

**UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

PATRÍCIA PALA DINIZ

**ADEQUAÇÃO DE UM PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW PARA UM AÇO
COMPLEX PHASE LAMINADO A QUENTE DE FABRICAÇÃO NACIONAL**

**SANTOS / SP
2017**

PATRÍCIA PALA DINIZ

**ADEQUAÇÃO DE UM PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW PARA UM AÇO
COMPLEX PHASE LAMINADO A QUENTE DE FABRICAÇÃO NACIONAL**

Dissertação apresentada à Universidade Santa Cecília como parte dos requisitos para obtenção de título de mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, sob a orientação do Prof. Me. Willy Ank de Moraes.

**SANTOS / SP
2017**

Autorizo a reprodução parcial ou total deste trabalho, por qualquer que seja o processo, exclusivamente para fins acadêmicos e científicos.

671.52 Diniz, Patrícia Pala.
D612a Adequação de um Processo de Soldagem GMAW para
 um Aço *Complex Phase* Laminado a Quente de
 Fabricação Nacional / Patrícia Pala Diniz.-2017.
 175 p.

Orientador: Willy Ank de Moraes.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Santa Cecília,
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Santos,
SP, 2017.

1. *Complex phase*. 2. Soldagem. 3. MIG/MAG.4. GMAW. 5.
Aços fases complexas. I. Moraes, Willy Ank, orient. III.
Adequação de um Processo de Soldagem GMAW para um Aço
Complex Phase Laminado a Quente de Fabricação Nacional.

Elaborada pelo SIBi – Sistema Integrado de Bibliotecas - Unisanta

*Dedico este trabalho às minhas amadas filhas,
Pietra e Luana.*

AGRADECIMENTOS

À Usiminas pela oportunidade de desenvolver esse trabalho.

Ao meu orientador Professor Me. Willy Ank de Moraes, pela ajuda generosa.

A empresa INSPEBRAS, representada pelo Diretor Comercial Guilherme Geada Sampaio, pela colaboração e apoio no desenvolvimento desse trabalho.

A empresa FRONIUS BRASIL, ao Eng. Ricardo Mouta e ao Técnico Ciro Balugar, pela execução da soldagem robótica das amostras.

Pela indicação e fornecimento de consumível de solda, agradeço a empresa Voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda.

Pelos ensaios realizados, agradeço às equipes do Laboratório da Usiminas, em especial para Benedito Chivites e Alexandre Severo; do Centro de Pesquisas, em especial para Gabriela Miranda.

Aos meus colegas Engenheiros Marcio Hidemi Habe e Herbert Christian Borges, pelo apoio, incentivo e colaboração para concretização deste trabalho.

Pelo material utilizado na elaboração deste trabalho, sou grata à bibliotecária da Usiminas, Vanessa Pereira Straioto.

A UNISANTA pela excelência no curso de mestrado em Engenharia Mecânica.

A empresa Willy Ank Soluções pelo apoio nas avaliações das soldas.

Agradeço a todos aqueles que, de alguma forma, colaboraram com a realização deste trabalho.

“Não sabendo que era impossível, foi lá e fez.”
Jean Cocteau

RESUMO

Na indústria automobilística, existe forte demanda pela redução no peso dos veículos e na emissão de gases ao mesmo tempo que se necessita do incremento na segurança dos passageiros e da economia de uso. Uma das principais formas de concretizar esses objetivos é pela migração dos aços tradicionalmente empregados nos automóveis para os aços avançados de alta resistência (*AHSS – Advanced High Strength Steels*), como o *complex phase*, que apresentam melhores combinações de resistência e ductilidade. Apesar da elevada resistência mecânica do aço *complex phase*, apresentando um limite de resistência da ordem de 800 MPa, as autopeças obtidas com este aço empregam processo de soldagem *GMAW* com consumíveis com uma classe de resistência mecânica inferior, apresentando um limite de resistência de aproximadamente 480 MPa. Assim sendo, este trabalho analisou a possibilidade de empregar um consumível para soldagem com um nível de resistência compatível para a produção de autopeças com um aço *complex phase* que se encontra em fase final de desenvolvimento nacional na forma de laminado a quente. Para isso, foram obtidas por soldagem robótica amostras soldadas do aço em questão com dois consumíveis de soldagem, o tradicional de menor resistência e o de resistência mecânica compatível. As amostras foram analisadas e caracterizadas através de ensaios de tração, impacto, dureza e metalográficos. Como resultado final, este trabalho pretende oferecer uma opção para melhor explorar o potencial deste aço introduzindo um processo de soldagem mais racional para este material.

Palavras chave: Aços de fases complexas. MIG/MAG. Aços Avançados de Alta Resistência.

ABSTRACT

In the automotive industry, there is strong demand for weight reduction of vehicles, passenger safety, decrease in greenhouse gas emissions and economy. To achieve these objectives, it is necessary to migrate the steel traditionally employed. In this regard, there have been increased usage of Advanced High-Strength Steels, as the case of complex phase, which have a good combination of high strength and ductility. Despite its higher mechanical strength (800 MPa), auto parts employ in your welding process GMAW consumables ER70S-6 class, which have a much lower level of mechanical strength (482 MPa). In this work, we used steel samples complex phase hot rolled, in national final development stage to tailor a GMAW welding process that generates a welded joint with a resistance level compatible with this steel. Tensile tests are performed, impact, hardness and metallographic in no soldering and welding samples. Thus, this paper aims to offer an option to rationalize the use of this material developing and describing a proper procedure to correct this union by welding steel.

Keywords: Complex phase. GMAW. Advanced High-Strength Steels.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Evolução histórica dos aços para o setor automotivo.	27
Figura 2: Programas de desenvolvimento de veículos.	28
Figura 3: Resultados das avaliações de teste de colisão EURONCAP em função da evolução dos aços.	30
Figura 4: Diagrama de conformabilidade, ilustrando o range de propriedades dos graus dos aços.	31
Figura 5: Diagrama de conformação (Primeira e Segunda Geração de Aços AHSS).	32
Figura 6: Diagrama de conformação (Terceira Geração de Aços).	33
Figura 7: Projeto ULSAB-AVC: tipos de aços na estrutura do corpo do veículo.	34
Figura 8: Distribuição dos graus de aços da estrutura do BEV.	36
Figura 9: Distribuição dos graus de aços da estrutura do PHEV 20.	37
Figura 10: Distribuição dos graus de aços da estrutura do FCEV e PHEV40.	37
Figura 11: Principal zona de colisão de um veículo.	39
Figura 12: Exemplos de aplicações de aços <i>complex phase</i> . (a) placa de assentos para os bancos; (b) reforço do túnel; (c) barra de proteção para portas; (d) suporte de para-choques; (e) para-choques; (f) braço da suspensão.	40
Figura 13: Exemplos de aplicações de aços CP-W 800 (laminado a quente): (a) coluna B; (b) membro do painel frontal; (c) tubo do eixo da suspensão.	41
Figura 14: Microestrutura de um aço CP.	42
Figura 15: Fluxo de Produção de uma siderurgia integrada.	43
Figura 16: Diagrama Fe-C esquemático mostrando a variação de C na austenita durante um ciclo de recozimento intercrítico.	44
Figura 17: Representação esquemática do recozimento.	44
Figura 18: Resfriamento após recozimento representado no diagrama TTT.	45
Figura 19: Esquema de laminação a quente de um aço <i>complex phase</i> laminado a quente.	46
Figura 20: Curvas CLC de diferentes graus de aços <i>complex phase</i> laminado a quente de 3 mm de espessura.	50
Figura 21: Resultados típicos de expansão de furo de aços DP e CP de LR=1000 MPa.	51
Figura 22: Ensaio de dobramento.	52
Figura 23: Propriedades de diferentes tipos de aços de alta resistência, laminados a quente.	54
Figura 24: Comparativo da capacidade de expansão de furos de diferentes aços avançados de alta resistência.	56
Figura 25: Curva S-N (tensão x número de ciclos) de aços <i>dual phase</i> e <i>complex phase</i> , laminados a frio, resistência de 800 MPa.	56
Figura 26: Curvas de resfriamento dos diferentes aços multifásicos e suas microestruturas.	57
Figura 27: Gráfico de Soldagem e Métodos de União.	58
Figura 28: Representação esquemática do Processo GMAW.	62
Figura 29: Relação esquemática entre as variáveis de soldagem corrente, tensão e velocidade, e (a) penetração, (b) largura e (c) reforço.	65
Figura 30: Características geométricas de um cordão de solda: p –	

penetração, r – reforço, l – largura, Ad – área depositada, Af – área fundida.....	65
Figura 31: Medida da diluição na seção transversal de um cordão de uma solda de topo.....	66
Figura 32: Contorno do cordão de solda e forma de penetração para os diferentes tipos de gases de proteção.....	67
Figura 33: Formato da especificação para arames sólidos e arames com enchimento metálico, conforme AWS.....	68
Figura 34: Modos de transferência: (a) curto-circuito, (b) globular, (c) spray e (d) pulsado.....	71
Figura 35: Representação esquemática da pulsação de corrente.....	73
Figura 36: Ilustração de uma soldagem robótica.....	78
Figura 37: Tipos de juntas. (a) Topo; (b) Ângulo; (c) Canto; (d) Aresta; (e) Sobre-posta.....	80
Figura 38: Propriedades do botão de solda de um aço <i>complex phase</i> laminado a quente.....	85
Figura 39: Eficiência da solda por diferentes métodos de transferência com ER70S-6.....	86
Figura 40: Fratura no ensaio de tração, nos diferentes métodos de transferência.....	87
Figura 41: Resultados de microdurezas nas ZTA e soldas obtidas nos diferentes métodos de transferência.....	87
Figura 42: Fratura de amostras soldadas GMAW robótica pulsada com ER70, ER90 e ER100.....	88
Figura 43: Resultados de microdurezas nas ZTA e soldas com arames de 70, 90 e 100ksi.....	88
Figura 44: Desenho esquemático mostrando a posição de retirada das amostras nas extremidades abertas de bobinas laminada a quente.....	93
Figura 45: Retirada de amostras de uma bobina de aço <i>complex phase</i> 800 laminada a quente.....	94
Figura 46: Representação da junta soldada.....	95
Figura 47: Equipamento de soldagem GMAW utilizada (TPS/i Fronius acoplada no robô).....	95
Figura 48: Colocação do arame Böhler para a realização da soldagem robotizada.....	97
Figura 49: Parâmetros para soldagem empregando os consumíveis Böhler EMK 6D e Böhler X 70-IG conforme fornecedor.....	97
Figura 50: Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.....	99
Figura 51: Corpo de prova retangular para ensaio de tração transversal.....	99
Figura 52: Corpos de prova para ensaio de impacto Charpy tamanho (a) Padrão (<i>Full size</i>) (b) <i>Subsize</i>	101
Figura 53: Avaliação de dureza em juntas soldadas pelo processo GMAW.....	102
Figura 54: Medições da junta soldada utilizando o Photoshop.....	103
Figura 55: Avaliação da quantidade de pixels por área no Photoshop.....	103
Figura 56: Máquina de tração de 300KN utilizada na realização dos ensaios dos corpos de prova de <i>complex phase</i>	107
Figura 57: Relação entre a resistência e alongamento obtido no aço <i>complex phase</i> 800 comparando com o diagrama de conformação dos aços avançados de alta resistência.....	110
Figura 58: Resultados da energia absorvida no ensaio de impacto <i>Charpy</i> de	

aço <i>complex phase</i> laminado a quente direção do ensaio transversal e longitudinal.....	111
Figura 59: Resultados obtidos no aço <i>complex phase</i> grau 800 no ensaio de dureza Vickers com carga de 3 kgf.	114
Figura 60: Imagem por MEV da microestrutura do aço <i>complex phase</i> grau 800 laminado a quente (aumento 5000x).	115
Figura 61: Tenacidade à fratura para diferentes tipos de materiais.	117
Figura 62: Tenacidade à fratura em função da temperatura.	118
Figura 63: Soldagem GMAW (TPS/i Fronius acoplada no robô).	121
Figura 64: Parâmetros iniciais programados para soldagem.(a) equipamento de soldagem TPS/i. (b) tela com os parâmetros programados para execução da soldagem.....	121
Figura 65: Rompimento do cordão de solda durante o processo de soldagem...122	122
Figura 66: Imagem da amostra após o processo de soldagem GMAW.	123
Figura 67: Resultados dos parâmetros utilizados na soldagem de amostras de <i>complex phase</i> grau 800 utilizando GMAW robotizada.	124
Figura 68: Corpo de prova preparado para ensaio de tração conforme norma AWS B4.0M (2000), de aço <i>complex phase</i> 800 soldado com ER70S-6, sem a retirada do reforço de solda.	126
Figura 69: Visualização dos resultados do material durante o ensaio de tração de um corpo de prova <i>complex phase</i> soldado utilizando consumível ER70S-6.....	127
Figura 70: Ensaio de tração de um aço <i>complex phase grau 800</i> soldado através do processo GMAW utilizando consumível ER70S-6.	127
Figura 71: Ensaio de tração de corpo de prova de aço <i>complex phase</i> grau 800 soldados com consumível ER70S-6 apresentados na curva tensão - deformação.....	128
Figura 72: Curva tensão x deformação129	129
Figura 73: Corpos de provas soldados após tracionados. CP A e CP B: rupturas nas margens das soldas.....	130
Figura 74: Medidas da junta soldada com consumível ER70S-6131	131
Figura 75: Comparação entre corpo de prova com cordão de solda sem reforço de solda (planificado) e com reforço de solda (não planificado).	131
Figura 76: Realce do gradiente de tensões no cordão de solda não planificado.	132
Figura 77: Ilustração da remoção do reforço do corpo de prova de tração.	133
Figura 78: Corpo de prova tracionado de <i>complex phase</i> 800 soldado com consumível ER70S-6 e reforço usinado.	135
Figura 79: Ruptura do corpo de prova na região da junta soldada.....	135
Figura 80: Aspecto da solda observada no microscópio óptico (50x).	136
Figura 81: Identificação dos locais observados no MEV.	137
Figura 82: Microestrutura do metal base (<i>complex phase</i>) observadas no MEV (ponto MB).....	137
Figura 83: Microestrutura região dos grãos finos (PT9).	138
Figura 84: Região intercrítica (PT7).	138
Figura 85: Região de grãos grosseiros (PT12).....	139
Figura 86: Região da zona fundida (PT14).	139
Figura 87: Mapeamento de dureza realizado na amostra de <i>complex phase</i> soldada através do processo GMAW com consumível ER70S-6.....	140

Figura 88: Mapeamento de dureza Vickers (HV) da junta soldada com consumível ER70S-6	141
Figura 89: Medições de dureza realizada na junta soldada utilizando ER70S-6 nas regiões de metal base, ZTA e solda.	142
Figura 90: Estimativa de diluição a partir da geometria da solda de uma junta topo a topo.	143
Figura 91: Geometria da junta soldada com ER70S-6 suas áreas marcadas em cores utilizando o Photoshop.....	143
Figura 92: Características geométricas do cordão de solda e ZTA de uma junta soldada com ER70S-6.....	144
Figura 93: Eficiência das juntas soldadas para diferentes aços AHSS.	145
Figura 94: Ilustração da preparação do corpo de prova para ensaio Charpy com remoção do reforço.....	146
Figura 95: Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade de 30 Kgm, fabricante SHIMADZU.....	147
Figura 96: Corpos de prova após a ruptura no ensaio de impacto Charpy.	147
Figura 97: Resultados de ensaio Charpy de corpos de prova soldados com consumível ER70S-6, planificado, com entalhe na solda e entalhe na ZTA.....	149
Figura 98: Aspecto macrográfico da fratura do corpo de prova de uma junta soldada com ER110S-G submetido ao ensaio de tração, que rompeu devido falta de penetração da solda.....	151
Figura 99: Microestrutura observada no MEV da região do metal base (ampliação 5000x e 10000x).	152
Figura 100: Microestrutura da região fundida (5000x, 10000x e 30000x).	153
Figura 101: Microestrutura da região da ZTA, denominada como ZTA 1, próxima ao metal base, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.....	153
Figura 102: Microestrutura da região da ZTA (ZTA 2) com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.	154
Figura 103: Microestrutura da região da ZTA 3, apresentando ferrita de grãos finos, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.....	154
Figura 104: Microestrutura da região da ZTA 4, próxima da ZF, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x	155
Figura 105: Mapeamento de dureza realizado na amostra de complex phase soldada através do processo GMAW com consumível ER110S-G.	155
Figura 106: Mapeamento de dureza Vickers (HV) da junta soldada com consumível ER110S-G.	156
Figura 107: Dureza obtida na solda, ZTA e metal base em uma junta soldada com consumível ER110S-G.	157
Figura 108: Comparativo das durezas obtidas nas juntas soldadas com o consumível ER70S-6 e ER110S-G.....	157
Figura 109: Características geométricas do cordão de solda e ZTA de uma junta soldada com ER110S-G.	160
Figura 110: Geometria da junta soldada com ER110S-G suas áreas marcadas em cores utilizando o Photoshop.....	161
Figura 111: Resultados de ensaio Charpy de corpos de prova soldados com consumível ER110S-G, planificado, com entalhe na solda e entalhe na ZTA.....	163

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Resultado do Programa FSV.....	29
Tabela 2: Exemplos dos principais aços planos utilizados nos projetos ULSAB-AVC e FSV.....	35
Tabela 3: Designação dos tipos de aços.....	35
Tabela 4: Diferentes requisitos de segurança das estruturas de veículos.	39
Tabela 5: Propriedades mecânicas a tração especificados para o aço <i>complex phase</i> laminado a quente.	48
Tabela 6: Composição química em teores máximos especificados para o aço <i>complex phase</i> laminado a quente (% em massa).....	49
Tabela 7: Composição química descrita na patente de fabricação de aços <i>complex phase</i>	49
Tabela 8: Resultados típicos de ensaio de dobramento em aços CP de 1,5 mm de espessura.....	52
Tabela 9: Propriedades típicas de aços de alta resistência.	55
Tabela 10: Exemplos de processos de soldagem a arco.....	60
Tabela 11: Vantagens e Limitações da Soldagem GMAW.....	63
Tabela 12: Resistência mecânica do metal de solda.	69
Tabela 13: Requisitos de composição química para o arame ou metal de solda (% em peso).	70
Tabela 14: Componentes básicos de um sistema de soldagem robotizada.....	77
Tabela 15: Indicação de propriedades de solda a ponto de aços <i>complex phase</i> laminados a quente (LQ) e a frio (LF).....	84
Tabela 16: Propriedades típicas de soldagem a ponto por resistência (laminados a quente).....	84
Tabela 17: Conclusão de alguns trabalhos referente à soldagem GMAW empregando consumíveis de diferentes resistências.....	89
Tabela 18: Processo de soldagem de aço <i>complex phase</i> laminado a quente empregado por duas empresas do setor automobilístico no Brasil...	91
Tabela 19: Requisitos de propriedades mecânicas para a norma USI-CP 800....	92
Tabela 20: Requisitos de composição química para a norma USI-CP 800 (%). ...	92
Tabela 21: Parâmetros dos consumíveis empregados no trabalho.....	96
Tabela 22: Composição Química objetivada do aço <i>complex phase</i> grau 800 MPa.....	106
Tabela 23: Resultados de tração em Corpos de Prova (CPs) longitudinais.	107
Tabela 24: Resultados de tração em Corpos de Prova (CPs) transversais.	108
Tabela 25: Propriedades típicas de aço <i>complex phase</i>	109
Tabela 26: Requisitos e resultados de propriedades mecânicas.	109
Tabela 27: Resultados do K_{IC} considerando os valores de Charpy.....	116
Tabela 28: Resultados de CTOD considerando os valores de Charpy obtidos em diferentes temperaturas.....	119
Tabela 29: Parâmetros utilizados na soldagem GMAW pulsada com arame	

ER70S-6.....	122
Tabela 30: Parâmetros utilizados na soldagem GMAW pulsada com arame ER110S-G.....	123
Tabela 31: Resultado dos ensaios de tração das amostras soldadas com ER70S-6.....	128
Tabela 32: Resultados médios dos ensaios de tração de amostras soldadas com ER70S-6 sem reforço na solda (planificada).....	133
Tabela 33: Resultados médios dos ensaios de tração de amostras <i>complex phase</i> 800 MPa, laminadas a quente.....	134
Tabela 34: Dimensões da geometria do cordão de solda (ER70S-6).....	144
Tabela 35: Resultados do ensaio de impacto Charpy de corpos de prova soldados utilizando consumível ER70S-6, com entalhe na solda ou entalhe na ZTA (10 x 2,5 mm).....	148
Tabela 36: Ensaios de tração realizados em amostras soldadas com consumível ER110S-G (direção transversal).....	150
Tabela 37: Ensaios de tração realizados em amostras soldadas com consumível ER110S-G sem reforço da solda (direção transversal).....	151
Tabela 38: Dureza média do metal base, ZTA e Solda das juntas soldadas com ER70S-6 e ER110S-G.....	158
Tabela 39: Amaciamento das juntas soldadas de aços <i>complex phase</i> 800.	159
Tabela 40: Dimensões da geometria do cordão de solda (ER110S-G).....	160
Tabela 41: Resultados do ensaio de impacto Charpy de corpos de prova soldados utilizando consumível ER110S-G, com entalhe na solda ou entalhe na ZTA (10 x 2,5 mm).....	162

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Alongamento
AC	Corrente Alternada
Ac1	Temperatura Final da Transformação Austenítica
Ac3	Temperaturas inicial da Transformação Austenítica
Ad	Área Depositada
Af	Área Fundida
AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i> - Aços Avançados de Alta Resistência
Ar	Argônio
AVC	<i>Advanced Vehicle Concepts</i>
BEV	Veículo Elétrico a Bateria
BH	<i>Bake Hardening / bake hardenable</i>
Bs	Início da Formação da Bainita
CC	Corrente Contínua
CLC	Curvas de Limite de Conformação
C-Mn	Carbono - manganês
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i> - Processo a Frio
CO2	Gás Carbônico
CP	<i>Complex-Phase</i> ou de Fases Complexas
CR	<i>Cold Rolled</i> - Laminado a Frio
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i> / Deslocamento Crítico de Abertura de Trinca
DP	<i>Dual Phase</i> - Aços Bifásicos
Dyn	Dinâmica
EPS	Especificação de Procedimento de Soldagem
FB	Ferrítico-Bainítico
EURONCAP	<i>European New Car Assessment Programme</i> - Programa de Avaliação de Segurança Automotiva
FCEV	Células de Combustível de Veículos Elétricos
Fe-C	Ferro-carbono
FSV	<i>Future Steel Vehicle</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> - Soldagem por Arco Elétrico com Gás de Proteção
He	Hélio
HF	<i>Hot Forming</i> - Conformação a Quente)
HR	<i>Hot Rolled</i> - Laminado a Quente
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i> - Alta Resistência e Baixa Liga
HSS	<i>High Strength Steel</i> - Aços de Alta Resistência
IA	Recozimento Intercrítico
IB	Corrente de Base
IBT	Transformação Isotérmica da Bainita
IF	<i>Interstitial Free</i>
Ip	Corrente De Pico

Latin NCAP	<i>Latin New Car Assessment Programme</i> - Programa de Avaliação de Segurança Automotiva
LCS	<i>Low-Carbon Steel</i> - Aços Baixo Carbono
LE	Limite de Escoamento
L-IP	<i>Lightweight Steel with Induced Plasticity</i>
LR	Limite de Resistência
MA	Martensita – Austenita
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MART	Martensítico
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MS	<i>Martensitic Steel</i> - Aço Martensítico
Ms	Início da Formação da Martensita
n	Expoente de Encruamento
O ₂	Oxigênio
P	Perlita
PHEV	Elétrico Híbrido <i>Plug-In</i>
RE	Razão Elástica
RQPS	Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem
tb	Tempo de Base
T _{IA}	Temperatura de Recozimento Intercrítico
T _{IBT}	Temperatura de Transformação Isotérmica da Bainita
tp	Tempo de Pico
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> Ou Plasticidade Induzida Por Transformação
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação
TWIP	Aços com Plasticidade Induzida Por Maclação
UHSS	<i>Ultra High Strength Steels</i> - Ultra Alta Resistência
ULSAB	<i>Ultralight Steel Auto Body</i>
ULSAB - AVC	<i>Ultralight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts</i>
V _a	Velocidade de Alimentação
V _d	Velocidade de Deslocamento
ZTA	Zona Termicamente Afetada
α	Ferrita
γ	Austenita

