Shin – Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel – ScienceDirect – *International Journal of Fatigue* 30 (2008) 1358 – 1365.

18. N. Farabi; D. L. Chen; J. Li; Y. Zhou; S. J. Dong – Microstruture and mechanical properties of laser welded DP 600 steel joints – Materials Science and Engineering A 527 (2010) 1215-1222.
19. Grong Oystein – Metallurgical modeling of welding – The Institute of Materials – Londres – 1994.
20. Modenesi, Paulo José; Marques, Paulo V.; Santos, Dagoberto; - Introdução a metalurgia da soldagem – UFMG – 2011.
21. Poorhaydari, K.; Patchett, B. M.; Ivey, G.; - Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness; Welding Journal – Outubro / 2005.
22. G. Krauss; Heat Treatment and process principles; ASM International (1990)
23. Wainer, Emilio; Brandi, Sergio Duarte; Mello, Fábio Décourt Homem de – Soldagem Processos e Metalurgia – 4^a reimpressão – Editora Edgard Blücher Ltda - 2004
24. Marques, Paulo Villani; Modenesi, Paulo José; Bracarense, Alexandre Queiroz – - Soldagem fundamentos e tecnologia; 3^a edição atualizada - Belo Horizonte - Editora UFMG - 2009
25. Kasuya, T.; Yurioka, N.; - Prediction of welding thermal history by comprehensive solution; Welding Journals (1993) 72 (3) 107 – 115.
26. Zhang, W.; Elmer, J. W.; Debroy, T.; - Modeling and real time mapping of phases during GTA welding of 1005 steel; Material Science and Engineering A (2002) 333 (1-2) 320-335.

27. Hess, W. F.; Meril, L. L.; Nippes, E. F. Jr.; Bunk, A. P.; The measurement of cooling rates associated with arc welding and their application to the selection of optimum welding conditions; *Welding Journal* (1943) 22 (9) 377 – 422.
28. J. E. GOULD, S. P. KHURANA, and T. LI. - Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels. *Welding Journal* (2006) wj0506-111
29. Adams, C. M. Jr. 1958 Cooling rates and peak temperature in fusion welding. *Welding journal* 37(5) 210-215
30. Li, M. V., Niebuhr, D. V., Meekisho, L. L., and Atteridge, D. G. 1998. A computational model for the prediction of steel hardenability. *Metallurgical and Materials Transactions B* 29B(6): 661–672.
31. Bhadeshia, H. K. D. H., and Svensson, L.- E. 1993. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena*, eds. H. Cerjack and K. E. Easterling. Institute of Metals, London, pp. 109–180.
32. P. Rizzi; S. Bellingeri; F. Massimino; D. Baldissin; L. Battezzati; Microstruture in laser welded high strength steel; *Journal of Physics: Conference Series*, (2009) 012005
33. Shung-Yun Kank; Tae-Kyo Han; Bong-Keun Lee; Jeong-Kil Kim; *Material Science Forum*; 539 – 543 (2007) p. 3967.
- 34- N. Kapustka; C. Conrardy; S. Babu; C. Albright - Effect of GMAW and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds – *Welding Journals* – (2008) 135 – 148.

35. Pickin, C.; Young, K.; Evaluation of cold metal transfer (CMT) for welding aluminium alloy; *Sci. Technol. Weld Join* 11(2006) (4) 1-3.
36. Feng, J.; zhang, H.; He, p.; The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheet welding; *Mater. Des.* 30 (2009) (5) 1859-1852.
37. Agudo, L.; Jank, N.; Wagner, J.; Investigation of microstructure and mechanical properties of steel-aluminium joints produced by metal arc joining; *Stl. Res. Int.* (2008) 79 (7) 530-535.
38. Zhang, H.; Feng, J.; He, P.; Interfacial phenomena of cold metal transfer (CMT) welding of zinc coated steel and wrought aluminium; *Mater. Sci. Technol.* 24 (2007) (11) 1346 – 1349.
39. Wang, J.; Feng, J.; Wang, Y.; Microstructure of Al-Mg dissimilar weld made by transfer cold metal transfer MIG welding; *Mater. Sci. techol.* 24 (2008) (7) 827-831.
40. H. T. Zhang; J. C. Feng; P. He; B. B. Zhang; J. M. Chen; L. Wang – The arc characteristics and metal transfer behavior of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel; *Material Science and Engineering A*; 499 (2009) 111-113.
41. Pickin, C.,G.; Willians, S.,W.; Lunt, M.; Characteristics of cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding; *Journal of Materials Processing Techology* 211 (2011) 496-502.
42. Scotti, A.; Ponomarev, V. - Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho – São Paulo – Editora Artliber - 2008
43. Modenesi, Paulo José – Soldabilidade de aços transformáveis – UFMG – 2010.