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
2 OBJETIVOS	24
2.1 OBJETIVO GERAL.....	24
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	24
3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA	25
3.1 DEFINIÇÃO DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA – AHSS (ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS)	25
3.2 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.....	26
3.2 AÇOS COMPLEX PHASE.....	34
3.2.1 Aplicações dos aços de <i>complex phase</i> na indústria automobilística.....	38
3.2.2 Microestruturas dos aços de <i>complex phase</i>	41
3.2.3 Processo de produção dos aços de <i>complex phase</i>	42
3.2.4 Propriedades químicas e mecânicas de aços <i>complex phase</i>	47
3.2.5 Comportamento mecânico e microestrutural dos aços <i>complex phase</i> : uma comparação com outros aços avançados de alta resistência.	53
3.3 MÉTODOS DE UNIÃO DOS METAIS	58
3.3.1 Processo de Soldagem.....	59
3.3.2 Processo de Soldagem a Arco	59
3.3.3 Processo de Soldagem GMAW (MIG/ MAG)	61
3.3.4 Influência dos parâmetros de soldagem na geometria da solda.....	63
3.3.5 Gás de proteção	66
3.3.6 Arames para soldagem GMAW	68
3.3.7 Modos de transferências	70
3.3.8 Processo de Soldagem GMAW Pulsado	73
3.3.9 Soldagem robótica a arco aplicada a indústria automobilística	75
3.3.10 Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) e Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)	79
3.3.11 Tipos de Juntas	80
3.4 SOLDAGEM GMAW DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA	81
3.5 SOLDAGEM GMAW DE AÇOS COMPLEX PHASE	82
3.6 INFORMAÇÕES DISPONIBILIZADAS PELAS SIDERÚRGICAS REFERENTES À SOLDAGEM DOS AÇOS COMPLEX PHASE.	83
3.7 ESFORÇOS NO DESENVOLVIMENTO E OTIMIZAÇÃO DA UNIÃO SOLDADA DE AÇOS AVANÇADOS.....	85

4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	90
4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	90
4.2 MATERIAIS	91
4.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	92
4.3.1 Amostragem	92
4.3.2 Soldagem	94
4.4 MÉTODOS DE ANÁLISE / EQUIPAMENTOS.....	98
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	105
5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE.....	105
5.1.1 Composição Química do Metal Base.....	105
5.1.2 Propriedades Mecânicas Obtidas a Partir do Ensaio de Tração do Metal Base.....	106
5.1.3 Resistência ao Impacto Charpy do Metal Base	110
5.1.4 Dureza do Metal Base	113
5.1.5 Microestrutura do Metal Base	114
5.1.6 Tenacidade do Metal Base	115
5.2 SOLDAGEM PELO PROCESSO GMAW PULSADO ROBOTIZADO	120
5.3 CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA COM CONSUMÍVEL ER70S-6.....	125
5.3.1 Propriedades mecânicas da junta soldada com consumível ER70S-6 obtidas a partir do ensaio de tração.	126
5.3.2 Microestrutura da Junta Soldada com ER70S-6.....	136
5.3.3 Dureza da Junta Soldada com ER70S-6	140
5.3.4 Características da Junta Soldada com ER70S-6.....	142
5.3.5 Resistência ao Impacto Charpy da Junta Soldada com ER70S-6.....	146
5.4 CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA COM CONSUMÍVEL ER110S-G.....	149
5.4.1 Propriedades mecânicas da junta soldada com consumível ER110S-G obtidas a partir do ensaio de tração.	150
5.4.2 Microestrutura da Junta Soldada com ER110S-G.....	152
5.4.3 Dureza da Junta Soldada com ER110S-G	155
5.4.4 Características da Junta Soldada com ER110S-G	159
5.4.5 Resistência ao Impacto Charpy da Junta Soldada com ER110S-G	161
6 CONCLUSÕES	164
7 TRABALHOS FUTUROS	166
REFERÊNCIAS.....	167
APÊNDICES.....	175

Comentado [WAdM1]: Se as regras permitirem, acho esta forma de colocação dos itens mais elegante e fácil de ler do que todos os itens alinhados na mesma linha à esquerda (como estava antes).

1 INTRODUÇÃO

Na indústria automobilística, existe forte demanda por redução de peso dos veículos, aumento da segurança dos passageiros, diminuição da emissão de CO₂ e economia de combustível.

Com a crescente preocupação sobre o efeito estufa gerado pelo homem, as legislações internacionais estão se tornando mais rigorosas com relação aos níveis de emissão de poluentes por veículos automotores e com metas desafiadoras até 2020 (KEELER; KIMCHI, 2014). As montadoras estão à procura de projeto de engenharia e novos materiais capaz de atender às demandas que muitas vezes são antagônicas. Como por exemplo, aplicações estruturais exigem materiais caracterizados por alta resistência e tenacidade, muitas vezes conseguidos com aumento de espessura e peso, porém a economia de combustível e emissões de gases são melhorados quando a espessura e o peso do componente são reduzidos.

Além dos novos padrões globais para emissões e economia de combustível, os consumidores estão exigindo carros mais seguros, e os governos estão respondendo com novos testes e normas. Apesar da falta de uma regulamentação mais rigorosa no Brasil, hoje existe mídia especializada e o próprio consumidor acompanha os resultados dos testes de colisão (*crash-test*). Mesmo assim, verificamos lançamentos de carros no mercado brasileiro, cuja pontuação ficou sem nenhuma estrela no teste de colisão. Por exemplo, o carro mais vendido em 2016 no Brasil foi reprovado em proteção para adultos por causa de mau desempenho no teste de colisão lateral, que não é exigido no país (G1; 2017).

O teste de colisão consiste no impacto de veículos contra barreiras indeformáveis ou deformáveis. Na América Latina o teste realizado pelo *Latin NCAP* iniciou as avaliações em 2010. A avaliação é classificada em estrelas, sendo no máximo cinco. Quanto maior, mais seguro o veículo analisado é, oferecendo mais proteção aos ocupantes em caso de colisão (ALVES, 2016). A avaliação de *crashworthness* é a capacidade de uma estrutura de um veículo em deformar-se plasticamente e ainda manter uma proteção adequada para os ocupantes em eventos de impacto envolvendo elevada desaceleração.

Os resultados dos testes de colisão dos veículos afetam a decisão de compra

dos consumidores e conseqüentemente, impactam na estrutura, design e nos materiais empregados nos automóveis (KEELER; KIMCHI, 2014). Assim, novamente, a demanda é conflitante, as montadoras e autopeças buscam materiais de maior resistência, mas no caso de uma colisão de automóvel, por exemplo, precisam ter uma boa deformação.

Para a concretização desses objetivos, fez-se necessário migrar dos aços tradicionalmente empregados. Os aços avançados de alta resistência (AHSS- *Advanced High Strength Steels*) estão sendo utilizados há alguns anos desde o início de seu desenvolvimento em meados da década de 1990, no entanto, com pesquisas adicionais e novas tecnologias, as montadoras estão empregando esses aços em mais aplicações. Os aços AHSS possuem combinações únicas de propriedades mecânicas e dos materiais. A melhoria no processo de fabricação pelas siderúrgicas, em muitos casos, foram os principais contribuintes para o desenvolvimento e implementação desses novos aços. Vários mecanismos são empregados para atingir uma gama de resistência, ductilidade, dureza e propriedades de fadiga (TAMARELLI, 2011).

A família AHSS inclui *Dual Phase* ou aços bifásicos (DP), *Complex-Phase* ou de fases complexas (CP), Ferrítico-Bainítico (FB), Martensítico (MART), *Transformation Induced Plasticity* ou plasticidade induzida por transformação (TRIP), entre outros. A principal diferença entre os aços convencionais de alta resistência e os aços avançados de alta resistência encontram-se em suas microestruturas. Os aços AHSS diferem dos aços HSS devido sua microestrutura que contém uma fase diferente de ferrita/ perlita, como por exemplo, martensita, bainita, austenita

Os aços *complex phase* possuem uma boa combinação de alta resistência e ductilidade. Sua microestrutura é constituída por um agregado de várias fases, sendo a matriz composta de ferrita e bainita, de granulação muito fina, e em quantidades residuais, a presença de martensita, constituinte MA (martensita – austenita), perlita e austenita retida. Por ser microligado, normalmente, ao titânio, nióbio, vanádio, molibdênio, boro e/ou cromo, apresenta carbonetos finos e “estáveis” na sua matriz (MESPLONT, 2002).

A evolução dos aços foi possível devido melhores laminadores e maiores controles de processo. Anteriormente, os grandes desafios eram em produzir aços com maiores limpidez e/ou microligados, portanto os desafios eram na obtenção da placa, no processo de refino e lingotamento. Atualmente, muitos são os desafios na

etapa de laminação, com controles nos parâmetros de processo, tais como, temperaturas de laminação, taxas de deformação e resfriamento.

Atualmente, as bobinas de aços *complex phase* laminadas a quente empregadas no país são importadas, visto que, atualmente, nenhuma siderúrgica no Brasil tem esse material desenvolvido. As principais montadoras têm interesse em obter esse material nacional visando redução de custos e *lead time*.

Existe no mercado o *complex phase* na versão como laminado a quente e laminado a frio. Esses aços são aplicados na indústria automobilística, em para-choques, barra de segurança de portas, coluna B, partes de suspensão automotiva, entre outros. São peças fundamentais para garantir a segurança dos passageiros no caso de colisão e, em alguns casos, não recuperáveis, como por exemplo, no caso da coluna B.

Para a realização desse trabalho foi utilizado o aço *complex phase* da classe 800 MPa como laminado a quente. Foi escolhido este aço devido à elevada demanda das empresas do setor automobilístico para o desenvolvimento deste aço de fabricação nacional. Com o emprego deste aço, de alta resistência e boa ductilidade, é possível aumentar a segurança do automóvel, reduzir a espessura da peça e, portanto, gerar redução de custo. Além disso, existem poucos trabalhos sobre o aço *complex phase* e seu desempenho após o processo de soldagem. Portanto, apesar do aço está cada vez mais sendo empregado em peças de segurança do automóvel, constatou-se, porém, que na literatura são poucos trabalhos sobre sua aplicação.

Atualmente, no processo de soldagem dos aços *complex phase* são utilizados consumíveis da classe ER70S-6, cuja resistência à tração é superior a 480 MPa (AWS A5.18/A5.18M, 2001). No entanto, os aços *complex phase* apresentam resistência à tração acima de 780 MPa. Portanto, a resistência à tração do metal base, no caso o *complex phase*, é de, aproximadamente, 60% acima da resistência do consumível da solda empregada.

Como as indústrias automobilísticas estudadas empregam o consumível da classe ER70S-6, neste estudo, foi utilizado além desse consumível, o arame ER110S-G. Este último apresenta resistência à tração acima de 760 MPa. Portanto, a resistência do consumível ER110S-G é similar ao do metal base. Foram utilizados dois diferentes tipos de consumíveis a fim de indicar as melhores práticas de soldagem para este material.

A indústria automobilística geralmente emprega soldagem robótica GMAW para confeccionar as peças. Assim, neste trabalho, as amostras foram soldadas através do processo GMAW robótica pulsada.

O *complex phase* tem grande potencial de utilização na indústria automobilística ainda não totalmente explorado.

2 OBJETIVOS

Esta dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica teve como objetivos os descritos nos itens a seguir.

2.1 OBJETIVO GERAL

- ✓ Selecionar a melhor combinação de consumível e processo de soldagem para o aço *complex phase* grau 800 MPa, laminado a quente, que está em término de desenvolvimento na USIMINAS.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Comparar as propriedades mecânicas e microestruturais de aços *complex phase* grau 800 MPa com amostras soldadas desse aço com consumível empregado pela indústria automobilística, ER70S-6;
- ✓ Caracterizar a microestrutura e propriedades mecânicas dos aços *complex phase* da classe 800 MPa;
- ✓ Executar testes de soldagem GMAW e ensaios para qualificação de um procedimento de soldagem e avaliar os resultados obtidos;
- ✓ Emitir uma Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) do aço *complex phase*.

3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

3.1 DEFINIÇÃO DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA – AHSS (ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS)

Os aços automotivos podem ser classificados de maneiras diferentes. As designações comuns são: 1) por denominação metalúrgica; 2) pela resistência mecânica do aço e 3) por outras propriedades mecânicas (KEELER, 2014).

A denominação metalúrgica fornece alguma informação de processo, que incluem: a) aços de baixa resistência: aços com interstícios livres e os aços-carbono; b) aços convencionais de alta-resistência (*High Strength Steel* – HSS): aços carbono-manganês; aços endurecíveis; aços com interstícios livres de alta resistência; aços de alta resistência; aços de baixa liga; c) aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel* – AHSS): aços *dual phase* (bifásicos); aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP); ferrítico-bainítico; aços *complex phase* (fases complexas) e aços martensíticos (KEELER, 2014).

Um segundo método de classificação importante é pela resistência mecânica do aço. Por isso, muitos autores usam os termos HSS e AHSS para denominar todos os aços de alta resistência. Porém, outros usam limites definidos para classificar diferentes níveis de resistência. Um sistema define os aços convencionais de alta resistência (HSS) como os que possuem limite de escoamento entre 210 e 550 MPa e limite de resistência entre 270 e 700 MPa, enquanto os aços avançados de alta resistência (AHSS) possuem limite de escoamento maior que 550 MPa e limite de resistência maior que 700 MPa (SILVA, 2012). A terceira classificação é feita por outras propriedades mecânicas, como alongamento total, expoente de encruamento (n) e outros (KEELER, 2014).

3.2 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

Nos seus primeiros anos, a carroceria e plataforma do automóvel eram de madeira. No início dos anos de 1900, o aço passou a ser utilizado nas carrocerias, no entanto, o chassi continuava sendo em madeira. A partir de 1910, com o aumento da potência dos motores e melhoria da tecnologia, começou a empregar aço no chassi e na maior parte da carroceria. Registra-se a produção do primeiro carro todo em aço em 1915, fabricado pelo inglês Edward Budd (RIBEIRO, 2011).

Os aços laminados a quente foram intensivamente aplicados nos carros, na década de 1920. Isto ocorreu em razão do aprimoramento dos laminadores e do surgimento do material bobinado (RIBEIRO, 2011).

Na década de 1930 surge o processo de recozimento em caixa e assim, aços mais finos são aplicados nas carrocerias, tornando os desenhos mais “curvados” (MARRA, 2008).

Após a Segunda Guerra, com a recuperação econômica das nações mais desenvolvidas, os automóveis passaram a ser produzidos em grande escala. Na década de 1960, a demanda por carros cresceu drasticamente, assim o número de modelos de automóveis aumentou e as mudanças do modelo tornaram-se mais frequentes. A cobrança por automóveis com melhores designers e menores custos obrigou as siderúrgicas a desenvolverem aços de melhor qualidade e maior estampabilidade. E isso foi possível com melhorias no refino, como a desgaseificação a vácuo, e novas tecnologias, como o recozimento contínuo (WUPPERMANN, 2007).

Nos anos 1960, tinham-se os automóveis com projeto do tipo *body-on-frame*, ou chassi e carroceria separados, com uma utilização maciça de aços carbono comum (aços doce e aços C-Mn). Apesar da estrutura monobloco, tipo de carroçaria integral que apresenta elevada rigidez estrutural e que desempenha igualmente o papel de chassi, ter sido introduzida pela fábrica italiana Lancia em 1922, somente na década de 1960 o monobloco ganhou espaço em grande escala nos carros (MARRA, 2008).

Após a crise do petróleo nos anos 1970, a indústria automobilística direcionou seus esforços para aumentar a eficiência dos combustíveis nos automóveis. Assim a redução do peso do veículo começou a ser perseguido como o método mais óbvio e

eficaz para economizar combustível.

Nos anos 1980, o objetivo foi redução do peso dos veículos, passando-se a produzir carros com estrutura *unibody*. Nesta época, iniciou-se uma maior aplicação de plásticos e fibras na carroceria e estrutura dos carros, competindo com o aço (MARRA, 2008).

O aumento da utilização de plásticos e fibras fez com que as siderúrgicas buscassem novos aços, mais resistentes, visando reduzir a quantidade de material para produzir a mesma peça.

Então, ao longo dos anos 1980 surgiram diversos novos tipos de aços, como os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA- *High Strength Low Alloy*) e microligados refosforados, tanto laminados a quente (aplicados em chassi e rodas), quanto laminados a frio (carrocerias e peças de reforço / segurança). Apareceram também os aços laminados a frio ultra-baixo carbono (IF - *interstitial free*), de destacada conformabilidade e os aços envelhecíveis *Bake Hardening* (BH) acalmados ao alumínio para painéis de fechamento (WUPPERMANN, 2007). A evolução dos aços após 1975 pode ser visualizada na Figura 1.

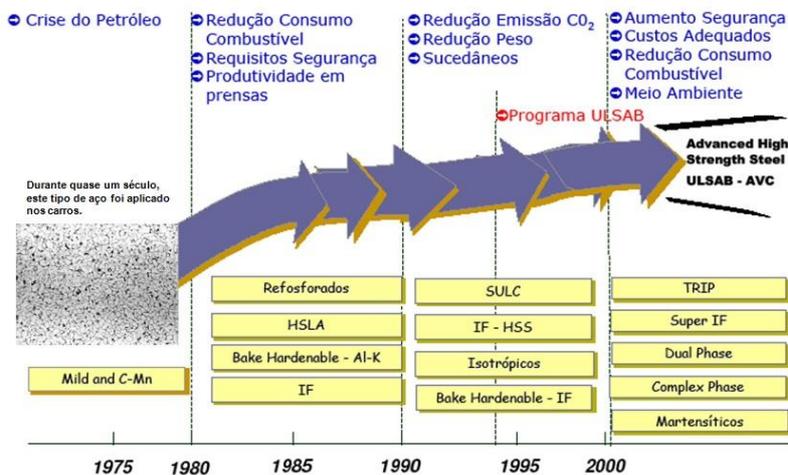


Figura 1: Evolução histórica dos aços para o setor automotivo.

Fonte: Marra (2008)

Após as crises do petróleo, a indústria automobilística continuou demandando por maior economia, os consumidores estavam cada vez mais exigentes com a

qualidade e aumentou a preocupação com o meio ambiente. Em 1994, um consórcio com os principais produtores de aço mundiais foi formado para desenvolver o ULSAB (*UltraLight Steel Auto Body*), como é conhecido o projeto de criação de uma carroceria para veículos ultraleve. Os produtores de aços laminados de todo o mundo se uniram para conceber e validar o projeto do ULSAB, com a meta de reduzir o peso das estruturas do automóvel, atender uma ampla exigência de segurança, mantendo ou melhorando o desempenho. Um dos principais contribuintes para o sucesso do ULSAB foi o grupo de novos tipos de aços chamados de AHSS, aços avançados de alta resistência (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

Foi demonstrado no Projeto ULSAB finalizado em 1998, que o uso de Aços de Alta Resistência - HSS e Ultra Alta Resistência - UHSS contribuíam, significativamente, para a redução do peso do veículo, destacando-se os Aços Isotrópicos, *Interstitial Free* - IF, *Bake Hardening* - BH e Alta Resistência Baixa Liga - HSLA. Em relação à média dos dez carros da classe sedan quatro portas, tomados como referência, resultando em uma redução de peso da ordem de 25%. (ANDRADE et al., 2000).

A Figura 2 cita outros programas criados com o objetivo de demonstrar a capacidade do aço para atender às demandas de maior segurança, otimização de desempenho ambiental e eficiência de combustível, com custos viáveis. Como, por exemplo, o programa ULSAB – AVC e FSV - *Future Steel Vehicle*.



Figura 2: Programas de desenvolvimento de veículos.

Fonte: Adaptado de Keeler; Kimchi (2014) pela autora deste trabalho.

Como é possível verificar na Figura 2, ao longo dos anos, houve um aumento da participação dos aços de alta resistência nos programas de desenvolvimento de veículos. No Projeto ULSAB-AVC foram desenvolvidos conceitos considerando a aplicação de novos tipos de aços, os chamados aços avançados de alta resistência (AHSS). Neste projeto foram utilizados 100% de aços de alta resistência nas estruturas veiculares, sendo 82% de aços avançados de alta resistência - AHSS. Como resultado, alcançou uma redução no peso da ordem de 17% (ANDRADE et al., 2000; DIAS, 2013).

O projeto de carroceria em aço do FSV (*Future Steel Vehicle*) inclui 20 novos graus de aços AHSS a seu portfólio. Entre eles, os aços DP, TRIP, CP, TWIP e aços para conformação a quente (HF- *Hot Forming*), com resistências na ordem de GigaPascal (>1.000 MPa). O FSV possui um projeto de carroceria em aço com uma redução maior que 35% em relação a uma carroceria de referência e redução de aproximadamente 70% nas emissões ao longo do seu ciclo de vida. Além disso, atendendo às exigentes regulamentações de segurança e durabilidade do ano de 2020 (FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT, 2011). A Tabela 1 mostra o resultado do Programa FSV.

Tabela 1: Resultado do Programa FSV.

Estrutura do Corpo (massa)	FSV-1 BEV
Benchmark (kg)	290
Meta (kg)	190
Resultado Alcançado (kg)	187,7

Fonte: Future Steel Vehicle Overview Report (2011)

A meta do Programa FSV era obter uma carroceria para o veículo elétrico a bateria (BEV) de 190 kg. O resultado alcançado foi de 187,7 kg, portanto, atendeu a meta estabelecida de redução de peso da estrutura da carroceria do veículo utilizado como referência.

A Figura 3 ilustra um dos motivos do aumento da utilização dos aços avançados de alta resistência nos automóveis, que é o aumento da segurança dos passageiros no caso de uma colisão.

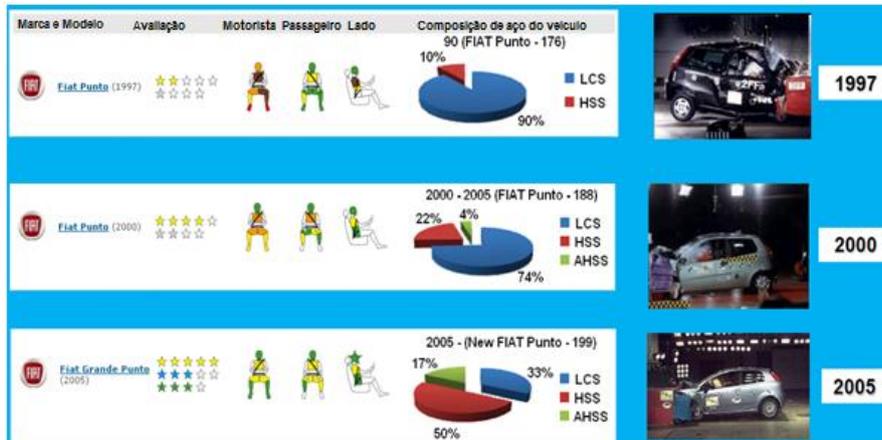


Figura 3: Resultados das avaliações de teste de colisão Euroncap em função da evolução dos aços.

Fonte: Ferreira (2016)

Em 1997, a composição de aço do veículo utilizado no exemplo, Fiat Punto, era de 90% de aços baixo carbono (LCS- *Low-Carbon Steel*) e 10% de aços de alta resistência (HSS). A pontuação obtida no teste de colisão foi de duas estrelas. Em 2000, o mesmo veículo obteve quatro estrelas no teste de colisão, onde a composição de aços do veículo era de 74% de aços baixo carbono (LCS), 22% de aços de alta resistência (HSS) e 4% de aços avançados de alta resistência (AHSS). A nova versão do automóvel, Fiat Grande Punto, em 2005, composta por 50% de aços de alta resistência (HSS), 33% de aços baixo carbono (LCS) e 17% de aços avançados de alta resistência (AHSS), obteve cinco estrelas para o passageiro adulto e quatro estrelas para ocupante criança, no teste de colisão Euroncap (FERREIRA, 2016). Portanto, a utilização de aços de maiores resistências nos automóveis além de reduzir o peso dos mesmos e, conseqüentemente, proporcionar economia, melhora a segurança dos mesmos.

A Figura 4 mostra uma classificação dos níveis de resistência em função do alongamento dos aços inseridos dentro do conceito de classificação de aços avançados de alta resistência.

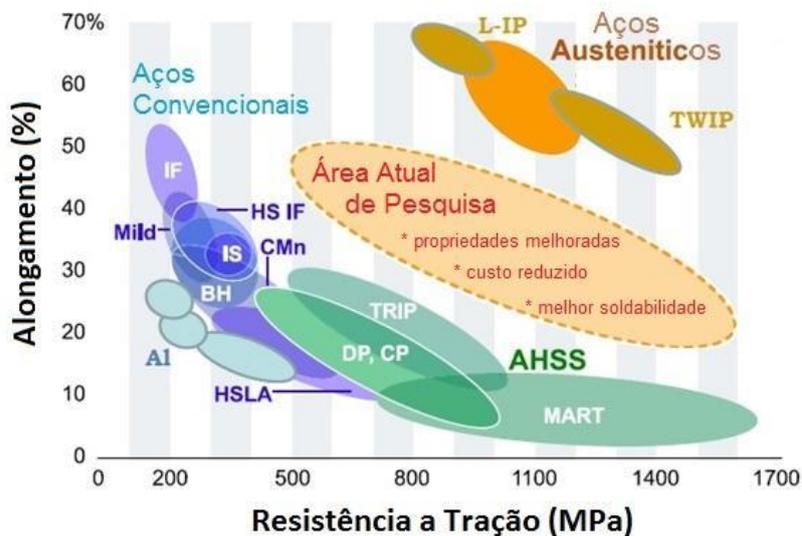


Figura 4: Diagrama de conformabilidade, ilustrando o range de propriedades dos graus dos aços.

Fonte: Taiss (2010).

Como é possível observar no diagrama, para os aços convencionais, o aumento do nível de resistência mecânica do aço leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua conformabilidade. Por exemplo, no caso dos aços IF, os mesmos apresentam uma boa conformação, ou seja, alongamento acima que 40% e baixa resistência mecânica, de aproximadamente 200 MPa. Ao comparar com um aço HSLA, este apresenta resistência à tração maior, porém um menor alongamento.

No entanto, o uso de microestruturas adequadas, como no caso dos aços AHSS, mais complexas do que ferríticas ou ferríticas-perlíticas, normalmente presentes nas ligas comuns de baixo carbono, isto é nos aços convencionais, permite minimizar a perda de ductilidade sob maiores níveis de resistência mecânica (GIPIELA, 2012; TIGRINHO, 2011).

Os aços comuns de baixo carbono apresentam microestrutura ferrítica-perlítica. Os aços *dual phase*, microestrutura ferrita e martensita. Os aços TRIP, são formados de ferrita, bainita, austenita retida e/ou martensita. Os aços *complex phase* possuem uma microestrutura extremamente fina composta de ferrita, bainita e pequenas quantidades de martensita, constituinte MA, perlita e/ou austenita retida.

Os aços TWIP (aços com plasticidade induzida por maclação), L-IP e aços inoxidáveis austeníticos de alta resistência são aços classificados como segunda geração dos aços AHSS. Esses aços apresentam excelentes propriedades mecânicas. Os aços TWIP possuem manganês muito alto, além de caro, é de difícil produção na aciaria devido susceptibilidade a trincas. Os aços L-IP possuem alumínio alto, assim também muito susceptíveis a trincas. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, devido ao teor elevado de cromo e níquel, encarecem a produção. Portanto, o custo elevado desses materiais de segunda geração inviabiliza a utilização na indústria automobilística (BOLT, 2008).

Como citado, os aços AHSS podem ser separados em geração. A Figura 5 ilustra as propriedades mecânicas dos aços avançados de alta resistência de primeira e segunda geração.

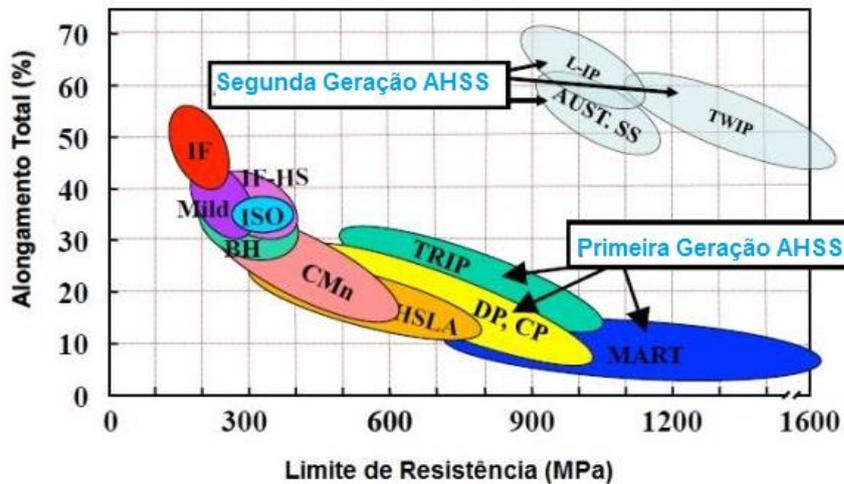


Figura 5: Diagrama de conformação (Primeira e Segunda Geração de Aços AHSS).

Fonte: Moor (2015).

É evidente na Figura 5 que existe uma diferença entre as propriedades dos aços avançados da primeira geração e da segunda geração e define uma faixa de propriedade para o futuro "terceira geração" de AHSS. A pesquisa atual é, portanto, focada em preencher essa janela de propriedade através de modificações ou novas rotas de processamento, onde a atenção especial deve, naturalmente, também ser dada à viabilidade industrial e relação custo-eficácia (MATLOCK et al., 2012).

Portanto, o objetivo das siderúrgicas atualmente é desenvolver novos aços que com propriedades mecânicas intermediárias entre a primeira geração e a segunda geração de aços AHSS, possibilitando uma melhora na conformação, mesmo ainda tendo uma queda do alongamento em função do aumento da resistência (MOOR, 2015). A terceira geração de aços AHSS está ilustrada na Figura 6.

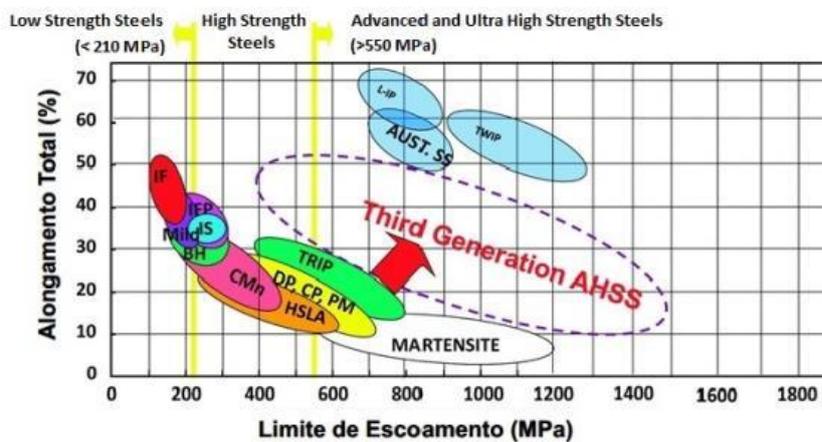


Figura 6: Diagrama de conformação (Terceira Geração de Aços).

Fonte: Lyden (2012).

A Figura 6 também ilustra a classificação dos aços em função da sua resistência mecânica. Alguns autores definem limites para classificar diferentes níveis de resistência, como pode ser verificado nesta figura, os aços convencionais de alta resistência (HSS) como os que possuem limite de escoamento entre 210 e 550 MPa e os aços avançados de alta resistência (AHSS) possuem limite de escoamento maior que 550 MPa (SILVA, 2012).

Antigamente, basicamente um único tipo de aço atendia o “esqueleto” básico de um automóvel. Hoje, são empregados diferentes aços para atender às diversas solicitações sofridas pelo veículo em movimento ou para suportar um possível impacto.

Há vários anos as usinas siderúrgicas vêm trabalhando no desenvolvimento desses aços de maior resistência mecânica e com conformabilidade melhorada. No entanto, uma ampla aplicação dos aços de alta resistência em muitas partes estruturais dos veículos ainda é limitada devido aos desafios em termos de

conformabilidade e *springback* (retorno elástico) (CHEN; KOÇ, 2007).

Além disso, algumas alterações ou adaptações se faz necessária nas montadoras para conseguir trabalhar com esses novos aços, tais como, reformulação da geometria das peças, mudanças nos conceitos de fabricação das ferramentas de corte e de repuxo, novas definições de prensas, entre outros fatores (SILVA, 2004).

3.2 AÇOS COMPLEX PHASE

O aço *complex phase* é um material classificado como avançado de alta resistência mecânica (AHSS) e que foi introduzido na arquitetura automotiva pelo projeto ULSAB. Na indústria automobilística mundial, atualmente, tem aumentado a participação dos aços *complex phase*. No Projeto ULSAB-AVC (1998~2004), na estrutura do corpo do veículo foram utilizados os tipos de aços conforme a Figura 7, onde a participação do aço *complex phase* foi de 1% em massa utilizada.

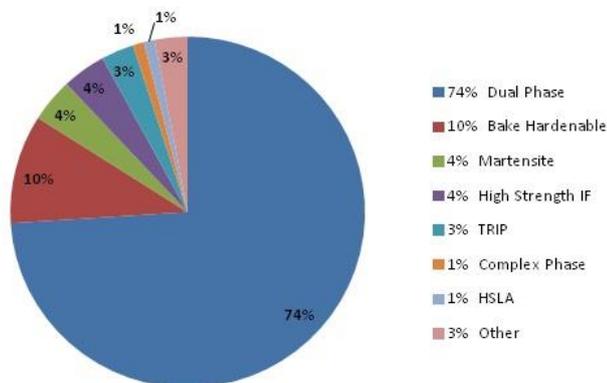


Figura 7: Projeto ULSAB-AVC: tipos de aços na estrutura do corpo do veículo.

Fonte: ULSAB-AVC Overview Report (2002)

O principal aço utilizado no Projeto ULSAB-AVC (1998~2004) foi o aço *dual phase* (DP), que representou 74% em massa do total utilizado. Enquanto o *complex phase* foi de apenas 1% em massa do total. No Projeto FSV (2010), foram adicionados 20 novos tipos de aços, dentro os quais, novos graus de aços *complex*

phase, como detalhado na Tabela 2. Houve um aumento significativo no emprego do aço *complex phase* na estrutura final do corpo do veículo quando comparado ao Projeto ULSAB-AVC.

Tabela 2: Exemplos dos principais aços planos utilizados nos projetos ULSAB-AVC e FSV.

Graus de Aços Usados no ULSAB-AVC	Graus de Aços Adicionados no FSV	
Mild 140/270	BH 280/400	CP 800/1000
BH 210/340	FB 330/450	CP 1000/1200
BH 260/370	HSLA 420/500	DP 1150/1270
IF 260/410	FB 450/600	MS 1150/1400
IF 300/420	TRIP 350/600	CP 1050/1470
DP 300/500	HSLA 550/650	HF 1050/1500
HSLA 350/450	TRIP 400/700	
DP 350/600	SF 600/780	
SF 570/640	CP 500/800	
DP 500/800	CP 600/900	
TRIP 450/800	CP 750/900	
DP 700/1000	TRIP 600/980	
MS 950/1200	TWIP 500/980	
MS 1250/1500	HSLA 700/780	

Fonte: Future Steel Vehicle Overview Report (2011).

Nesta, os aços são especificados da seguinte maneira: cada classe de aço é identificada pela sua condição metalúrgica, tensão de escoamento (MPa) e resistência a tração (MPa), conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 3: Designação dos tipos de aços

Tipo de Aço		Tipo de Aço	
Mild	<i>Mild Steel</i>	HSLA	<i>High-Strength Low-Alloy</i>
BH	<i>Bake Hardenable</i>	IF	<i>Interstitial Free</i>
CP	<i>Complex Phase</i>	MS	<i>Martensitic</i>
DP	<i>Dual Phase</i>	SF	<i>Stretch-Flangeable</i>
FB	<i>Ferritic Bainitic</i>	TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
HF	<i>Hot Formed</i>	TWIP	<i>Twinning-Induced Plasticity</i>

Fonte: Future Steel Vehicle Overview Report (2011).

Os materiais de estrutura do projeto FSV foram selecionados para alcançar as metas de desempenho e redução de massa. Compreende novas motorizações, cuja utilização está levando a ainda maior foco na redução do peso do veículo e, portanto, a seleção material. O projeto inclui variantes estruturais para o veículo elétrico a bateria (BEV), elétrico híbrido *plug-in* (PHEV-20 e -40) e células de combustível de veículos elétricos (FCEV). As Figura 8, Figura 9 e Figura 10 mostram

a participação de *complex phase* na estrutura veicular de acordo com sua motorização.

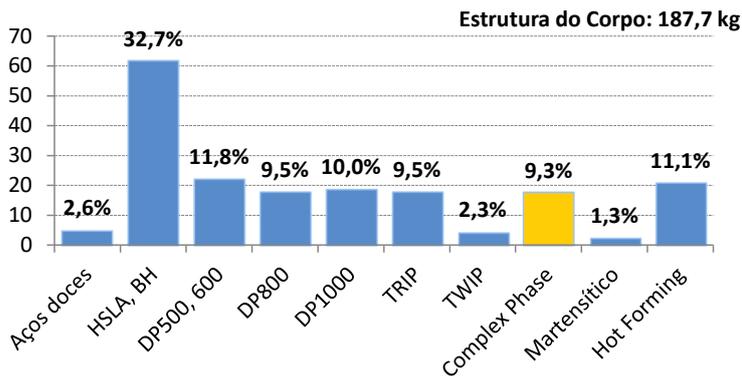


Figura 8: Distribuição dos graus de aços da estrutura do BEV.

Fonte: Future Steel Vehicle Phase 2 Report (2011)

Para atender a meta de redução de peso, entre outras já citadas, no Projeto FSV, em 2010, foram empregados 17,5 kg de aços *complex phase* no veículo elétrico a bateria (BEV), que representa 9,3% do peso total da estrutura do veículo (187,7 kg). Conforme visto na Figura 7, na primeira estrutura do corpo de veículo desenvolvida no Projeto ULSAB-AVC, em 2002, dentre os tipos de aços empregados, o aço *complex phase* foi utilizado em aproximadamente 1% do total de aço utilizado. Portanto, ocorreu um aumento significativo na utilização do *complex phase* (FUTURE STEEL VEHICLE PHASE 2 REPORT, 2011).

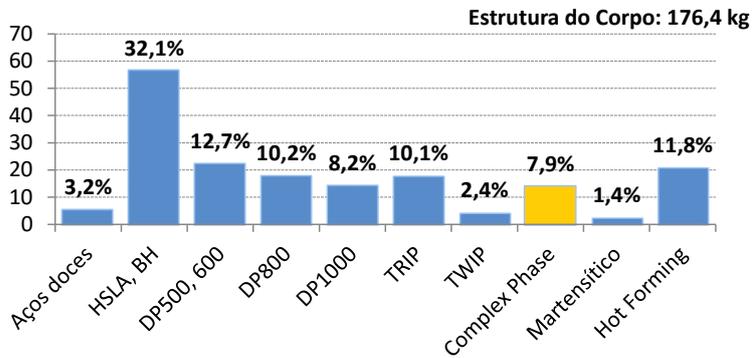


Figura 9: Distribuição dos graus de aços da estrutura do PHEV 20.

Fonte: Future Steel Vehicle Phase 2 Report (2011)

Para os diferentes tipos de motorização ocorreu um aumento no emprego do aço *complex phase* quando comparado ao primeiro projeto de redução de peso da estrutura da carroceria. No caso do veículo elétrico híbrido *plug-in* (PHEV-20), foram utilizados 14 kg de aço *complex phase*, ou seja, 7,9% da estrutura total do corpo do veículo (176,4 kg).

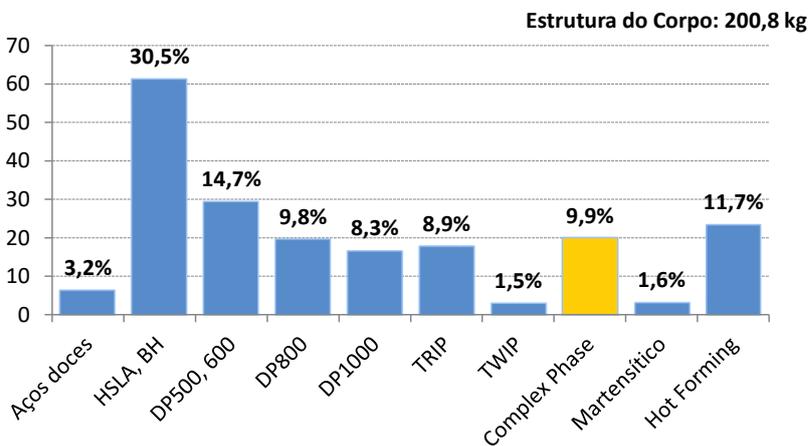


Figura 10: Distribuição dos graus de aços da estrutura do FCEV e PHEV40.

Fonte: Future Steel Vehicle Phase 2 Report (2011)

O resultado final da estrutura do veículo elétrico híbrido *plug-in* (PHEV-40) e

células de combustível de veículos elétricos (FCEV) foi um peso de 200,8 kg, onde 20 kg (9,9%) de aço *complex phase* (FUTURE STEEL VEHICLE PHASE 2 REPORT, 2011).

Resumidamente, os principais produtores de aço no mundo se uniram para buscar viabilizar uma estrutura veicular visando economia, redução de peso e maior segurança aos passageiros. Foi possível o atendimento das metas e objetivos, ao longo dos anos, graças à utilização de aços de maior resistência mecânica quando comparado aos que inicialmente eram empregados nas carrocerias dos automóveis. Entre esses novos tipos de aço, foi introduzido o aço *complex phase*.

3.2.1 Aplicações dos aços de *complex phase* na indústria automobilística.

Devido à selecionada composição química e processo especial de laminação a quente, os aços *complex phase* possuem uma microestrutura extremamente fina. A interação da microestrutura complexa e endurecimento por precipitação resultam em uma particular atrativa combinação de propriedades: alta resistência e resistência ao desgaste com boa conformação e soldabilidade (THYSSENKRUPP STEEL, 2014).

A capacidade para suportar as cargas estáticas e dinâmicas requeridas em um evento de falha é uma das principais considerações para definir o projeto da estrutura do veículo. Para as peças expostas, preocupações estéticas relacionadas à pintura, também são importantes (TAMARELLI, 2011).

Os aços *complex phase* possuem uma boa combinação de alta resistência, ductilidade e conseqüente tenacidade. Assim, são empregados na estrutura do veículo na zona em que se espera uma deformação, no caso de sofrer uma colisão, visando proteger os passageiros, como mostra na Figura 11, Tabela 4.



Figura 11: Principal zona de colisão de um veículo.

Fonte: Keeler; Kimchi (2014)

Antigamente acreditava-se que o automóvel mais “rígido” garantia a segurança dos ocupantes. No entanto, os *crash-tests* e os estudos mostraram que a elevada rigidez da estrutura acabava por matar em caso de acidente.

As zonas de deformação do veículo são desenhadas para que, em caso de colisão, não sejam totalmente rígidas e se deformem de forma progressiva, aumentando o tempo de desaceleração e absorvendo consideravelmente a força do impacto. Por outro lado, a área do habitáculo deve ser rígida e sem deformações visando evitar lesões ou mortes dos ocupantes. A Tabela 4 mostra os diferentes requisitos de segurança dos automóveis para a zona de deformação e o habitáculo de segurança.

Tabela 4: Diferentes requisitos de segurança das estruturas de veículos.

Crash Zone	Requisitos de Desempenho	Propriedades do Material Necessárias	Evidência de Desempenho	Seleção de Aço Potencial
Zona de Deformação	Alta absorção de energia em uma distância em caso de acidente	Alto <i>Work Hardening</i> , resistência e ductilidade	Grande área sob a curva tensão-deformação grande	Aços multifásicos (<i>Dual Phase</i> , <i>Complex Phase</i> , <i>TRIP</i>)
Compartimento de Passageiro (Habitáculo de Segurança)	Nenhuma deformação / intrusão durante um evento de colisão	Alta resistência ao escoamento	Limite de resistência a tração na curva tensão-deformação	Martensítico, <i>Hot Formed</i> , <i>Dual Phase</i> (>980 MPa)

Fonte: Keeler; Kimchi (2014)

Como resultado deste perfil de propriedades equilibradas, os aços *complex*

phase são predestinados para aplicações que contenham componentes de colisão com um elevado potencial para redução de peso (*light-weight design*) (VOESTALPINE STEEL DIVISION, 2016).

Dada a sua elevada capacidade de absorção de impacto, alta capacidade de deformação e resistência à fadiga, os aços *complex phase* são particularmente bem adequados para componentes de segurança do automóvel e para os componentes do sistema de suspensão, como, por exemplo, nas aplicações mostradas na Figura 12.



Figura 12: Exemplos de aplicações de aços *complex phase*. (a) placa de assentos para os bancos; (b) reforço do túnel; (c) barra de proteção para portas; (d) suporte de para-choques; (e) para-choques; (f) braço da suspensão.

Fonte: Arcelormittal (2016).

Assim, os aços *complex phase*, na fabricação de veículos, são utilizados em relevantes partes de colisão, tais como, longarinas, vigas de impacto lateral e coluna B. A utilização de aços *complex phase* para a coluna B poderá apresentar o dobro da resistência, por exemplo, quando comparado com um aço microligado convencional (THYSSENKRUPP STEEL, 2014).

A Figura 13 mostra exemplos de aplicações de aços *complex phase*, laminados a quente, cujo limite de resistência a tração mínimo é 800 MPa, denominado pela Thyssenkrupp como CP-W 800.

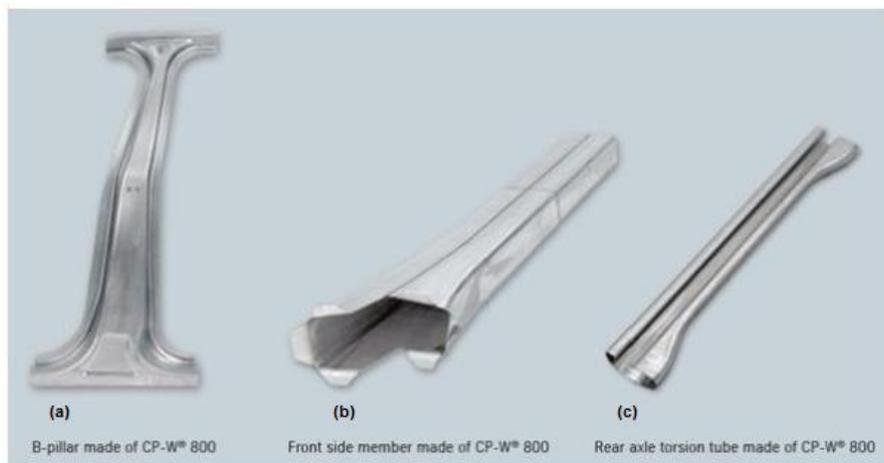


Figura 13: Exemplos de aplicações de aços CP-W 800 (laminado a quente): (a) coluna B; (b) membro do painel frontal; (c) tubo do eixo da suspensão.

Fonte: Thyssenkrupp Steel (2014).

3.2.2 Microestruturas dos aços de *complex phase*

Os efeitos da microestrutura sobre as propriedades mecânicas dos aços fazem do exame metalográfico uma necessidade para compreender e evidenciar as propriedades do material analisado (FUKUGAUCHI, 2010).

Os aços *complex phase* apresentam uma microestrutura complexa, assim a identificação precisa das fases é necessária para caracterizar os efeitos importantes da composição química e do processamento destes materiais (FUKUGAUCHI, 2010).

Aços *complex phase* apresentam uma morfologia bastante peculiar de fases duras (martensita e bainita) e de menor dureza intercaladas, combinadas com precipitados finos e dispersos entre as fases (LOMBARDO, 2011). Uma microestrutura típica de um aço complex phase é apresentada na Figura 14.



Figura 14: Microestrutura de um aço CP.

Fonte: Worldautosteel (2016)

A microestrutura dos aços *complex phase* contém pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita dentro da matriz de ferrita - bainita. Um refinamento de grão é gerado pela recristalização retardada e precipitação de elementos microligantes como o titânio e nióbio (WORLDAUTOSTEEL, 2016).

3.2.3 Processo de produção dos aços de *complex phase*.

Os aços *complex phase* podem ser produzidos como laminado a quente ou a frio. Atualmente, esses aços estão em fase de desenvolvimento pelas siderúrgicas nacionais. No entanto, no Brasil, as bobinas empregadas pela indústria

automobilísticas são importadas, principalmente da ThyssenKrupp e ArcelorMittal. A Figura 15 resume um fluxo de produção de uma usina siderúrgica.



Figura 15: Fluxo de Produção de uma siderurgia integrada.

Fonte: Diniz (2008)

3.2.3.1 Processo de produção dos aços de complex phase como laminados a frio

A obtenção da microestrutura multifásica na versão como laminado a frio ocorre no recozimento contínuo. Assim, na laminação a quente desse material a microestrutura obtida é ferrita-perlita. A rota de fabricação desse material é laminação a quente, decapagem, laminação a frio e recozimento contínuo.

Esse tratamento térmico que ocorre após a laminação a frio consiste em realizar um recozimento intercrítico (entre a A_{C1} e A_{C3} , ferrita + austenita) seguido de um resfriamento rápido e manutenção na temperatura isotérmica acima da temperatura de início da formação da martensita (M_s). Isto pode ser observado de forma esquemática no diagrama Fe-C da Figura 16, que a fração volumétrica de ferrita e o teor de carbono são controlados pela temperatura de recozimento intercrítico (T_{IA}) e tempo de recozimento.

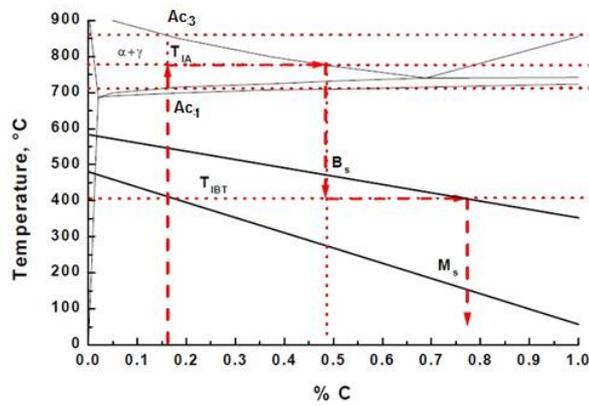


Figura 16: Diagrama Fe-C esquemático mostrando a variação de C na austenita durante um ciclo de recozimento intercrítico.

Fonte: Mesplont (2002).

Durante o resfriamento e patamar, uma parte da austenita transforma em bainita. A fração volumétrica de bainita é uma função da temperatura de recozimento intercrítico, que determina o teor de carbono na austenita e, conseqüentemente, a temperatura de formação da bainita (B_s), e da temperatura e tempo de transformação isotérmica da bainita (IBT). Durante o resfriamento ao ar subsequente, é formado martensita e pode conter alguma austenita não transformada (MESPLONT, 2002). O recozimento está esquematicamente mostrado na Figura 17.

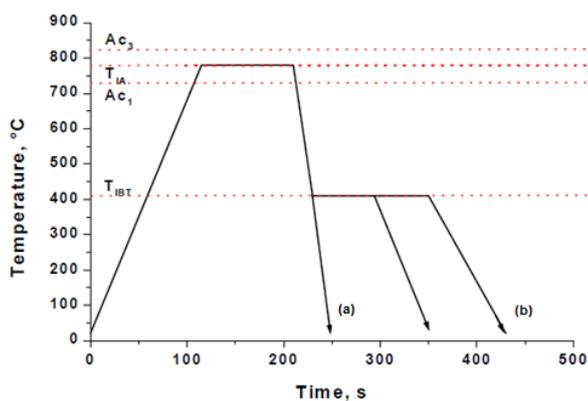


Figura 17: Representação esquemática do recozimento.

Fonte: Mesplont (2002).

Como dito anteriormente e mostrado na Figura 17, um dos fatores que determina a fração volumétrica de bainita na microestrutura final é o tempo de patamar na temperatura T_{IBT} , assim, um tempo maior como ilustrado pela linha (b) possibilita maior transformação de austenita em bainita e, conseqüentemente, uma menor fração de martensita. Enquanto um tempo menor no patamar, como ilustrado pela linha (a), forma uma microestrutura com menor fração de bainita e maior fração de martensita. O diagrama TTT (tempo-temperatura-transformação) na Figura 18 ilustra o que acontece durante o resfriamento após o recozimento.

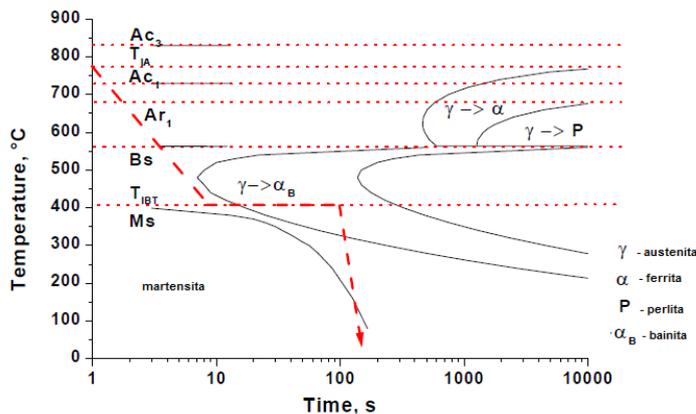


Figura 18: Resfriamento após recozimento representado no diagrama TTT.
Fonte: Mesplont (2002).

A linha tracejada vermelha ilustra no diagrama de transformação tempo-temperatura (Diagrama TTT) o recozimento de um aço para obter microestrutura típica de um aço *complex phase*.

3.2.3.2. Processo de produção dos aços *complex phase* como laminados a quente

A versão “como laminado a quente” é produzida através de processamento termomecânico. A Figura 19 mostra um esquema de laminação a quente de um aço *complex phase* e as alterações microestruturais ao longo do processamento do mesmo.

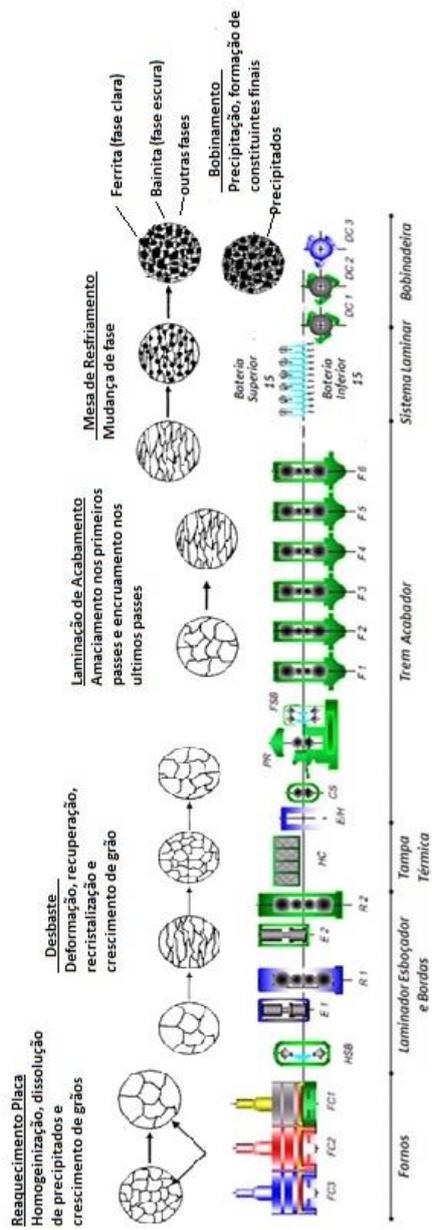


Figura 19: Esquema de laminação a quente de um aço *complex phase* laminado a quente.

Fonte: Adaptado de Sarkar (2008) pela autora deste trabalho.

Na versão como laminado a frio, a obtenção da microestrutura final do material ocorre no recozimento contínuo, no caso da laminação a quente, a microestrutura desejada final é obtida diretamente no laminador a quente.

Primeiramente, as placas são aquecidas no forno de reaquecimento de placas e mantidas por tempo suficiente para promover a dissolução de partículas de precipitados presentes nas placas. Para assim os elementos que compõem estes precipitados estejam disponíveis em solução sólida na matriz austenita, a fim de se precipitarem durante o processo de laminação, atrasando a recristalização estática da austenita. Após o reaquecimento, a primeira etapa, compreende na quebra da estrutura bruta de fusão para produzir grãos austeníticos equiaxiais. A laminação de acabamento envolve reduções na região de não recristalização da austenita, totalmente ou uma parte abaixo da temperatura de não recristalização. Seguido de resfriamento acelerado, com a abertura dos chuveiros da mesa de resfriamento, até o bobinamento do material (DINIZ, 2008).

A microestrutura e as propriedades mecânicas destes materiais podem ser ajustadas durante a laminação, no qual os parâmetros são controlados, tais como, grau de deformação, taxa de deformação, taxa de resfriamento, temperaturas de acabamento e bobinamento.

Um dos principais aspectos do processamento dos aços de *complex phase* laminados a quente está em desenvolver corretamente o resfriamento. Na etapa de resfriamento ocorre transformação de fase, resultando em matriz muito fina de ferrita-bainita. O bobinamento deve ocorrer na faixa de temperatura da formação de bainita (DIAS, 2014). No bobinamento, ocorre a precipitação de carbonetos que contribui no aumento da resistência do material.

3.2.4 Propriedades químicas e mecânicas de aços *complex phase*

A norma europeia BS-EN10338 é uma das normas internacionais utilizadas para aços multifásicos laminados a quente não revestidos (BRITISH STANDARD, 2015). Além das normas internacionais, as siderúrgicas ThyssenKrupp, ArcelorMittal e Tata Steel fornecem bobinas laminadas a quente de aços *complex phase* conforme especificações internas. As principais montadoras, tais como General Motors, Honda, Volkswagen, Toyota, também possuem normas internas específicas

para esse material. A Tabela 5 apresenta as propriedades mecânicas de tração para os aços *complex phase* laminados a quente, cujo limite de resistência é de aproximadamente 800 MPa.

Tabela 5: Propriedades mecânicas a tração especificados para o aço *complex phase* laminado a quente.

Especificação	Limite Escoamento (MPa)	Limite Resistência (MPa)	Alongamento (Lo=80mm) (%)	Direção
EN10338 HDT760C	660-830	≥ 760	≥ 10	Longitudinal
ThyssenKrupp CP W 800	680-830	≥ 780	≥ 10	Transversal
ThyssenKrupp CP W 660Y760T	660-820	760-960	≥ 10	Longitudinal
ArcelorMittal CP 750	620-750	≥ 750	≥ 10	Longitudinal
ArcelorMittal CP 800	680-830	≥ 780	≥ 10	Transversal
TataSteel CP-800-UC (típico)	680	780	12	Longitudinal

Fonte: EN10338 (2015), ThyssenKrupp Steel (2014); ArcelorMittal (2016); Tata Steel (2016).

Apesar da existência de normas específicas das siderúrgicas e montadoras, as mesmas utilizam como referência a euronorma EN10338 (2015), tanto para a propriedade mecânica, quanto para composição química. Os valores exigidos pelas normas das siderúrgicas de limite de escoamento e resistência são similares entre si, sendo que, quando especificado na direção longitudinal, é ligeiramente menor do que na direção transversal. A

Tabela 6 mostra as composições químicas em teores máximos especificados para o aço *complex phase* laminado a quente, de diferentes siderúrgicas, cujo limite de resistência à tração é de, aproximadamente, 800 MPa (% em massa).

Tabela 6: Composição química em teores máximos especificados para o aço *complex phase* laminado a quente (% em massa).

Especificação	C máx.	Mn máx.	Si máx.	P máx.	S máx.	Cr+Mo máx.	Nb+Ti máx.	Al máx.	V máx.	B máx.
EN10338 HDT760C	0,18	2,50	1,00	0,080	0,015	1,00	0,25	2,00	0,20	0,005
ThyssenKrupp CP W 800	0,18	2,20	0,80	0,080	0,015	1,00	0,15	2,00	0,20	0,005
ThyssenKrupp CP W 660Y760T	0,18	2,20	1,00	0,080	0,015	1,00	0,25	1,20		0,005
ArcelorMittal CP 750	0,25	1,40	0,40							
ArcelorMittal CP 800	0,10	2,00	0,25							
TataSteel CP-800-UC	0,18	2,20	1,00	0,080	0,015	1,00	0,25	1,2		0,005

Fonte: EN10338 (2015), ThyssenKrupp Steel (2014); ArcelorMittal (2016); TataSteel (2016).

Em função da necessidade de alta resistência a tração desse aço, o projeto de liga do material deve ser adicionado elementos de liga como nióbio, titânio, molibdênio, vanádio e/ou cromo. No caso da norma da ArcelorMittal, apenas é especificado o máximo de carbono, manganês e silício do aço, sendo que o silício é muito menor do que o permitido pelas normas das demais siderúrgicas para essa mesma classe de material. Hammer et al (2009) descreve em sua patente o método de fabricação para os aços *complex phase*, utilizando a composição química da Tabela 7(em peso).

Tabela 7: Composição química descrita na patente de fabricação de aços *complex phase*.

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Al (%)	N (%)	Cr (%)	Ti (%)
0,08-0,11	1,00-1,30	0,60-0,80	0,030	0,004	0,05	0,0060	0,30-0,80	0,060-0,120

Fonte: Hammer et al (2009)

Os elementos de liga têm grande influência nas propriedades mecânicas e na microestrutura dos materiais, dependendo do teor dos elementos de liga que este aço contenha serão verificadas diferentes características. O carbono, manganês e silício é a maneira mais econômica de aumentar a resistência. O carbono é o elemento de liga que exerce maior influência na faixa de temperatura de formação da bainita. No entanto, o carbono prejudica a tenacidade. O enxofre e fósforo são extremamente prejudiciais aos aços.

Além de elementos de liga comuns, tais como o manganês (Mn) e silício (Si), os aços *complex phase* têm pequenas quantidades de nióbio (Nb), titânio (Ti) e/ou vanádio (V) para formar finos precipitados. Estes elementos de microliga exercem um forte efeito de retardamento na transformação de austenita em ferrita, levando à formação de bainita e martensita. A presença de uma fração de volume significativo de bainita em aços *complex phase* fornece níveis de alta resistência (resistência a tração aproximadamente 800 MPa) com adequado alongamento (aproximadamente 10-15% de alongamento total) (SARKAR, 2008).

Elevado valor de resistência a tração pode ser conseguido com o aço *complex phase*. Os aços são caracterizados por boa conformação, alta absorção de energia e alta capacidade de deformação residual (MESPLONT, 2002).

Segundo a Arcelormittal (2016), com relação à propriedade de conformação dos aços *complex phase*, embora o alongamento final seja menor do que dos aços DP e TRIP, esses aços apresentam boa capacidade de conformação, para a sua elevada resistência mecânica. As curvas de limite de conformação, abreviadas como CLC, podem ser usadas para definir a máxima deformação sem a ocorrência da estricção localizada ou fratura pelas diferentes deformações. Na Figura 20 observa-se para diferentes graus de aços *complex phase* (laminado a quente) as curvas limites de conformação.

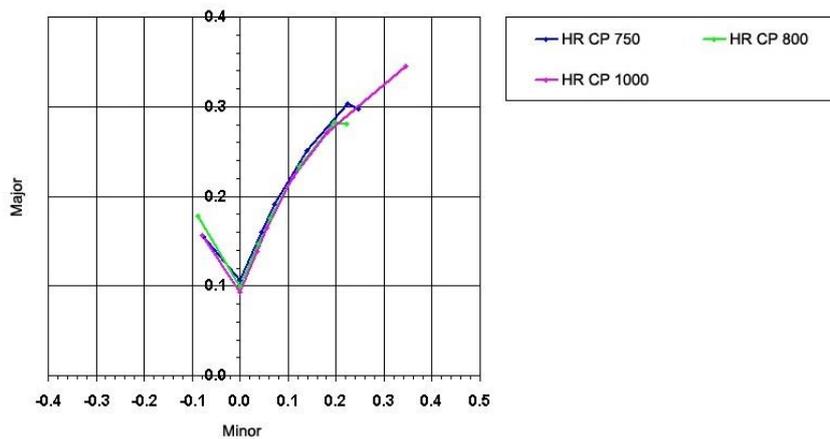


Figura 20: Curvas CLC de diferentes graus de aços *complex phase* laminado a quente de 3 mm de espessura.

Fonte: Arcelormittal (2016).

A curva CLC fornece um indicativo do nível e tipo de deformação que o material pode suportar quando submetido aos esforços da conformação. A região abaixo da curva representa a região de segurança e a região acima da curva é a região de ruptura ou falha.

Nas notas sobre aplicações e processamentos dos aços *complex phase*, da Thyssenkrupp Steel (2014), sobre sua conformação, a mesma cita que os aços são particularmente adequados a partes relevantes de impacto dos veículos, como pilares, vigas de impacto lateral e de pára-choque. Os aços *complex phase* laminados a quente também são aplicados em componentes do sistema de suspensão. O *complex phase* apresenta um limite de escoamento superior ao de um aço DP para um mesmo limite de resistência a tração. Atenção especial deve ser tomada na concepção de ferramentas de corte e de conformação. Em função de suas características de solidificação e capacidade de dobramento, os aços *complex phase* são uma interessante alternativa com relação ao aço DP de mesma resistência. Devido sua microestrutura extremamente fina, os aços *complex phase* apresentam boas propriedades de expansão de furo.

O gráfico mostrado na Figura 21 representa o comportamento no ensaio de expansão de furo de aços *dual phase* (DP) e *complex phase* (CP) de mesma resistência a tração (1000 MPa), no qual o *complex phase* apresenta resultados mais elevados.

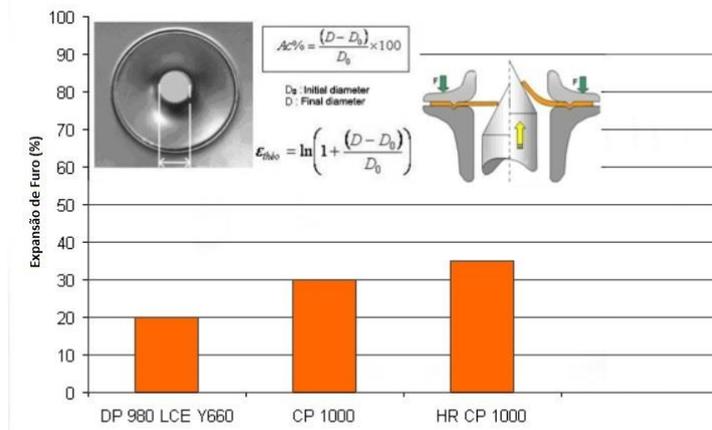


Figura 21: Resultados típicos de expansão de furo de aços DP e CP de LR=1000 MPa.

Fonte: Arcelormittal (2016).

Os resultados típicos de expansão de furo dos aços *dual phase* é 20%, *complex phase* laminados a frio é 30% e *complex phase* laminado a quente é 35%.

A expansibilidade de furos é um parâmetro de conformabilidade dos aços que são submetidos aos processos de estampagem. O ensaio de expansão de furos tem sido considerado como método apropriado para determinar o comportamento mecânico dos aços avançados de alta resistência submetidos a condições de estiramento e flangeamento (GIPIELA, 2012).

O comportamento do material no ensaio de dobramento pode ser observado na Tabela 8, na qual mostra os valores de raios mínimos encontrados durante dobramento, sentido de laminação e transversal, em amostras de aços *complex phase*, laminados a frio, com 1,5 mm de espessura.

Tabela 8: Resultados típicos de ensaio de dobramento em aços CP de 1,5 mm de espessura.

	Direção Longitudinal	Direção Transversal
<i>Complex Phase</i> 600	0	0
<i>Complex Phase</i> 800 Y500	0	0,5
<i>Complex Phase</i> 800 Y600	0,5	0,5
<i>Complex Phase</i> 1000	0,5	1

Fonte: Arcelormittal (2016).

A Figura 22 apresenta um esquemático do ensaio de dobramento.

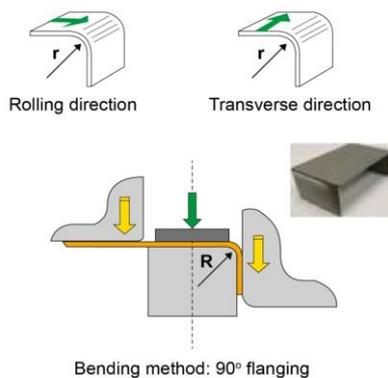


Figura 22: Ensaio de dobramento.

Fonte: Arcelormittal (2016).

Os aços *complex phase* apresentam boas propriedades de fadiga, portanto, são utilizados na fabricação de componentes da suspensão de veículos, como braços de suspensão (ARCELORMITTAL, 2016).

Segundo a Thyssenkrupp Steel (2014), os aços *complex phase* apresentam elevada durabilidade estrutural. Em termos de características da curva de tensão-deformação, o aço está em um nível mais elevado do que o *dual phase* e os aços austeníticos. Entretanto, eles são mais sensíveis ao alongamento excessivo.

Possui a alta resistência à deformação por colisão, devido apresentar elevado limite de escoamento, sem comprometer o alongamento na ruptura. Este grupo de materiais é, portanto, adequado, por exemplo, para partes de reforço do pilar A e pilar B, que são concebidos para evitar deformação dos componentes em caso de colisão (THYSSENKRUPP STEEL, 2014).

Segundo a Thyssenkrupp Steel (2014) e Arcelormittal (2016), entre outros autores pesquisados neste trabalho, os aços CP apresentam boa soldabilidade.

3.2.5 Comportamento mecânico e microestrutural dos aços *complex phase*: uma comparação com outros aços avançados de alta resistência.

Nos últimos anos, a redução do peso dos veículos para melhorar a eficiência de combustível tornou-se uma prioridade para a indústria automóvel. O projeto Ultra Light Steel Auto Body (ULSAB) foi iniciado em 1994 sob a liderança do Porsche Engineering Services, rapidamente se tornou um consórcio com a participação de 35 empresas siderúrgicas em 18 países ao longo de 5 continentes. O ULSAB-AVC é o projeto mais recente que visa oferecer soluções em aço para os desafios enfrentados pelos fabricantes de automóveis em todo o mundo para aumentar a eficiência de combustível, melhorar a segurança, melhorar o desempenho e custos mais baixos. A estrutura do corpo do veículo AVC é composta por mais de 80% de aços avançados de alta resistência. Esses aços incluem os *dual phase* (DP), TRIP, *complex phase* (CP) e os aços martensíticos. A Figura 23 mostra as propriedades de diferentes tipos de aços de alta resistência, laminados a quente, desenvolvidos no laboratório de LISM (Laboratório de ferro e siderurgia, da Universidade de Gante / Ghent University).

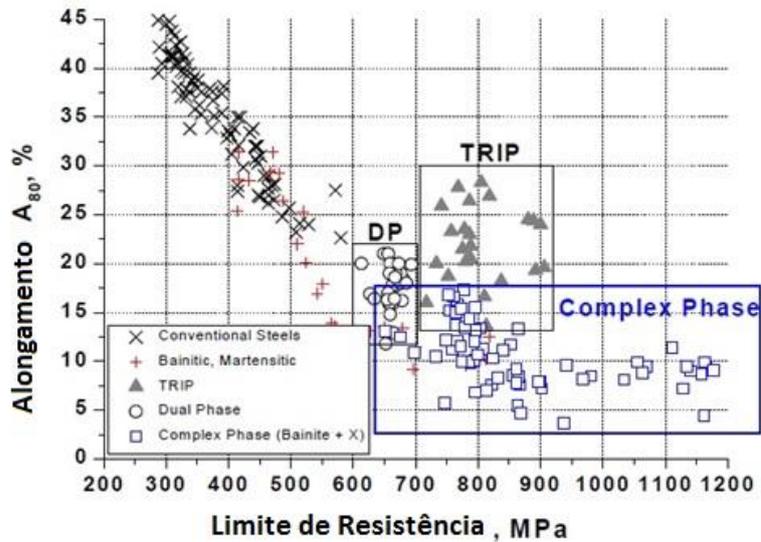


Figura 23: Propriedades de diferentes tipos de aços de alta resistência, laminados a quente.

Fonte: Mesplont (2002).

Os aços BH (*Bake Hardenable*), carbono-manganês, alta resistência baixa liga (HSLA) são exemplos de aços convencionais. Conforme observado na Figura 23, esse grupo de aço apresenta modesto alongamento quando a resistência a tração é maior 450 MPa. Os aços DP e TRIP combinam alta resistência e alongamento adequado, muito atraentes para a indústria automotiva. Ambos são conhecidos por terem excelente resistência a fadiga, característica importante para aplicação em discos de rodas, por exemplo. Os aços TRIP são interessantes para aplicar em partes de reforço, onde é importante a capacidade de absorver a energia no caso de uma colisão (MESPLONT, 2002).

Mediante essa característica mecânica de alcançar limites de resistência mais elevados que os aços *dual phase* e TRIP, os aços *complex phase* são particularmente mais adequados à produção de componentes estruturais automotivos de segurança (GIPIELA, 2012).

A Tabela 9 mostra uma visão geral das propriedades à tração típicas dos tipos de aços propostos no conceito da estrutura do veículo do Projeto ULSAB-AVC, onde mais de 80% dos aços utilizados são aços de alta resistência.

Tabela 9: Propriedades típicas de aços de alta resistência.

Classe de Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento Total (%)	valor n (5-15%)
BH 210/340	210	340	34~39	0,18
BH 260/370	260	370	29~34	0,13
DP 280/600	280	600	30~34	0,21
IF 300/420	300	420	29~36	0,20
DP 300/500	300	500	30~34	0,16
HSLA 350/450	350	450	23~27	0,14
DP 350/600	350	600	24~30	0,14
DP 400/700	400	700	19~25	0,14
TRIP 450/800	450	800	26~32	0,24
DP 500/800	500	800	14~20	0,14
CP 700/800	700	800	10~15	0,13
DP 700/1000	700	1000	12~17	0,09
Mart 950/1200	950	1200	5~7	0,07
Mart 1250/1520	1250	1520	4~6	0,065

Fonte: Mesplont (2002)

Conforme verificado na Tabela 9, o aço DP 500/800 e o aço CP 700/800 apresentam para o mesmo limite de resistência, 800 MPa, diferentes limites de escoamento, 500 MPa e 700 MPa respectivamente. Uma característica dos aços *dual phase* é uma baixa razão escoamento / resistência à tração (LE/LR), chave para uma boa conformação. No caso dos aços *complex phase*, a relação limite de escoamento / limite de resistência é mais elevada. Assim, os aços *dual phase* apresentam melhor conformação e os aços *complex phase* são mais indicados para aplicações que exijam alta resistência ou alto escoamento e boa conformação.

Em relação aos aços *dual phase*, os aços *complex phase* apresentam um alto limite de escoamento para o mesmo limite de resistência. Assim, os aços *complex phase* são mais indicados para aplicações que demandam uma alta capacidade de absorção de energia na estrutura de um veículo, tais como amortecedores e reforços de pilar B.

Uma forma de avaliar a conformabilidade de um material é a capacidade de expansão de furo, que é o quanto o material em torno de um furo estampado irá alongar antes de iniciar as trincas. A Figura 24 mostra um comparativo da capacidade de expansão de furo e aços avançados de alta resistência, considerando os valores de alongamento característicos dos mesmos (TATA STEEL, 2016)

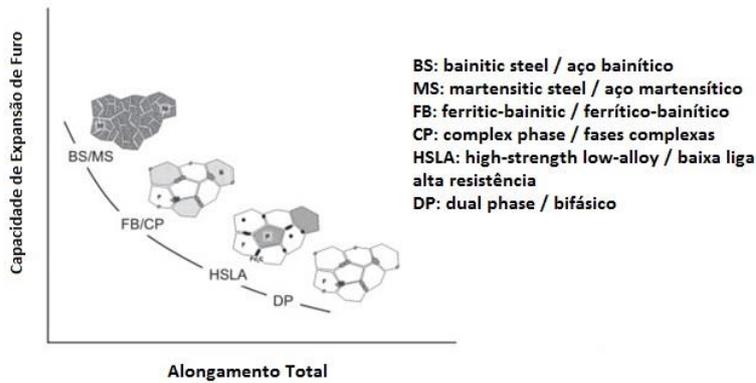


Figura 24: Comparativo da capacidade de expansão de furos de diferentes aços avançados de alta resistência.

Fonte: Tata Steel (2016).

Os aços *complex phase* apresentam uma capacidade de expansão de furo superior aos aços HSLA e *dual phase*, no entanto, apresenta um alongamento total menor. Além da conformabilidade, os desempenhos em fadiga e fadiga em solda, são cruciais para aplicações em chassis e suspensão, assim como é uma oportunidade de redução de massa. A Figura 25 mostra o resultado do ensaio de fadiga de aços *dual phase* e *complex phase* de mesmo grau de resistência à tração (800 MPa).

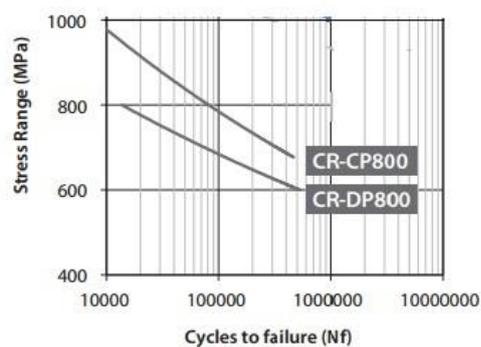


Figura 25: Curva S-N (tensão x número de ciclos) de aços *dual phase* e *complex phase*, laminados a frio, resistência de 800 MPa.

Fonte: Tata Steel (2016).

O desempenho de materiais em fadiga normalmente é caracterizado pela curva S-N, também conhecida como curva de Wöhler, que é um gráfico de tensão (S) por número de ciclos (N). A Figura 25 mostra que para o mesmo número de ciclos, a resistência à fadiga, que é a tensão máxima suportada para N ciclos sem romper, do aço *complex phase* é maior que do aço *dual phase*.

Uma comparação das curvas de resfriamento dos diferentes aços multifásicos e suas microestruturas é apresentada na Figura 26 (KRUPITZER, 2012). A microestrutura padrão de um aço *dual phase* consiste em uma fase macia, a ferrita e uma fase dura, a martensita. Os aços martensíticos possuem uma microestrutura principalmente de martensita, podendo conter, em quantidade residual, ferrita e/ou bainita (GIPIELA, 2012). Os aços TRIP consistem em uma microestrutura formada por ferrita, bainita, austenita retida e/ou martensita.

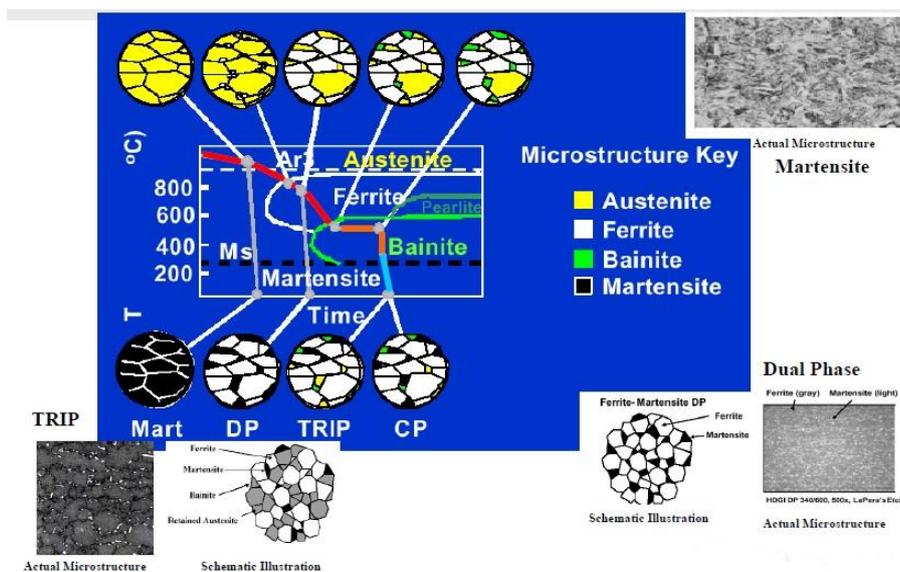


Figura 26: Curvas de resfriamento dos diferentes aços multifásicos e suas microestruturas.

Fonte: Krupitzer (2012)

Um importante parâmetro é a estratégia de resfriamento, que determina as transformações que ocorrerão. Variações nas temperaturas, tempo, velocidade, vazão de água, resultarão em diferentes transformações nos aços, obtendo microestruturas distintas.

3.3 MÉTODOS DE UNIÃO DOS METAIS

Os métodos de união dos metais podem ser divididos em duas categorias principais, isto é, aqueles baseados na ação de forças mecânicas macroscópicas entre as partes a serem unidas e aqueles baseados na ação de forças microscópicas. No primeiro caso, são exemplos a parafusagem e a rebiteagem, onde a resistência da junta é dada pela resistência ao cisalhamento do rebite ou parafuso, mais as forças de atrito entre as superfícies em contato. No segundo caso, são exemplos a soldagem, brasagem e colagem, na quais a união é obtida pela aproximação dos átomos e moléculas das partes a ser unido, ou com um material intermediário, até distâncias pequenas o suficiente para a formação de ligações químicas (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Atualmente, existe uma grande quantidade de processos de união e soldagem, adaptados às diferentes necessidades e abrangendo os diferentes materiais. A Figura 27, conforme apresentado na norma AWS A3.0M/A3.0 (2010), mostra um gráfico mestre de soldagem e os processos de união.

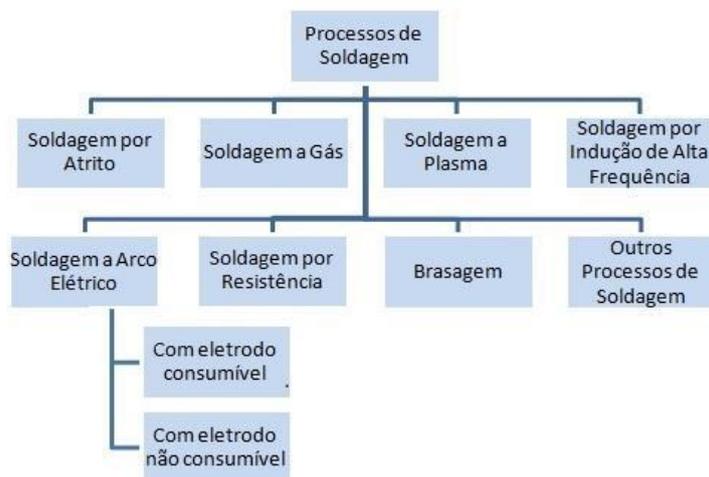


Figura 27: Gráfico de Soldagem e Métodos de União.

Fonte: Adaptado de AWS A3.0M/A3.0 (2010) pela autora deste trabalho.

3.3.1 Processo de Soldagem

A soldagem é definida pela AWS- American Welding Society como "Operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão ou por somente a aplicação de pressão, e com ou sem a utilização de metal de adição." (AWS A3.0M/A3.0, 2010).

A soldagem é amplamente utilizada na fabricação e recuperação de peças, estruturas e equipamentos. A soldagem, como o mais importante processo de união de metais empregado na indústria automobilística, apresenta aplicações variadas que abrangem produção de peças simples e de baixa sofisticação, até a produção de componentes complexos que, caso falhem, podem causar grandes prejuízos ou até mesmo colocar em risco a vida humana (RODRIGUES, 2013).

Portanto, atender os requisitos de qualidade, com melhor produtividade e menor custo de produção, justifica a escolha mais adequada do processo de soldagem a ser aplicado.

3.3.2 Processo de Soldagem a Arco

Devido ao grande número de processos de soldagem, os mesmos são agrupados em subgrupos. Dentre os processos de soldagem por fusão, os que utilizam o arco elétrico como fonte de energia são os mais empregados industrialmente. Alguns exemplos de soldagem a arco são mostrados na Tabela 10 (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Soldagem a arco refere-se a uma família de processos que dependem do calor extremo de um arco elétrico para produzir uma solda. Eles podem ou não conter metal de adição para realizar a solda (KEELER; KIMCHI, 2014).

Tabela 10: Exemplos de processos de soldagem a arco.

PROCESSOS	FONTES DE CALOR	TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	AGENTE PROTETOR OU DE CORTE	OUTRAS CARACTERÍSTICAS	APLICAÇÕES
Soldagem com Eletrodos Revestidos	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo + ou -	Escória e gases gerados	Manual. Vareta metálica recoberta por camada de fluxo	Soldagem de quase todos os metais, exceto cobre puro, metais preciosos, reativos e de baixo ponto de fusão. Usado na soldagem em geral.
Soldagem MIG / MAG	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Argônio ou Hélio, Argônio + O ₂ , Argônio + CO ₂ , CO ₂	Automática / mecanizada ou semi-automática. O arame é sólido.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga, não ferrosos, com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de tubos, chapas, etc. Qualquer posição.
Soldagem TIG	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou misturas destes.	Manual ou automática. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arame é adicionado separadamente.	Soldagem de todos os metais, exceto Zn, Be e suas ligas, espessura entre 1 e 6 mm. Soldagem de não ferrosos e aços inox. Passe de raiz de soldas em tubulações.

Fonte: Adaptado de Modenesi; Marques; Santos (2012) pela autora deste trabalho.

Os processos de soldagem a arco utilizam como fonte de calor para fusão localizada, o arco elétrico, que é uma descarga elétrica em um meio gasoso parcialmente ionizado. Na maioria dos casos, o arco elétrico é mantido entre um eletrodo e o metal base. Normalmente, o eletrodo é fundido pelo arco e fornece metal de adição para solda (eletrodos consumíveis), no entanto, existem processos em que o eletrodo não se funde de forma apreciável, como por exemplo, eletrodo de tungstênio (soldagem com eletrodos não consumíveis) (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

As tensões fornecidas pela fonte de alimentação são comumente de 60 V ou 80 V. Essas tensões são altas o suficiente para estabelecer e manter um arco, mas suficientemente baixa para minimizar o risco de choque elétrico. Uma vez que o arco é atingido, as tensões reais de arco, normalmente, variam entre 10 e 35 V. Corrente Contínua (CC) é mais comum, mas a Corrente Alternada (AC) é usada às vezes. Pulsada CC está se tornando uma característica comum em modernas fontes de energia de soldagem (KEELER; KIMCHI, 2014).

As dimensões e o formato do cordão de solda dependem da corrente e tensão elétrica fornecida ao arco. Estes, também influenciam na velocidade de soldagem, na grande maioria dos casos. A corrente na soldagem influencia na penetração do cordão de solda, velocidade de fusão do eletrodo e na taxa de deposição. A tensão controla o comprimento do arco e a largura do cordão de solda (MODENESI; MARQUES, 2006).

Quanto maior for a velocidade de soldagem, menor será a quantidade de energia recebida por unidade de comprimento da junta e, em geral, menores serão as dimensões do cordão (MODENESI; MARQUES, 2006).

3.3.3 Processo de Soldagem GMAW (MIG/ MAG)

3.3.3.1 Breve Histórico do Processo de Soldagem GMAW

O princípio que levou ao desenvolvimento do GMAW teve o seu início no século dezanove quando em 1801, Humphry Davy's descobriu o arco elétrico. Inicialmente, utilizava-se um eletrodo de carbono, inventado pelo russo N. Nikolaevich Benardos. O eletrodo de metal foi inventado pelo russo Nikolay Slavyanov e americano Charles. L. Coffin, no final do século de 19 (MOREIRA, 2008).

Um predecessor de GMAW (Gas Metal Arc Welding) foi inventado em 1920 por P.O Nobel, que trabalhava na época na General Electric. Ele utilizou um eletrodo com corrente direta e alterava a voltagem do arco para regular a penetração do metal de adição ao metal base, sem utilizar uma atmosfera de proteção.

A utilização de gases para fazer a proteção do processo foi desenvolvida durante os anos de mil novecentos e vinte, com a realização de várias experiências numa tentativa de melhorar os processos de soldagem, recorrendo a um gás de proteção. Contudo, foram H.M. Hobart e P.K. Devers que conduziram experiências similares, mas com gases diferentes, utilizando atmosferas de compostas por argônio e hélio, respectivamente. Em 1926 registraram a patente de um processo que utilizava gás de proteção em volta do arco (LIMA, 2008).

Em 1948, foi finalmente desenvolvido o conceito atual de GMAW, no Battelle Memorial Institute. Utilizava um eletrodo de pequeno diâmetro com arame de alimentação contínua, gás de proteção e uma fonte de corrente contínua. Apesar das elevadas taxas de deposição, o elevado custo dos gases inertes utilizados limitava o seu uso à soldagem de metais não ferrosos. A utilização de gases inertes tornou este processo conhecido como MIG – Metal Inert Gas. Em 1953, Lyubavskii e Novoshilov apresentaram o desenvolvimento do uso do gás dióxido de carbono (CO₂) e outras misturas como gás de proteção, ficando conhecido como MAG –

Metal Active Gas. Com a redução do custo, o processo GMAW tornou-se viável em escala industrial (LIMA, 2008).

3.3.3.2. Aspectos fundamentais do processo de soldagem GMAW

A soldagem a arco gás-metal, GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou MIG/MAG, como também é conhecido, é estabelecido um arco elétrico entre um eletrodo consumível nu alimentado continuamente (arame ou eletrodo) e o metal de base, sob a proteção constante de uma atmosfera gasosa (gás de proteção) (WAINER, BRANDI, MELO, 2004).

Os principais equipamentos do sistema de soldagem GMAW são a fonte de energia, a unidade de alimentação do arame de soldagem com seus controles, a tocha de soldagem com sua unidade de refrigeração e o sistema de alimentação de gás de proteção (SARNI, 2011). A representação do processo GMAW é apresentada esquematicamente na Figura 28.

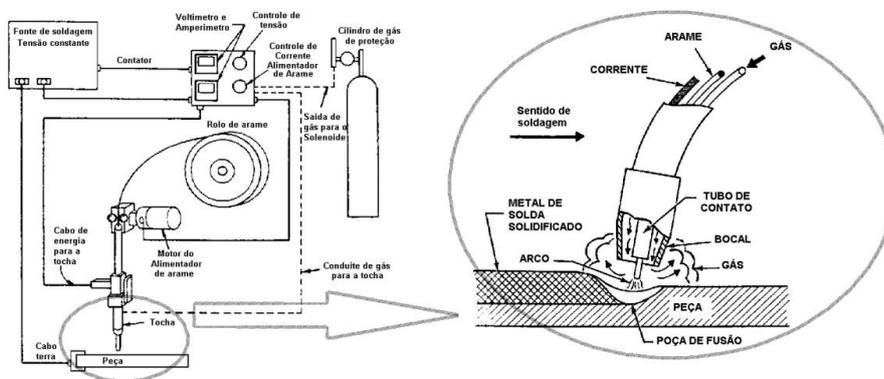


Figura 28: Representação esquemática do Processo GMAW.

Fonte: Romano (2002).

Quando os metais são aquecidos a temperaturas elevadas que se aproximam ou excedem o seu ponto de fusão, taxas de difusão são aceleradas e o metal fica muito susceptível à contaminação a partir da atmosfera. Elementos que podem ser mais prejudiciais são oxigênio, nitrogênio e hidrogênio. A contaminação a partir destes elementos pode dar origem à formação de fases fragilizantes, tais como

óxidos, nitretos e porosidades. A fim de evitar essa contaminação, o metal deve ser blindado (KEELER; KIMCHI, 2014).

A atmosfera gasosa pode ser de gás inerte, ativo ou uma mistura dos dois. Se este gás é inerte (Ar, He), o processo é chamado de MIG (*Metal Inert Gas*). No caso de o gás for ativo (CO₂ ou misturas Ar, O₂, CO₂), o processo é chamado de MAG (*Metal Active Gas*). Em geral, para aços ligados, são usados misturas de gases inertes com pequenas quantidades de gases ativos, enquanto que misturas mais ricas em gases ativos ou CO₂ puro são utilizados na soldagem de aços carbono (IFSC, 2009). Adições de CO₂ ou pequenas quantidades de O₂ junto com o argônio pode melhorar o fluxo da poça (KEELER; KIMCHI, 2014).

As principais vantagens e desvantagens do processo de soldagem GMAW estão listadas na Tabela 11.

Tabela 11: Vantagens e Limitações da Soldagem GMAW

VANTAGENS	LIMITAÇÕES
Pode, em princípio, soldar diferentes ligas metálicas.	Equipamento relativamente caro e complexo.
Permite soldagem em qualquer posição.	Pode gerar elevada quantidade de respingos.
Exige pouca limpeza após soldagem.	Pode apresentar dificuldade para soldar juntas de acesso restrito.
Elevada penetração.	Proteção do arco é sensível as correntes de ar.
Processo com eletrodo contínuo.	

Fonte: Modenesi; Marques; Santos (2012).

A soldagem GMAW pode, em princípio, soldar diferentes ligas metálicas e em qualquer posição. Além das vantagens citadas, o processo de soldagem GMAW se caracteriza pela alta produtividade devido à alimentação contínua do material a ser fundido (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

3.3.4 Influência dos parâmetros de soldagem na geometria da solda

As variáveis do processo de soldagem determinam as características finais do cordão de solda, tais como, acabamento, dimensões e propriedades mecânicas. Essas variáveis também influenciam na probabilidade de ocorrência de alguns tipos

de defeitos, como trincas, mordeduras, poros, entre outros (NILO JUNIOR, 2003).

As principais variáveis que impactam nas características do cordão de solda, são a corrente de soldagem (ou amperagem), tensão (ou voltagem), velocidade de soldagem, inclinação da tocha, proteção gasosa e velocidade de alimentação do arame. Alguns parâmetros podem ser alterados durante o processo de soldagem, outros não, que são definidos em uma etapa anterior a soldagem, como por exemplo, diâmetro e composição química do arame e o tipo de gás de proteção (MOREIRA, 2008).

A corrente de soldagem tem influência direta na taxa de deposição, no modo de transferência metálica e nas características geométricas do cordão. Sendo assim, sua escolha correta vai depender da espessura das peças a serem unidas, do diâmetro do eletrodo e das características desejadas dos cordões de solda (NILO JUNIOR, 2003).

Corrente de soldagem muito baixa causa inadequada penetração e assim acúmulo do metal de solda no metal de base. Quando todos os parâmetros são mantidos constantes, com o aumento da tensão, a área da junta soldada se expande, isto é, maior largura e menor altura do cordão, melhor molhamento (MOREIRA, 2008).

A velocidade de soldagem é a relação entre o caminho percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo gasto para percorrê-lo (MODENESI, 2012). Quanto maior a velocidade, menor a quantidade de calor cedida por unidade de área. A partir do controle da velocidade, pode-se controlar a penetração e o tamanho do cordão, sendo que velocidades excessivas provocam menor penetração e menor largura do cordão. A velocidade de soldagem deve ser selecionada em conjunto com a corrente para proporcionar a penetração desejada (NILO JUNIOR, 2003). A Figura 29 ilustra a relação entre as variáveis corrente, tensão e velocidade de soldagem e a penetração, largura e reforço do cordão de solda.

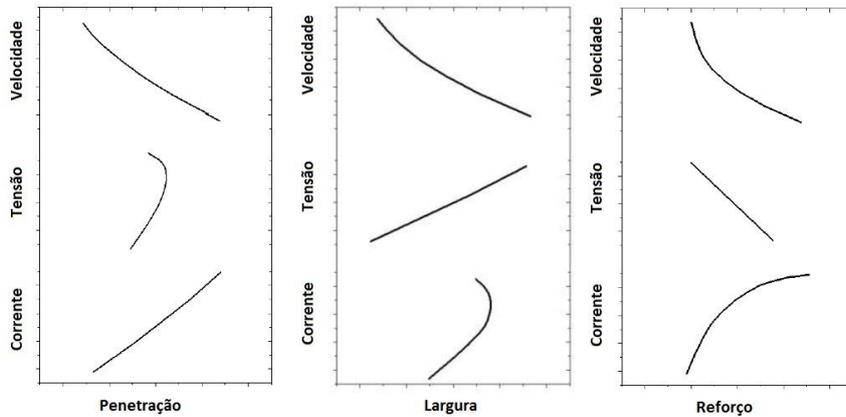


Figura 29: Relação esquemática entre as variáveis de soldagem corrente, tensão e velocidade, e (a) penetração, (b) largura e (c) reforço.

Fonte: Modenesi (2012).

Resumindo e simplificando, observando a Figura 29, pode-se afirmar que a corrente tem uma influência mais importante na penetração do cordão (maior corrente - maior penetração) e a tensão na sua largura (maior tensão - cordão mais largo). Ao aumentar a velocidade, diminui a penetração, largura e reforço do cordão de solda (MODENESI, 2012).

A influência da velocidade no reforço do cordão, ou melhor, na área depositada (A_d na Figura 30), está associada com a redução da quantidade de material de adição que é fornecido à solda com o aumento da velocidade de soldagem (v).

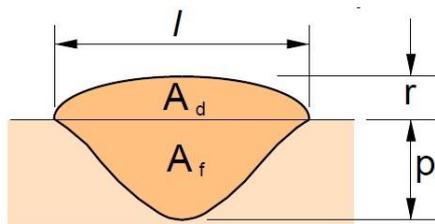


Figura 30: Características geométricas de um cordão de solda: p – penetração, r – reforço, l – largura, A_d – área depositada, A_f – área fundida.

Fonte: Modenesi (2012).

A velocidade de alimentação do arame governa o fluxo de corrente. Existe uma relação direta entre a velocidade do consumível e a corrente de soldagem e uma

relação inversa destas com o comprimento de arco. Portanto, altas velocidades de alimentação resultam em altas correntes de soldagem, o que pode acarretar o aparecimento de mordeduras e deformações no metal de base. Baixas velocidades geram falta de penetração, falta de fusão entre passes e formato irregular dos cordões de solda (NILO JUNIOR, 2003).

A diluição é a quantidade de metal de base que entra na composição do metal de solda. A Figura 31 ilustra esta condição, onde o valor da diluição é a massa do metal base fundido pela massa total da solda. Dependendo do procedimento utilizado, como o tipo de junta, consumíveis, temperatura de pré-aquecimento, podem existir grandes variações no valor da diluição. O controle da diluição em uma junta soldada é um importante fator a ser considerado no controle de alguns defeitos de soldagem.

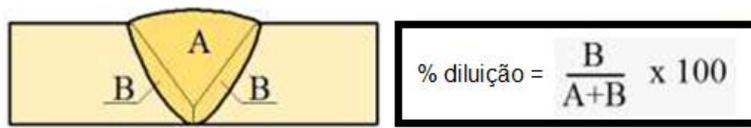


Figura 31: Medida da diluição na seção transversal de um cordão de uma solda de topo.

Fonte: Modenesi; Marques; Santos (2012).

3.3.5 Gás de proteção

A função primária dos gases de proteção é proteger o arame, a poça de fusão e o arco contra efeitos nocivos do ar atmosférico, os quais são compostos principalmente por oxigênio, nitrogênio e hidrogênio (SARNI, 2011). Estes componentes podem acarretar a formação de óxidos e, em menores proporções, nitretos. As consequências desse fato podem ser expressas por soldas deficientes com retenção de escória, porosidades e fragilizações do cordão. Portanto, precauções devem ser tomadas com o intuito de excluir esses gases nocivos das proximidades da poça de fusão, fato esse realizado através dos gases de proteção (NILO JUNIOR, 2003).

O gás de proteção também tem influência nas características do arco, modo de transferência, penetração e formato do cordão, velocidade de soldagem, tendência à

mordedura, ação de limpeza e propriedades mecânicas da solda. Os gases utilizados no processo GMAW podem ser inertes, ativos ou misturas destes gases, podendo conter pequenas quantidades de oxigênio ou CO_2 , os quais permitem aumentar, paulatinamente, a penetração nas adjacências (NILO JUNIOR, 2003).

Os principais gases de proteção são argônio, hélio e CO_2 . As diferenças físicas entre o argônio e o hélio são a densidade e a condutividade térmica. O argônio é mais denso que o hélio, fazendo que o mesmo seja mais efetivo na proteção do arco e no cordão de solda na posição horizontal. A condutividade térmica do hélio e do dióxido de carbono é muito maior que a do argônio; devido a isso, transferem mais calor à solda. Portanto, o hélio e o dióxido de carbono necessitam de uma tensão de soldagem maior para manter o arco estável (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). A Figura 32 ilustra o efeito do gás de proteção sobre o perfil de solda. Nesta figura é possível observar que ocorre alteração, basicamente, na penetração e diluição da solda.

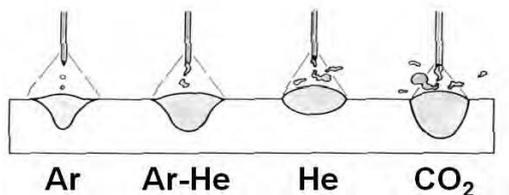


Figura 32: Contorno do cordão de solda e forma de penetração para os diferentes tipos de gases de proteção.

Fonte: Souza et al. (2016).

Destes dois gases, hélio e argônio, o argônio é o mais utilizado, por propiciar um arco mais estável. Devido baixo potencial de ionização também oferece algumas desvantagens quando são utilizadas chapas de aço, por reduzir a tensão, criando, desta maneira, baixa energia no arco e, portanto, menores níveis de penetração e aparecimento de mordeduras. Para aços carbono e de baixa liga, o custo da soldagem pode ser reduzido com o uso do CO_2 , o qual permite ainda a utilização de altas velocidades de soldagem e boa penetração da solda (NILO JUNIOR, 2003).

3.3.6 Arames para soldagem GMAW

No processo de soldagem GMAW, um dos principais fatores a considerar é a seleção adequada do arame. Basicamente, os principais fatores que influenciam na escolha do arame são: a composição química do metal de base, as propriedades mecânicas do metal de base, o gás de proteção empregado, o tipo de serviço ou os requisitos da especificação aplicável e o tipo de projeto de junta (FORTES, 2005).

Os arames para soldagem são constituídos de metais ou ligas metálicas que possuem composição química, dureza, condições superficiais e dimensões bem controladas. Consumíveis de má qualidade podem causar falhas de alimentação, instabilidade no arco e descontinuidades no cordão de solda (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

A especificação AWS - *American Welding Society* é a mais empregada. A classificação dos arames para soldagem de aços pelas especificações AWS A5.18 e A5.28, que engloba os arames sólidos e os arames com enchimento metálico, tem o formato conforme a Figura 33.



Figura 33: Formato da especificação para arames sólidos e arames com enchimento metálico, conforme AWS.

Fonte: Marques; Modenesi; Bracarense (2009).

Um eletrodo típico, AWS A5.18, é o ER-70S-6, onde "E" refere-se ao eletrodo e "R" refere-se a vareta, que significa que o metal de adição pode ser utilizado como um eletrodo para soldagem ao arco elétrico (GMAW) como vareta para soldagem a

gás (TIG / GTAW). O “S” distingue este metal de adição como sólido (versus “T” é designação para eletrodo tubular para soldagem GCAW ou “C” para eletrodo composto), o número, letra ou combinação número/letra que segue o “S” refere-se à algumas informações sobre o metal de adição, tais como, composição química, gás de proteção recomendado e/ou polaridade (KEELER; KIMCHI, 2014). O número “70” é a mínima resistência a tração do metal depositado, 70 ksi ou 483 MPa. O ER-70S-6 é o mais versátil dos arames para soldagem dos aços ao carbono, podendo ser utilizando em praticamente todas as aplicações industriais.

A Tabela 12 mostra uma tabela simplificada da resistência mecânica do metal de solda. Outras informações e restrições devem ser verificadas na AWS (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Tabela 12: Resistência mecânica do metal de solda.

Classificação	Gás de proteção	Lim. de resistência		Lim. de escoamento		Alongamento % mínimo
		psi	MPa	psi	MPa	
ER 70S-2 a 7	CO ₂	70.000	480	58.000	400	22
ER 70S-B2L	Ar/1-5%O ₂	75.000	515	58.000	400	19
ER 70C-B2L		80.000	550	68.000	470	19
ER 80S e 80C		90.000	620	78.000	540	17
ER 90S e 90C		100.000	690	88.000	610	16
ER100S		110.000	760	95.000	660	15
ER120S ou 120C		120.000	830	105.000	730	14

* Tabela simplificada. Consultar a especificação AWS para outras informações e restrições.

Fonte: Marques; Modenesi; Bracarense (2009).

O consumível ER70S-6 apresenta um limite de resistência de 480 MPa, inferior a resistência do ER110S-G, que é de 760 MPa. Na Tabela 13 é possível observar alguns exemplos de requisitos de composição química para o arame ou metal de solda contidas na especificação AWS.

Tabela 13: Requisitos de composição química para o arame ou metal de solda (% em peso).

Classificação	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
ER 70S-2	0,07	0,9-1,4	0,40-0,70	0,025	0,035	0,15	0,15	0,15	0,03	0,50
ER 70S-3	0,06-0,15	0,9-1,4	0,45-0,75							
ER 70S-4	0,06-0,15	1,0-1,5	0,65-0,85							
ER 70S-6	0,06-0,15	1,4-1,8	0,80-1,15							
E 70S-7	0,06-0,15	1,5-2,0	0,50-0,80							
E 70S-G	Não especificado									
ER80S-B2	0,07-0,12	0,4-0,7	0,40-0,70	0,025	0,025	0,20	1,2-1,5	0,40-0,65	–	0,35
ER80S-B6	0,10	0,4-0,7	0,50			0,60	4,5-6,0	0,45-0,65	–	0,35
ER90S-B9	0,07-0,13	1,25	0,15-0,30	0,010	0,010	1,0	8,0-9,5	0,80-1,10	0,15-0,25	0,20
ER100S-1	0,08	1,2-1,8	0,20-0,55			1,4-2,1	0,30	0,25-0,55	0,5	0,25
ER110S-1	0,09	1,4-1,8	0,20-0,55			1,9-2,6	0,50	0,25-0,55	0,4	
ER120S-1	0,10	1,4-1,8	0,25-0,60			2,0-2,8	0,60	0,30-0,65	0,3	

* Tabela simplificada. Consultar a especificação AWS para outras informações e restrições.
Valores únicos indicam teores máximos.

Fonte: Marques; Modenesi; Bracarense (2009).

Com relação aos requisitos de composição química para os diferentes tipos de consumíveis, o ER110S-G especifica níquel e molibdênio em sua composição, enquanto, o ER70S-6 não exige o mínimo desses elementos.

O consumível de soldagem escolhido deve proporcionar um depósito ou junta soldada com características mecânicas iguais ou superiores às características do metal de base (SARNI, 2011).

3.3.7 Modos de transferências

A transferência metálica em um processo de soldagem pode ser descrita como a maneira pela qual o metal de adição (ou eletrodo) é transferido para a poça de fusão. Os modos de transferências metálicas dependem de parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, polaridade, diâmetro e composição do metal de adição utilizado, comprimento do arco (tensão) e composição do gás de proteção. A transferência de metal ocorre, basicamente, por quatro mecanismos: spray, globular, curto-circuito e pulsada (SARNI, 2011).

A transferência pulsada é possível através de um equipamento especial,

portanto, considerada uma forma artificial de transferência. Enquanto os modos de transferência curto-circuito, globular e spray são considerados como modos de transferência naturais, conforme Figura 34.

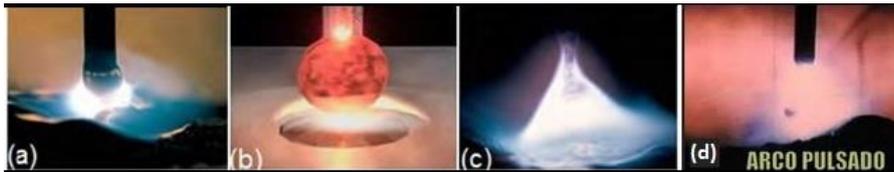


Figura 34: Modos de transferência: (a) curto-circuito, (b) globular, (c) spray e (d) pulsado.

Fonte: Adaptado de Sarni (2011) pela autora deste trabalho.

O modo de transferência influencia significativamente nas características operacionais do processo de soldagem, tais como, a sua estabilidade, quantidade de respingos, o formato do cordão, estabilidade do arco e a capacidade de fundir o metal de base (MODENESI, 2012).

A transferência por curto-circuito ocorre em baixas correntes e tensão do arco, a ponta do eletrodo encosta periodicamente na poça fundida, ocasionando um curto-circuito elétrico e a extinção momentânea do arco (RACHADEL, 2013). A passagem de metal é feita quando o eletrodo está em contato com a poça do metal fundido. Desde que o calor introduzido no processo seja baixo, a penetração da solda não tem a característica de ser profunda, contudo esta torna possível que a soldagem seja feita em todas as posições (SARNI, 2011).

Devido aos valores baixos de corrente e tensão durante a fase de arco aberto, e pelo fato de que durante parte do processo o arco se extingue, o calor transferido para a peça é reduzido (RACHADEL, 2013). Este tipo de transferência se torna instável devido à extinção e ignição do arco repetidamente.

O modo curto circuito, assim como os demais modos de transferência do processo GMAW, sofre a influência de vários parâmetros da soldagem, como, velocidade de alimentação do eletrodo, a composição do gás de proteção, voltagem e corrente (SARNI, 2011).

A transferência globular ocorre quando se utiliza tensão de arco de moderada à alta, acima do máximo recomendado para a soldagem por curto-circuito, na qual o metal se transfere através do arco. A transferência do metal acontece,

principalmente, por ação da gravidade, de forma irregular e em gotas com diâmetros maiores que os do próprio arame eletrodo, a uma frequência baixa. Sua utilização é limitada a posição plana, caracterizada por nível de respingos relativamente elevado e aspecto irregular do cordão de solda (RACHADEL, 2013). Neste modo de transferência em que a energia do arco é direcionada diretamente para baixo, o perfil da solda apresenta uma boa penetração. Uma certa estabilidade do arco pode ser conseguida utilizando CO₂ como proteção do arco a partir de um alto nível de corrente (SARNI, 2011).

Na transferência por spray ou aerossol, aumenta-se a corrente e a tensão de soldagem ainda mais, o arco voltaico apresenta um formato de leque e o material é transferido por meio de gotículas de diâmetro muito menor que o diâmetro do arame (SARNI, 2011).

O arco é bastante suave e estável, resultando em um nível bastante baixo de respingos durante a soldagem, o que confere alto grau de qualidade visual ao cordão de solda. Devido à energia do arco ser dispersa em forma de cone, o modo de transferência por spray confere uma penetração relativamente baixa, menor que a conseguida como o modo de transferência globular (SARNI, 2011).

Uma condição indispensável para que este modo de transferência possa ocorrer é que a corrente de soldagem esteja acima da corrente de transição. Quando a corrente de soldagem ultrapassa a de transição, há um grande aumento na frequência de transferência das gotas. Como neste tipo de transferência se trabalha com níveis de corrente e tensão relativamente elevados, isto dificulta a sua aplicação fora da posição plana e a soldagem de chapas finas. A corrente de transição varia em função do material e diâmetro do eletrodo, do seu comprimento energizado e do tipo de gás de proteção usado (RACHADEL, 2013).

O modo de transferência do arco pulsado alia as vantagens da transferência por spray e curto-circuito, obtendo-se uma transferência estável, de poucos respingos, bom acabamento superficial e boa geometria do cordão de solda. Além de que, com a utilização de baixo aporte de calor, possibilita a soldagem de chapas finas (RACHADEL, 2013).

3.3.8 Processo de Soldagem GMAW Pulsado

Com o advento da eletrônica, trazendo grandes mudanças nas fontes de soldagem, surge na década de 1960, o processo MIG pulsado, o qual revolucionou significativamente as técnicas convencionais anteriormente utilizadas (NILO JUNIOR, 2003).

Com o modo pulsado é possível à obtenção de uma transferência tipicamente por “spray”, com a vantagem de se utilizar baixas correntes médias, fato esse que permite sua utilização na soldagem de chapas de menor espessura (NILO JUNIOR, 2003). A Figura 35 mostra o formato da onda da corrente pulsada com as principais variáveis.

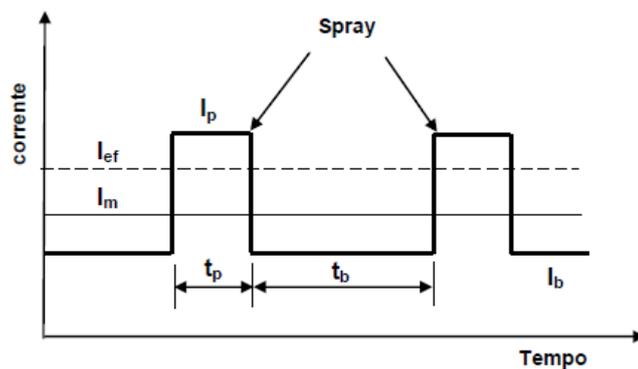


Figura 35: Representação esquemática da pulsação de corrente.

Fonte: Modenesi (2016).

A corrente oscila entre dois patamares: um superior, denominado de corrente de pico, que deve ter valor superior à corrente de transição e um inferior, denominado de corrente de base, cujo valor é mantido para a manutenção do arco. A corrente permanece nesses patamares por determinados intervalos de tempo (PESSOA, 2007).

No processo GMAW, a pulsação da corrente proporciona um cordão de solda com bom acabamento superficial (PESSOA, 2007). No entanto, nesse processo há um aumento no número das variáveis em relação ao processo convencional. Assim, há um aumento na quantidade de parâmetros a serem ajustados e controlados no

processo de soldagem. Sendo os principais parâmetros: a corrente de pico (I_p), tempo de pico (t_p), corrente de base (I_b) e tempo de base (t_b), além da velocidade de alimentação do arame e da tensão de soldagem (SARNI, 2011).

Conforme detalhado por (GOHR JUNIOR, 2002), as funções das variáveis de soldagem são:

- Corrente de pulsa: esta deve possuir um valor acima de um nível mínimo (corrente de transição), de forma a promover o destacamento de uma gota. Esse valor de corrente depende do material e diâmetro do eletrodo e gás de proteção.
- Tempo de pulsa: depende do material e diâmetro do eletrodo e gás de proteção. Deve ser ajustado junto com a corrente de pulso para produzir uma gota por pulso.
- Corrente de base: é ajustada para que se obtenha uma corrente média que equilibre a velocidade de fusão do arame com sua velocidade de alimentação. O valor da corrente de base é limitado em dois patamares, um mínimo, abaixo do qual a manutenção do arco fica comprometida, isto é, pode ocorrer a extinção do arco, e um máximo, acima do qual a transferência deixa de ser por projétil.
- Tempo de base: deve ser ajustado conforme o diâmetro de gota pretendido de maneira que a soma do mesmo com o tempo de pulso, garanta a fusão de uma quantidade suficiente de arame para formá-la.

A soldagem com corrente pulsada tem o objetivo de produzir a transferência de apenas uma gota metálica por pulso de corrente. Durante todo o regime de soldagem deverá ser garantido que a transferência desta gota ocorra na fase final de cada pulso. Desta maneira obtém-se uma transferência metálica estável, mesmo com baixo aporte térmico, produzindo um cordão com acabamento e penetração uniformes (SARNI, 2011; GOHR JUNIOR, 2002). O modo de transferência pulsado foi desenvolvido para que não ocorra contato físico entre o eletrodo e a peça (curto-circuito) (GOHR JUNIOR, 2002).

Uma das condições para que se tenha uma adequada estabilidade no processo de transferência metálica é a necessidade de se ter um equilíbrio entre a velocidade de alimentação do arame e sua taxa de fusão, de forma a manter o comprimento do arco constante. Se a taxa de alimentação do arame for maior do que a taxa de fusão do mesmo, haverá o aumento do comprimento do eletrodo acarretando a ocorrência

de curto-circuito. No entanto, se a taxa de alimentação for menor do que a de fusão do arame, o comprimento do eletrodo diminuirá, aumentando a altura do arco e causando a fusão do bico de contato (SARNI, 2011).

A manutenção do arco na fase de base também é importante para manter a estabilidade neste processo. A combinação corrente de base e tempo de base tem simplesmente o objetivo de garantir a manutenção do arco elétrico entre os pulsos, aquecimento resistivo do eletrodo e a limpeza catódica. Portanto, com o uso da corrente pulsada, obtém-se um maior controle da poça de fusão, refino da estrutura bruta de solidificação, que permite a soldagem fora de posição e uso em chapas finas. No entanto, são muitos os fatores variáveis responsáveis pela manutenção da operação de soldagem. Neste sentido, torna-se bastante complexa a tarefa para a seleção desses parâmetros (SARNI, 2011).

Além da grande quantidade de variáveis e a falta de informações que relacionem estas variáveis com as diversas possibilidades de aplicações (vários tipos de eletrodos, material de base, gases, posições de soldagem, etc), ainda tem a falta de preparo dos soldadores (GOHR JUNIOR, 2002).

Assim, para facilitar o controle e regulagem dos parâmetros de soldagem, surgiu o conceito de GMAW Pulsado Sinérgico e os equipamentos que incorporam os controles sinérgicos, no final da década de 1970 (RACHADEL, 2013; GOHR JUNIOR, 2002). O comando sinérgico pode ser definido como qualquer sistema pelo qual um ou mais parâmetros significativos, são automaticamente modificados em função da variação de um parâmetro operacional (RACHADEL, 2013).

Sucintamente, o controle sinérgico tem como objetivo o ajuste automático das variáveis de soldagem de forma predeterminada, a partir de um conjunto de informações de entrada (GOHR JUNIOR, 2002).

3.3.9 Soldagem robótica a arco aplicada a indústria automobilística

Durante o processo de soldagem, para obter boa qualidade e repetibilidade nas características do cordão da solda (geometria e área transversal) e na zona termicamente afetada – ZTA (microestruturas formadas, em função da velocidade de resfriamento), é importante (RACHADEL, 2013):

- Manter constante o comprimento do arco, pois sua variação vai produzir

alterações na distribuição do fluxo de calor do arco;

- Manter constante a velocidade de deslocamento do arco, pois a energia transferida à peça por unidade de comprimento de solda depende dessa velocidade;
- A trajetória do arco esteja de acordo com a geometria da junta a soldar, pois os desvios desta podem produzir, dentre outras coisas, o aquecimento heterogêneo das peças a unir e descontinuidades na solda.

Em um processo de soldagem manual é muito difícil manter esses parâmetros controlados, pois depende do ser humano, que está sujeito a cansaço físico, dificuldade de manutenção da concentração, desconforto da posição de soldagem, de sua experiência profissional, entre outros fatores.

Neste contexto, a automação do processo de soldagem e a utilização de robôs proporcionam, principalmente, melhorias na qualidade, melhor repetibilidade, redução no tempo de trabalho e economia. Como exemplo de melhoria na qualidade, pode-se citar que o controle dos parâmetros de soldagem durante o processo produz uma maior homogeneidade ao longo de todo o comprimento do cordão de solda. A melhoria de repetibilidade é percebida, pois o robô produz soldas similares. A otimização dos parâmetros de soldagem e diminuição de retrabalho em função da melhor qualidade da solda, possibilita a redução do tempo e economia (RODAS et al., 2014).

Em um estudo comparativo entre o desempenho de processos de soldagem MIG robotizado e manual apresentado por Tusset et al. (2008), concluiu que os resultados no ensaio de tração foram melhores/maiores nos corpos de provas soldados por uma célula robotizada e, na análise microestrutural, uma menor dimensão da zona termicamente afetada com relação a soldagem MIG manual.

Além disso, o sistema robótico é programado para obter correta execução de trajetória e da aplicação, corrigindo eventuais falhas, através dos sensores e retroalimentação do sistema. Outro ponto importante deve-se ao fato de que os sistemas robóticos não sofrem desvio devido fadiga, possibilitando uma grande quantidade de horas trabalhadas ininterruptas e aumentando sua produtividade (RODAS et al., 2014).

A soldagem robotizada é definida pela AWS como soldagem realizada com um equipamento (robô, manipulador, etc), que se move ao longo de um caminho controlado, no qual executa as operações de soldagem, cujos parâmetros foram

programados, sem a intervenção manual, uma vez que o ciclo é iniciado (AWS A3.0M/A3.0, 2010). Os principais componentes de um sistema de soldagem robotizado são robô, controle computacional, fonte de soldagem, equipamentos e acessórios para soldagem, conforme Tabela 14.

Tabela 14: Componentes básicos de um sistema de soldagem robotizada.

Componentes básicos	Considerações
Robô	Graus de liberdade, envelope de trabalho (faixa), fonte de energia, repetibilidade, velocidade, capacidade de carga, tipo de acionadores.
Controle Computacional	Técnica de programação, sistema de feedback de controle, tamanho da memória e do arquivo de backup, armazenamento do programa, interfaces, softwares especiais de soldagem.
Fonte de energia para soldagem	Ciclo de trabalho (usualmente 100% é desejável), interface com o controle do robô, precisão (corrige pequenas flutuações da tensão do arco) e capacidade de constantemente iniciar o arco elétrico.
Equipamentos e acessórios para soldagem a arco	Tipo de alimentador, tipo de controle, interface com o controle do robô, tocha de soldagem, cabos, ferramentas para alinhamento, sensores, sistemas de segurança.

Fonte: Romano (2002)

As técnicas de soldagem robótica vêm sendo aperfeiçoadas em função das melhorias dos microprocessadores, softwares e sensores. Robôs articulados podem simular os movimentos de um ser humano na soldagem. A soldagem manual dá suporte aos processos robotizados, que são adaptados para uma menor perda de materiais e melhor qualidade no processo de soldagem (RODAS et al., 2014).

Outro aspecto importante é que a robotização não só reduz o risco de acidentes a que o soldador está sujeito, como também diminui a exposição a um ambiente insalubre e a execução de tarefas repetitivas (TUSSET, 2008).

Contudo, a automatização da soldagem apresenta algumas limitações em função do processo. O processo de soldagem GMAW é, entre os vários processos de soldagem existentes, o mais utilizado em soldagem robotizada, devido às suas características inerentes como alta produção, controle automático do comprimento do arco e possibilidade de controle da alimentação do arame e das variáveis elétricas (corrente e tensão) (RACHADEL, 2013; ROMANO, 2002).

Uma das grandes dificuldades na aplicação da soldagem robotizada é a definição da posição e orientação da tocha em relação ao cordão de solda, em particular quando se trata de soldar juntas com trajetórias complexas, mesmo que se esteja utilizando um robô com seis eixos (RACHADEL, 2013). A Figura 36 ilustra uma soldagem robótica.



Figura 36: Ilustração de uma soldagem robótica.

Fonte: Fronius (2016)

Assim, segundo Kühne (2010), os robôs utilizados em processos de solda em arco devem ser capazes de executar trajetórias pré-programadas com precisão. Devido à influência no perfil da solda, o controle de velocidade é importante. No processo de solda a arco, geralmente, é utilizado modelos articulados de seis graus de liberdade, devido possuir bom alcance e destreza. Normalmente, não há força exercida pelo órgão terminal contra as partes sendo soldadas. Ainda, a ferramenta de solda não possui peso excessivo, assim a capacidade de carga do robô não precisa ser aumentada.

Na indústria automobilística, o processo de soldagem robotizado, proporcionou um aumento da qualidade e agilidade das soldas. Os robôs são programados para atender um rigoroso controle de qualidade. É importante ressaltar que a segurança dos automóveis está diretamente relacionada à qualidade das soldas. As indústrias siderúrgicas e automobilísticas investem no desenvolvimento de materiais de maior resistência e melhor tenacidade, no entanto, o processo de soldagem impacta significativamente na qualidade final.

Como referência, em uma importante máquina da Fiat, onde são unidos tetos, laterais do veículo e traseira, formando-se a carroceria, o veículo recebe 48 pontos de solda em um intervalo de um minuto. Durante o percurso, dependendo do veículo, recebe entre 3,8 mil e 4,5 mil pontos de soldas (FIAT, 2016).

3.3.10 Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) e Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS)

Nas principais produções, que envolvem a etapa de soldagem, existe a necessidade da qualificação dos processos de soldagem e dos soldadores envolvidos (LEITE, 2013).

A Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) é um documento no qual os valores permitidos de diversas variáveis do processo estão registrados, para serem seguidos pelos soldadores e operadores de soldagem, durante a produção de uma dada junta soldada (MODENESI, 2005).

Neste documento deve conter os parâmetros e condições da operação de soldagem durante a produção de uma dada junta soldada, tais como, composição química e espessura do(s) metal(is) de base, processo(s) de soldagem, tipos de consumíveis e suas características, projeto da junta, posição de soldagem, temperatura de pré-aquecimento e entre passes, corrente, tensão e velocidade de soldagem, aporte térmico, número aproximado de passes e técnica operatória. A forma exata de uma EPS e suas variáveis dependem do processo de soldagem utilizado e da norma técnica aplicada (MODENESI, 2005).

Em geral, os códigos separam as diferentes variáveis do processo em variáveis essenciais de qualificação e não essenciais. No caso de alguma alteração em uma variável essencial, além dos limites determinados pela especificação, implica na necessidade de realizar uma nova qualificação da EPS/RQPS. No caso de uma variável não essencial, quando alteradas, não exige uma requalificação da EPS/RQPS (MODENESI, 2005). São exemplos de variáveis essenciais para o processo GMAW segundo AWS D1.1/D1.1M (2015): aumento na resistência do arame, mudança no diâmetro nominal do arame, mudança no modo de transferência.

A EPS preliminar é um documento elaborado baseado em normas. É a

descrição de como pretende soldar a peça de teste. No caso da qualificação ser bem sucedida, o RQPS será utilizado como base para a elaboração da EPS definitiva. Sendo que a EPS preliminar não é obrigatória por todas as normas (LUZ, 2016).

Uma EPS deve ser qualificada antes de utilizar na produção. Assim, amostras devem ser preparadas e soldadas conforme a EPS. Essas amostras serão ensaiadas de acordo com a norma do projeto da mesma, assim, o procedimento será aprovado ou rejeitado. Os testes que serão realizados na qualificação de uma EPS dependem da aplicação e da norma considerada. Entre os testes especificados, pode-se citar o ensaio de dobramento, tração, impacto, dureza, macrografia, ensaios não destrutivos e testes de corrosão (MODENESI, 2005).

Um Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS) deve ser elaborado com os dados de soldagem e os resultados desses testes, comprovando sua adequação aos critérios de aceitação estabelecidos (MODENESI, 2005; LEITE, 2013).

Portanto, o objetivo da EPS e RQPS é o de determinar que a soldagem proposta atenda as propriedades requeridas para sua aplicação. As alterações das variáveis de soldagem podem comprometer a integridade física da junta soldada. Assim, para que não ocorram imprevistos, os limites determinados pela EPS devem ser respeitados durante a produção (LEITE, 2013).

3.3.11 Tipos de Juntas

Os tipos usuais de junta são: de topo (*butt*), ângulo (*tee*), canto (*corner*), sobreposta (*lap*) e aresta (*edge*) exemplificadas na Figura 37.

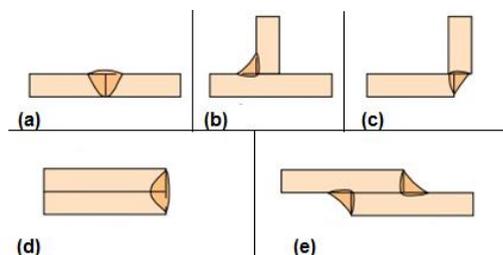


Figura 37: Tipos de juntas. (a) Topo; (b) Ângulo; (c) Canto; (d) Aresta; (e) Sobre-posta.

Fonte: Modenesi (2008).

Soldas em juntas de topo e ângulo podem ser de penetração total, isto é, penetração em toda a espessura de um dos componentes da junta ou parcial. Soldas de penetração total apresentam um melhor comportamento mecânico, contudo, tendem a ser de execução mais difícil (MODENESI, 2008).

Devido sua elevada capacidade de absorção de impacto e alta resistência a deformação, os aços *complex phase* são aplicados em componentes de segurança do automóvel e sistema de suspensão. As empresas consultadas neste trabalho, na produção de seus componentes empregando o aço *complex phase* 800, utilizam soldagem GMAW pulsada sem sobreposição da junta, no caso, a soldagem é realizada com junta de topo.

3.4 SOLDAGEM GMAW DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Atualmente, a indústria automobilística está cada vez mais se preocupando com a sustentabilidade ambiental e buscando garantir veículos com uma melhor segurança aos passageiros, isto é, a resistência à colisão. Para lidar com estes objetivos, aços de alta resistência são cada vez mais empregados para fabricar componentes de carroceria para veículos e compartimento dos passageiros. Os aços mais comuns dessas categorias são os DP, TRIP, CP e aços de estampagem à quente ao boro. Estes tipos de aço são geralmente unidos por meio de diferentes técnicas de soldagem, geralmente, solda a ponto, arco e laser, em configurações semelhantes (por exemplo, soldar aço CP com aço CP) ou dissimilares (por exemplo, soldar aço CP com aço DP).

A GMAW é um dos métodos mais comuns utilizados na indústria automobilística para montar partes do corpo do veículo com aços de alta resistência dissimilares. A capacidade de suporte de carga desses componentes depende significativamente da qualidade de soldagem, como por exemplo, ausência de trincas, resistência mecânica e microestrutura (MÁJLINGER; KALÁCSKA; SPENA, 2016).

As características físicas únicas dos aços avançados de alta resistência (AHSS) apresentam alguns desafios para os processos de soldagem. AHSS diferem dos aços convencionais pela composição química e microestrutura, e é importante ressaltar que as suas microestruturas serão alteradas pelo processo de soldagem.

Por exemplo, calor localizado intensivo devido alguns processos de soldagem causa uma mudança significativa na microestrutura local, e, conseqüentemente, afeta as propriedades. Devido às taxas de resfriamento rápido típicas na soldagem, é normal ver martensita e / ou bainita nas microestruturas do metal de solda e na zona termicamente afetada (KEELER; KIMCHI, 2014).

O controle do processo de soldagem é importante para uma montagem bem sucedida. Fabricantes com metodologia de controle de soldagem fortemente desenvolvida não precisará de nenhuma grande mudança em suas operações. Outros podem exigir verificações adicionais e manutenção. Em certos casos, modificações nos equipamentos ou nas metodologias podem ser necessárias para o êxito da soldagem de aços avançados de alta resistência (KEELER; KIMCHI, 2014).

A este respeito, juntas soldadas de aços de alta resistência podem apresentar, frequentemente, propriedades mecânicas relativamente baixas em comparação com os materiais base desde que a entrada de calor altere consideravelmente as microestruturas originais na zona de fusão e na ZTA. Por essa razão, esses novos aços estão sendo pesquisados e desenvolvidos, não só a fim de melhorar o desempenho final da carroceria dos veículos, mas também para limitar os efeitos prejudiciais de práticas de soldagem sobre as propriedades mecânicas das juntas, mas, principalmente, em relação resistência e tenacidade (MÁJLINGER; KALÁCSKA; SPENA, 2016).

Embora o processo de soldagem não seja exatamente uma restrição à adoção de aços de alta resistência, isto considerando a manufatura, pois os métodos empregados são comuns aos aços de baixa resistência. No entanto, alguns pontos devem ser avaliados, tais como, a perda de dureza (resistência) na região afetada pelo calor; o aumento da dureza na região de solda; o comportamento em fadiga das regiões soldadas; e a soldabilidade de aços com carbono equivalente muito alto (SILVA, 2004).

3.5 SOLDAGEM GMAW DE AÇOS *COMPLEX PHASE*

Apesar do aumento do teor de liga usado para os aços *complex phase*, não há aumento das imperfeições de soldagem em comparação com os aços convencionais soldados a arco. Essa alteração de aço deve resultar na mudança do arco voltaico

(KEELER; KIMCHI, 2014).

A resistência das soldas para os aços *complex phase* aumenta com o aumento da resistência do metal base e, às vezes, com a diminuição do aporte de calor. Dependendo da composição química dos aços de alta resistência (AHSS), como por exemplo, DP800 e DP1000, a resistência da região da solda pode ser menor que a do metal base devido ao amaciamento da região da ZTA. No entanto, para os aços *complex phase*, não há zonas de amaciamento na ZTA devido ao teor de liga mais elevado para este tipo de aço em relação à DP e os aços doces (KEELER; KIMCHI, 2014).

É recomendado um metal de adição (arame) de maior resistência mecânica para soldar aços com resistência à tração acima de 800 MPa. No entanto, consumíveis de maior resistência são mais caros e menos tolerantes à presença de quaisquer imperfeições de solda. Para um AHSS de menor resistência é recomendado um arame de resistência de 70 ksi (482 MPa) (KEELER; KIMCHI, 2014).

Soldas a arco são normalmente utilizadas em áreas do veículo onde os carregamentos são elevados. Como solicitado para todas GMAW de qualquer tipo de aço, deve-se tomar cuidado para controlar a entrada de calor e a metalurgia da solda obtida. O comprimento de uma solda GMAW é muitas vezes bastante curto. A redução na resistência de algumas soldas nos AHSS, em comparação com o metal base, pode ser compensada com o aumento do comprimento do cordão de solda (KEELER; KIMCHI, 2014).

3.6 INFORMAÇÕES DISPONIBILIZADAS PELAS SIDERÚRGICAS REFERENTES À SOLDAGEM DOS AÇOS *COMPLEX PHASE*.

Segundo Arcelormittal (2016), os aços de fases complexas disponíveis no mercado apresentam excelente características quanto à soldabilidade (solda a pontos). A família de aços de fases complexas possui um amplo intervalo de situações em soldagem, recomendadas de acordo com a norma ISO 18278-2 (solda por resistência – soldabilidade). A Tabela 15 apresenta, em caráter indicativo, algumas propriedades da soldagem a ponto de aços *complex phase*. Ensaios

realizados com soldagem a laser não apresentaram dificuldades particulares.

Tabela 15: Indicação de propriedades de solda a ponto de aços *complex phase* laminados a quente (LQ) e a frio (LF).

		Espessura (mm)	Diâmetro botão (mm)	Tensão Pura (kN)	Diâmetro Solda (mm)	Tensão Cisalhamento (kN)
Laminado a Frio	<i>Complex Phase</i> 600	1,5	8,4	15,1	9	21,2
Laminado a Frio	<i>Complex Phase</i> 800	1,5	8,7	13,2	7,6	24,2
Laminado a Frio	<i>Complex Phase</i> 1000	1,6	7,2	9,9	6,9	28,1
Laminado a Quente	<i>Complex Phase</i> 800	3	11,3	41,4	9,6	48,2

Fonte: Arcelormittal (2016).

Segundo Thyssenkrupp Steel (2014), na solda a pontos, basicamente, podem ser utilizadas as mesmas instalações para os aços *complex phase* como para os aços estampagem profunda sem liga. Entretanto, a força do eletrodo deve ser aumentada em comparação com os aços de menor resistência, a fim de conseguir uma área de solda grande. Varetas de soldas estáveis e rígidas com grande reserva de energia são, portanto, recomendadas para solda a ponto de aços *complex phase*. Isso também pode oferecer vantagens em caso de problemas de ajuste. Um tempo maior de soldagem tem um efeito positivo sobre a área de solda, por esta razão, tempos médios a longos são recomendados para a solda a pontos. A Tabela 16 mostra as propriedades típicas de soldagem a ponto de aços *complex phase* laminado a quente, de diferentes graus de resistência à tração.

Tabela 16: Propriedades típicas de soldagem a ponto por resistência (laminados a quente).

Grau de Aço	Espessura (mm)	Faixa de Soldagem (kA)	Limite de Resistência Transversal p/ dw min (kN)	Limite de Cisalhamento p/ dw min (kN)	Dureza Média HV 0,1	
					Metal Base	Botão Solda
CP W 800	1,5	1,4	6,7	17,3	280	390
CP W 660Y760T	1,5	1,4	6,7	17,3	280	390
CP W 1000	1,5	1,5	6,2	18,9	330	460

* dw min: diâmetro solda a ponto para $4\sqrt{\text{espessura}}$

Fonte: Thyssenkrupp Steel (2014).

Exemplos de soldas a ponto de aços *complex phase* laminados a quente de grau de resistência de 800 MPa e de 1000 MPa podem ser visualizados na Figura

38. Nessa mesma figura, é indicada um perfil típico de dureza de um botão de solda de aço CP a quente da classe de 800 MPa de resistência à tração, onde mostra um pequeno endurecimento sobre o material base. Não observada queda de dureza na ZTA.



Figura 38: Propriedades do botão de solda de um aço *complex phase* laminado a quente.

Fonte: Thyssenkrupp Steel (2014).

Os eletrodos utilizados nos processos de soldagem por resistência elétrica são subdivididos em classes, em que cada classe atende a um determinado grupo de aplicação. Essas classes ainda são definidas em função do material a ser soldado, intensidade de corrente, força de compressão e condutividade.

Em comparação com aços de menores resistências, os aços complex-phase têm condutividade elétrica inferiores; portanto, mais baixas correntes de soldagem tendem a ser exigida na solda a ponto dada a mesma força do eletrodo (THYSSENKRUPP STEEL, 2014).

3.7 ESFORÇOS NO DESENVOLVIMENTO E OTIMIZAÇÃO DA UNIÃO SOLDADA DE AÇOS AVANÇADOS.

No seminário da *Great Designs in Steel* (GDSI), realizado no ano de 2015,

Cardenas, Hernandez e Tijerina (2015) apresentaram o trabalho sobre o efeito da GMAW nas propriedades de tração de um aço *complex phase* 780 laminado a quente. Neste, os mesmos citaram que esforços foram concentrados para compreender os diferentes aspectos dos AHSS, ao longo dos anos, principalmente sobre os aços DP. No entanto, poucos trabalhos foram dedicados a outros aços, particularmente sobre o *complex phase*. No caso dos aços DP foram 180 apresentações, nos seminários promovidos pela GDSI, enquanto referente aos aços CP foram 14 trabalhos. Sendo que nenhum trabalho foi sobre o efeito da soldagem a arco nas propriedades dos aços *complex phase* (versus 28 trabalhos em aços DP).

Na primeira fase do estudo realizado por Cardenas, Hernandez e Tijerina (2015) comparou, através de solda robótica, os diferentes métodos de transferência com ER70S-6, pulsada, CMT (*Cold Metal Transfer* - processo a frio), CMT-Twin (duas fontes de solda) e curto circuito, conforme Figura 39.

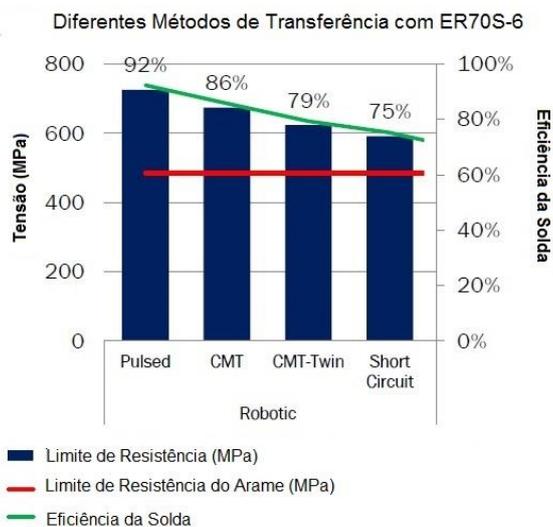


Figura 39: Eficiência da solda por diferentes métodos de transferência com ER70S-6.

Fonte: Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015).

A eficiência da solda no caso da transferência pulsada foi de 92%, superior aos demais modos de transferência. No modo de transferência pulsada a ruptura ocorreu na ZTA, enquanto nos outros métodos a ruptura ocorreu na solda, conforme

Figura 40.

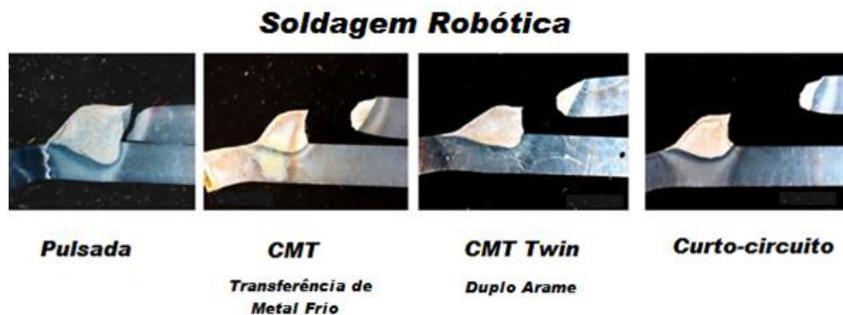


Figura 40: Fratura no ensaio de tração, nos diferentes métodos de transferência.

Fonte: Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015).

Ainda, outra conclusão do estudo de Cardenas, Hernandez e Tijerina (2015), mostrado na Figura 41, foi que o material soldado pelo processo do GMAW robótico pulsado com ER70S-6 apresentou maior amaciamento na ZTA, mas nenhum caso excedeu 9% (média ZTA / média metal base).

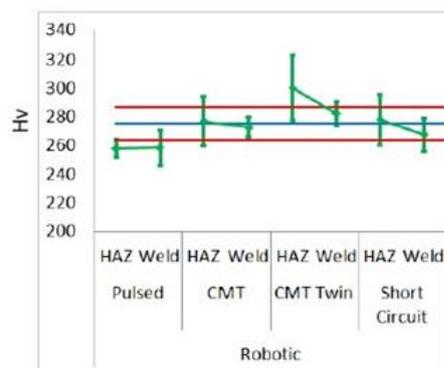


Figura 41: Resultados de microdurezas nas ZTA e soldas obtidas nos diferentes métodos de transferência.

Fonte: Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015).

Na segunda fase do estudo de Cardenas, Hernandez e Tijerina (2015) foi utilizado apenas GMAW robótica pulsada comparando arames de diferentes resistências mecânicas, 70, 90 e 110 ksi e, conclui-se que as amostras soldadas com ER90 e ER100 falharam na ZTA, enquanto a maioria das amostras ER70 falhou

na solda, conforme Figura 42.

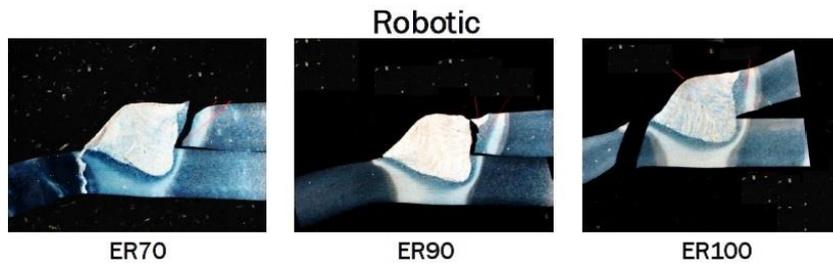


Figura 42: Fratura de amostras soldadas GMAW robótica pulsada com ER70, ER90 e ER100.

Fonte: Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015).

Como mostrado na Figura 43, quanto maior a resistência do consumível, maior a dureza média na solda.

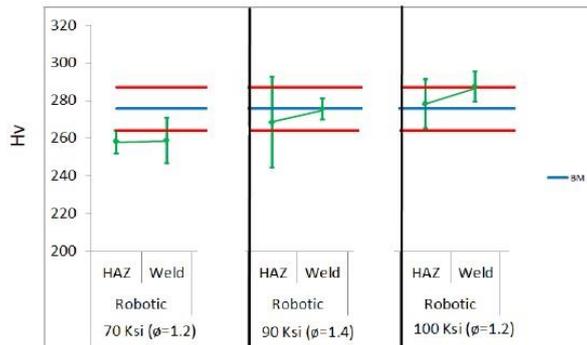


Figura 43: Resultados de microdurezas nas ZTA e soldas com arames de 70, 90 e 100ksi.

Fonte: Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015).

Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015) recomendam a utilização de consumíveis de resistência mecânica acima de 70 ksi quando soldar material *complex phase* de resistência 780 MPa (ou mais).

Kapustka, Conrardy, Babu e Albright (2008), realizaram um estudo similar soldando os aços DP780 e TRIP780. Neste estudo, foram empregados dois arames, ER70S-6 e ER100S-G, solda GMAW. Concluíram que os diferentes tipos de consumíveis não influenciaram nas propriedades de tração e as fraturas ocorreram

na ZTA.

Hsu et al. apud Burns (2009) avaliou o efeito dos consumíveis ER70S-6 e ER100S-G, na solda GMAW, no aço Cr-Mo DP600 a quente. Eles concluíram que um arame de maior grau (ER100S-G) não aumentou a resistência à tração das soldas GMAW realizadas no DP600, sendo o ponto mais fraco da junta soldada, a ZTA. A Tabela 17 resume estes trabalhos desenvolvidos utilizando o processo de soldagem GMAW empregando consumíveis de diferentes resistências, para os aços bifásicos (DP), multifásicos (TRIP) e de fases complexas (CP).

Tabela 17: Conclusão de alguns trabalhos referente à soldagem GMAW empregando consumíveis de diferentes resistências.

TRABALHO	MATERIAL	PROCESSO	CONSUMÍVEL	LOCAL DA FRATURA	CONCLUSÃO
Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015)	CP780 Complex phase 780 (resistência a tração: 780 MPa)	GMAW Pulsado	ER70S-6	Solda (grande maioria)	Na soldagem de aço <i>complex phase</i> 780, deve ser empregado consumível com resistência maior que do ER70S-6
			ER90S-D2	ZTA	
			ER100S-G	ZTA	
Hsu et al. apud Burns (2009)	DP600 Dual phase 600 (resistência a tração: 600 MPa)	GMAW	ER70S-6	ZTA	Na soldagem de aços <i>dual phase</i> 600, a utilização de consumível de maior resistência não aumenta a resistência a tração do material e o ponto mais fraco da junta é a região da ZTA.
			ER100S-G	ZTA	
Kapustka, Conrardy, Babu e Albright (2008)	DP780 TRIP780 Dual phase e TRIP 780 (resistência a tração: 780 MPa)	GMAW	ER70S-6	ZTA	Na soldagem de aços DP780 e TRIP780, os diferentes tipos de consumíveis não influenciaram nas propriedades de tração e as fraturas ocorreram na ZTA
			ER100S-G	ZTA	
			ER100S-G	ZTA	

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Assim, os trabalhos citados referentes aos aços DP e TRIP, a conclusão difere do trabalho sobre os aços *complex phase*. Como citados pelos autores Mesplont (2002) e Cardenas; Hernandez; Tijerina (2015), mais trabalhos devem ser desenvolvidos para avaliar os efeitos dos processos de soldagem nos aços *complex phase*.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este estudo foi focado na otimização da aplicação do aço *complex phase* 800, de 4 mm de espessura, laminado a quente e decapado, atualmente em estágio de desenvolvimento final na USIMINAS, planta de Cubatão (SP). O *complex phase* é um material classificado como aço avançado de alta resistência mecânica sendo produzido em diferentes graus de resistência. Sua designação está associada a um número que representa o seu limite de resistência mínimo em MPa, como no caso deste trabalho. As principais características definidas para o material de estudo, tais como espessura e grau de resistência, são representativas da demanda do mercado automobilístico nacional.

Atualmente, no Brasil, esse material é importado pelas empresas automobilísticas, por isso, existe uma grande demanda junto às siderúrgicas nacionais para o desenvolvimento e fornecimento desse aço de modo a para diminuir e/ou eliminar sua importação. Com a existência de fornecedores nacionais, facilita-se a negociação de preços, prazos de entrega, flexibilidade na aquisição, assistência técnica, entre outros fatores dentre os quais o desenvolvimento de trabalhos de adequação de uso deste aço, como o descrito nesta dissertação de mestrado.

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O aço *complex phase* é aplicado na indústria automotiva, principalmente, para a coluna B e para o braço de suspensão dos veículos. As empresas utilizam o aço *complex phase*, como laminado a quente, em espessuras de 2 a 4 mm, dependendo da peça que será produzida, sendo a maior demanda por espessuras mais finas, abaixo de 4 mm.

A escolha do processo de soldagem para esse estudo também foi determinada pelas práticas do mercado, de forma a favorecer a incorporação dos resultados deste estudo, reduzindo os impactos tecnológicos, às atuais condições praticadas na manufatura das peças automobilísticas.

Com objetivo de simular nesse trabalho a soldagem robótica praticada no

mercado, utilizou-se da estrutura cedida pela empresa Fronius. A Fronius fornece equipamentos de soldagem para diversas empresas do setor automobilístico e disponibilizou sua estrutura e um operador de soldagem especializado para realizar a soldagem das amostras do aço *complex phase* 800, utilizadas neste trabalho.

Foram consultadas duas grandes empresas da indústria automobilística, denominadas nesse trabalho como A e B. Estas empresas utilizam bobinas laminadas a quente, *complex phase* 800, e o processo de soldagem GMAW robotizado conforme resumido na Tabela 18. Ainda segundo as empresas consultadas, o tipo de junta empregado na soldagem é junta de topo.

Tabela 18: Processo de soldagem de aço *complex phase* laminado a quente empregado por duas empresas do setor automobilístico no Brasil.

Empresa	Processo	Metal de adição	Diâmetro (arame) (mm)	Gás de proteção (Ar-CO ₂)
A	GMAW pulsado	ER-70S-6	1,2	85%-15%
B	GMAW pulsado	ER-70S-6	1,0	92%-8%

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Conforme informações repassadas pelas empresas A e B não existem dificuldades adicionais no processo de soldagem do *complex phase*. Na eventualidade de alguma descontinuidade no processo de soldagem das peças, as mesmas são retrabalhadas manualmente e, em último caso, refugadas.

O aço *complex phase* é relativamente novo no mercado mundial, ainda em fase de desenvolvimento como laminado a quente no Brasil. Ainda com poucos estudos sobre esse material, principalmente, com relação às características dos mesmos após os diferentes processos de soldagem.

4.2 MATERIAIS

Nesse estudo, o material selecionado foi laminado a quente e decapado visando atender aos requisitos exigidos pela especificação EN10338 (2015), que especifica aços *complex phase* laminados a quente não revestidos. Além dessa norma, foram consideradas na definição da norma da Usiminas as normas dos

diferentes clientes automobilísticos, tais como GM, Fiat, Volkswagen, Toyota, entre outras. A Tabela 19 mostra os valores de propriedades mecânicas exigidos para esse material em desenvolvimento de aços *complex phase* laminados a quente.

Tabela 19: Requisitos de propriedades mecânicas para a norma USI-CP 800.

Norma	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento L _o = 80 mm (%)	Direção do Ensaio
USI-CP 800	680 ~ 780	780 ~ 960	>10	Transversal

Fonte: USI-CP 800 (2017).

O material está sendo desenvolvido visando atender a norma Usiminas USI-CP-800, no qual o 800 refere-se ao valor de limite de resistência a tração do material, como mostrado na Tabela 19, é de aproximadamente 800 MPa. A Tabela 20 mostra os valores de composição química especificados para os aços *complex phase* laminados a quente.

Tabela 20: Requisitos de composição química para a norma USI-CP 800 (%).

Especificação	C máx.	Mn máx.	Si máx.	P máx.	S máx.	Cu máx.	Nb+Ti+V máx.	Al máx.	V máx.	B máx.
USI-CP-800	0,18	2,20	1,20	0,040	0,015	0,20	0,17	1,20	0,20	0,005

Fonte: USI-CP 800 (2017).

A norma especifica apenas os valores máximos de cada elemento, sendo que a adição e/ou restrição de cada um visa atender as propriedades mecânicas desejáveis para este aço e sua aplicação.

4.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.3.1 Amostragem

As amostras foram retiradas de uma bobina laminada a quente, após um descarte de 2000 mm de sua ponta, com o objetivo de evitar uma região não

representativa do material, conforme prática padrão interna na usina. A Figura 44, mostra a posição das amostras retiradas da bobina laminada a quente, aberta em um local adequado.

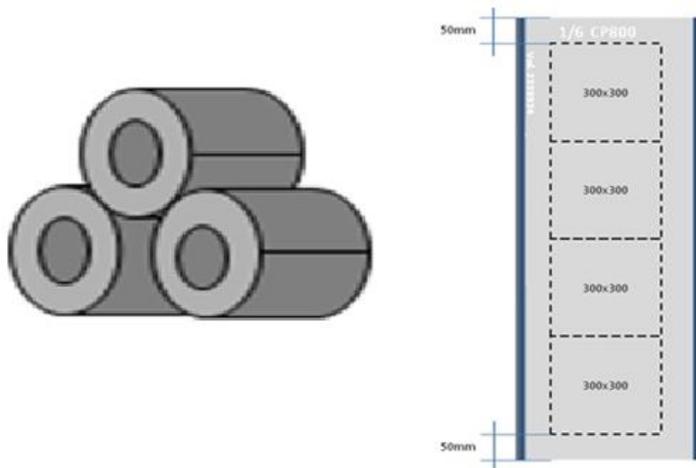


Figura 44: Desenho esquemático mostrando a posição de retirada das amostras nas extremidades abertas de bobinas laminada a quente.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A amostragem de rotina é realizada durante o processo de decapagem, no caso de bobina laminada a quente e decapada. No entanto, para este estudo, foi selecionada uma bobina já decapada devido à necessidade de retirar muitas amostras e também prazo, pois a produção de um novo lote deste material poderia demorar.

A amostragem da mesma foi realizada utilizando a ponte rolante para desenrolar a bobina e maçarico para cortar 6 amostras de 450 a 500 × 1.300 mm, sendo que este último valor representa a largura da bobina, conforme fotos mostradas na Figura 45. No Laboratório, novos cortes foram realizados nas amostras para evitar influência da ZTA do corte do maçarico. Foram retiradas amostras 300 x 300 mm, identificando o sentido da laminação, para a realização dos ensaios e da soldagem.

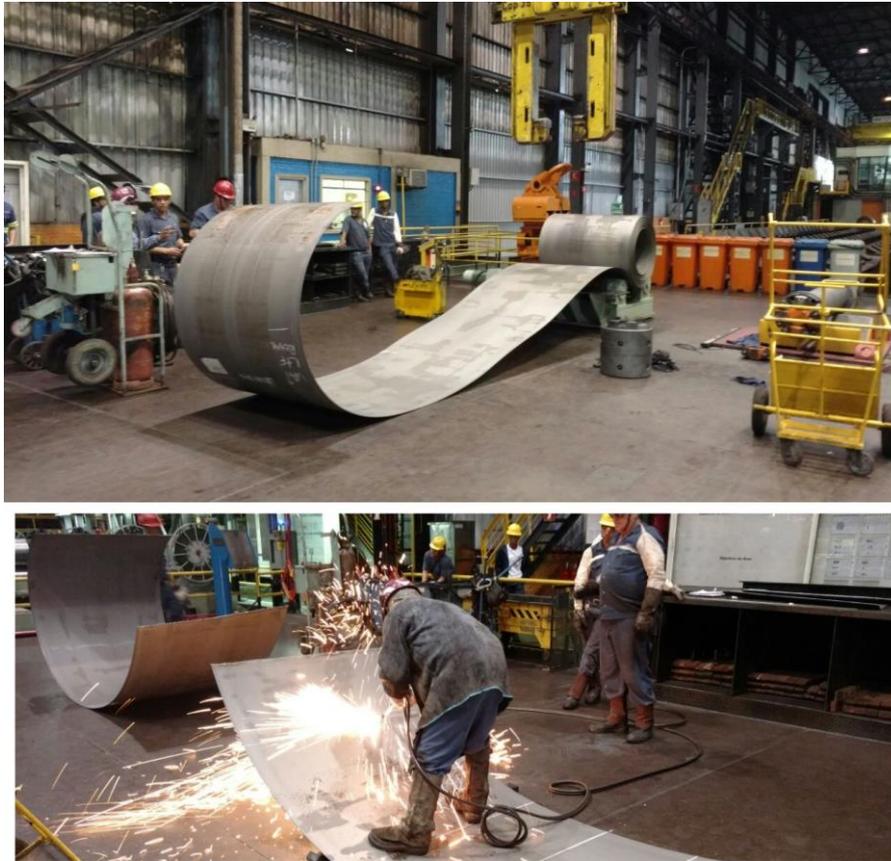


Figura 45: Retirada de amostras de uma bobina de aço *complex phase 800* laminada a quente.
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

4.3.2 Soldagem

As amostras foram cortadas ao meio e depois foram soldadas através do equipamento TPS/i da Fronius acoplado em um robô. Na Figura 46 está representado o tipo de junta empregado na soldagem, que é uma junta de topo sem chanfro.

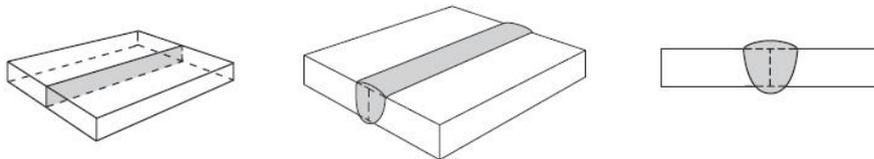


Figura 46: Representação da junta soldada.

Fonte: AWS A3.0M/A3.0 (2010)

As empresas consultadas neste estudo que empregam o aço *complex phase* na produção de seus componentes para indústria automobilística empregam juntas de topo. Deste modo, as amostras deste trabalho foram soldadas com junta de topo.

A soldagem foi realizada visando simular o processo de soldagem praticado pela empresa A, citada nesse estudo com o propósito de causar menos impacto na sua adaptação. O processo de soldagem utilizado foi GMAW pulsado. A Figura 47 mostra o equipamento de soldagem utilizado neste trabalho.



Figura 47: Equipamento de soldagem GMAW utilizada (TPS/i Fronius acoplada no robô).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O equipamento de soldagem empregado nesse trabalho, TPS/i, utilizado para produções de soldagem automatizadas, com funções que melhoram o arco voltaico

e também realiza uma documentação completa do processo.

Um importante objetivo desse trabalho é determinar se o consumível empregado no mercado, o ER70S-6, é adequado para o aço, *complex phase*. Assim, as amostras foram soldadas utilizando o mesmo arame empregado pelas empresas A e B. Para verificar a adequação da junta soldada ao aço, empregou-se o consumível ER110S-G, que é o melhor indicado, conforme a norma AWS D1.1/D1.1M. (2015), em termos de grau de resistência para o *complex phase 800*. Os consumíveis empregados nesse estudo foram cedidos pela voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda:

- Böhler EMK 6D (ER70S-6) -> Arame sólido – 1,20 mm
- Böhler X 70-IG (ER110S-G) - > Arame sólido – 1,20 mm.

A Tabela 21 apresenta as propriedades químicas e mecânicas dos consumíveis utilizados nesse trabalho (BÖHLER, 2016).

Tabela 21: Parâmetros dos consumíveis empregados no trabalho.

Material	Composição	Propriedades
Böhler EMK 6D AWS 5.18 ER70S-6	C: 0,08 Si: 0,90 Mn: 1,45	LR: 530 MPa LE: 440 MPa A: 28% 110 J (-30°C)
Böhler X 70-IG AWS 5.28 ER110S-G	C: 0,10 Si: 0,60 Mn: 1,60 Cr: 0,25 Mo: 0,25 Ni: 1,30 V: 0,10	LR: 900 MPa LE: 800 MPa A: 19% 47 J (-50°C)

Fonte: Böhler (2016)

O consumível Böhler EMK 6D, classificado como ER70S-6 segundo a AWS 5.18, apresenta resistência a tração de 530 MPa e Böhler X 70-IG, classificado como ER110S-G conforme AWS 5.28, resistência 900 MPa. A Figura 48 mostra a troca de arame para a realização da experiência de soldagem robotizada GMAW utilizando consumíveis com diferentes resistências mecânicas.



Figura 48: Colocação do arame Böhler para a realização da soldagem robotizada.
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A Figura 49 mostra os parâmetros de soldagem indicados pelo fornecedor dos consumíveis em função do tipo de arame e diâmetro.

Arames sólidos

MATERIAL	POSIÇÃO E POLARIDADE	Ø	PARÂMETROS	APLICAÇÃO
BÖHLER EMK 6 D AWS 518 ER 70S-6		0,80	15 - 26V/60 - 190A	Arame sólido para soldagem no processo MIG/MAG de peças em aço carbono.
		1,00	16 - 27V/70 - 260A	
		1,20	17 - 30V/150 - 320A	
		1,60	19 - 34V/150 - 390A	
BÖHLER X 70 IG AWS A5.28 ER 110S-G		1,00	16 - 27V/70 - 260A	Arame sólido para a soldagem de aços com elevada resistência mecânica, tratados termicamente, aços de construção com granulação fina e aços com limite de escoamento de no mínimo 690MPa.
		1,20	17 - 30V/150 - 320A	

Figura 49: Parâmetros para soldagem empregando os consumíveis Böhler EMK 6D e Böhler X 70-IG conforme fornecedor.

Fonte: BÖHLER (2016)

Para os consumíveis empregados nesse trabalho, de 1,2 mm de diâmetro, os parâmetros de soldagem indicados são voltagem de 17 a 30 V e amperagem de 150 a 320 A (BÖHLER, 2016).

4.4 MÉTODOS DE ANÁLISE / EQUIPAMENTOS

Para analisar as propriedades químicas e mecânicas do aço utilizado nesse estudo, *complex phase* grau 800 MPa, foram realizados os seguintes ensaios:

- Análise Química:

Composição química / Espectrômetro de emissão óptica ARL 4460.

As análises químicas foram realizadas pela técnica de emissão óptica, segundo norma ASTM E 415, 2015.

- Ensaio de tração:

Ensaio de tração: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento (A), razão elástica (RE) / Máquina de ensaio de tração (Laboratório 1): capacidade: 300 kN, fabricante SHIMADZU e extensômetro de vídeo digital (não contato) / Máquina de ensaio de tração (Laboratório Unisanta): capacidade: 100 kN, fabricante EMIC, equipada com extensômetro digital de contato e interface gráfica.

Os ensaios de tração das amostras da bobina, sem solda, foram realizados conforme norma ASTM A370, na direção transversal e longitudinal, base de medida 50 mm, conforme Figura 50.

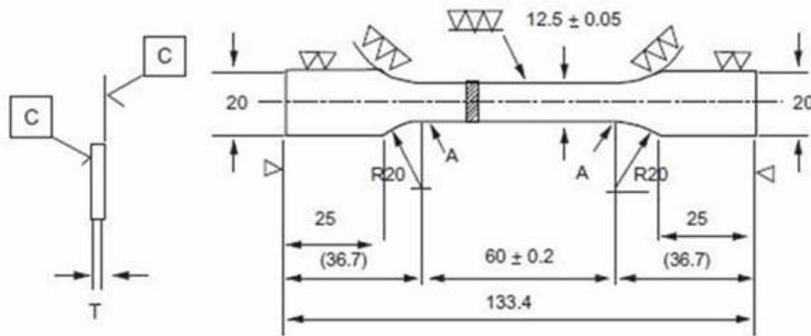


Figura 50: Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.
Fonte: Adaptado de ASTM A370 (2017) pela autora deste trabalho.

Os corpos de prova das amostras soldadas foram preparados conforme a norma AWS B4.0M (2000). A Figura 51 mostra o tamanho dos mesmos.

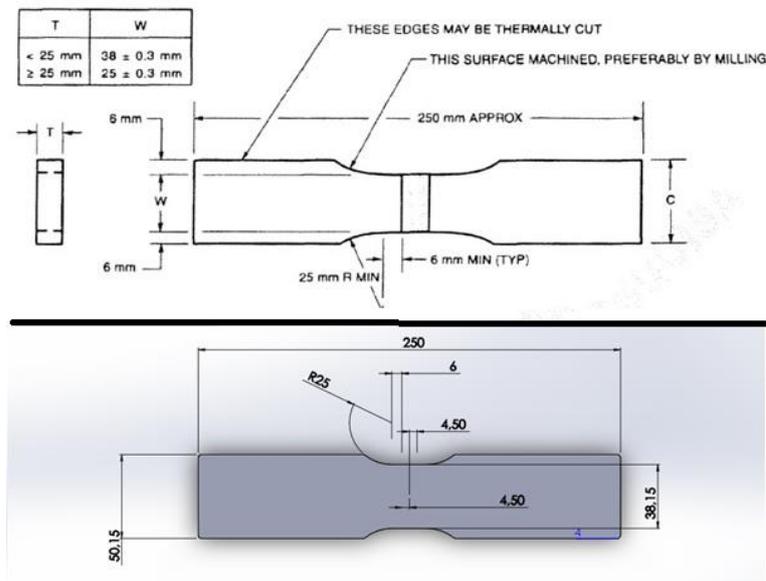


Figura 51: Corpo de prova retangular para ensaio de tração transversal.

Fonte: Adaptado de AWS B4.0M (2000) pela autora deste trabalho.

No caso dos dados dos ensaios de tração, deve-se considerar que a geometria

do corpo de prova influencia no resultado do alongamento obtido. Portanto, empregaram-se os valores de alongamento proporcional (%A_{PR}), pois os valores deste parâmetro são função apenas do tipo de material testado. O alongamento proporcional pode ser obtido diretamente de ensaios de tração, quando se utilizam corpos de prova de dimensões proporcionais, ou pela conversão de valores de alongamento normais empregando a Equação 01, devida a Oliver (MORAIS, 2011):

$$\%A_{PR} = \left(\frac{\text{Alongamento}_{L_0}}{2} \right) \times \left(\sqrt{\frac{\text{Área CP}}{L_0}} \right)^{-0,4} \quad (01)$$

Em que:

- Alongamento_{L₀} é o valor do alongamento medido em um CP com base de comparação L₀;
- Área CP é o valor da área da seção reta do CP de tração utilizado para se medir o alongamento;
- L₀ é o valor da base de comparação.

- Ensaio de impacto:

Ensaio de impacto Charpy: energia absorvida (J) / Máquina de ensaio de impacto Charpy: capacidade de 30 Kgm, modelo CH, fabricante SHIMADZU.

Os corpos de prova foram resfriados em nitrogênio líquido. Corpo de prova de impacto “Charpy” entalhe em V, direção transversal.

Os ensaios das amostras do material antes do processo de soldagem foram realizados com corpos de prova na dimensão de 10 mm x 4 mm.

Os corpos de prova soldados foram retificados para eliminar o reforço da solda e o tamanho do mesmo foi de 10 mm x 2,5 mm, tamanho *subsize*, conforme norma ASTM A370, ilustrado na Figura 52.

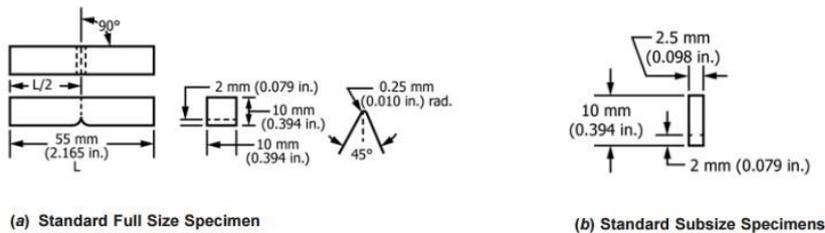


Figura 52: Corpos de prova para ensaio de impacto Charpy tamanho (a) Padrão (*Full size*) (b) *Subsize*.

Fonte: ASTM A370 (2017)

Visando comparar os valores de energia absorvida dos materiais ensaiados com diferentes tamanhos de corpos de prova, os resultados obtidos em ensaios de impacto com corpos de prova menores (*subsize*), cujas energias, por unidade de área (J/cm^2), foram convertidas para a energia em Joules (J) equivalente a uma área de 10 mm x 10 mm (tamanho padrão *full size*), conforme Equação 02.

$$Ec_{10 \times 10} = \frac{10}{4} Ec_{10 \times 4} = \frac{10}{2,5} Ec_{10 \times 2,5} \quad (02)$$

Sendo:

- $Ec_{10 \times 10}$ é o valor de energia Charpy obtido em ensaio de impacto com corpo de prova de dimensão 10 mm x 10 mm;
- $Ec_{10 \times 4}$ é o valor de energia Charpy obtido em ensaio de impacto com corpo de prova de dimensão 10 mm x 4 mm;
- $Ec_{10 \times 2,5}$ é o valor de energia Charpy obtido em ensaio de impacto com corpo de prova de dimensão 10 mm x 2,5 mm.

- Concentrador de Tensão:

Uso de elementos finitos para justificar as alterações com e sem reforço de solda. Para a avaliação da influência de um cordão de solda não planificado, isto é, sem a remoção do reforço de solda, presente em corpo de prova segundo a norma AWS B4.0 (2000) quando submetido a ensaio de tração foi utilizado o Simulador *SolidWorks*.

- Ensaio de dureza:

Utilizado um método de mapeamento de microdureza, conforme exemplificado na Figura 53 para uma junta soldada GMAW. A amostra foi polida e obtida planicidade na superfície. Para realização desse ensaio, primeiro, delimita-se a região a ser analisada, a carga aplicada e o número de pontos a serem obtidos. A segunda parte é executada de forma automática pelo próprio equipamento, em que ele aplica a carga e depois mede a dureza (MIRANDA, 2015). Os ensaios de dureza Vickers foram realizados com 3 kgf e espaçamento de 0,6 mm.

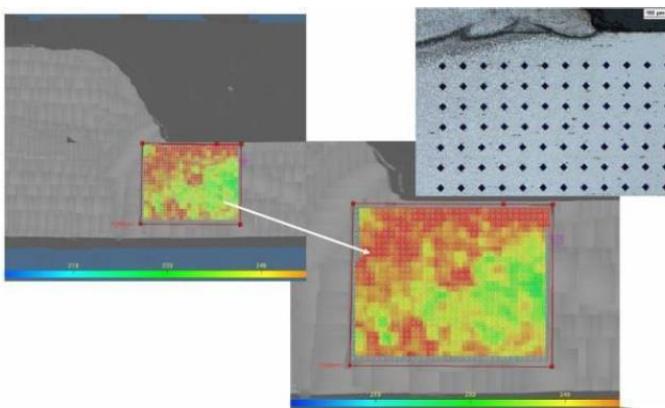


Figura 53: Avaliação de dureza em juntas soldadas pelo processo GMAW.

Fonte: Miranda (2015).

No mapeamento é realizada a medição de dureza em cada ponto sinalizado na figura, assim possibilitando identificar os diferentes valores de dureza ao longo do material. A cor é utilizada para representar visualmente essa diferença.

- Microscopia óptica:

Microscópio óptico CARL ZEISS AXIOPLAN;

- Microscopia eletrônica de varredura:

Microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL JXA 8900R com espectrômetros de energia dispersiva (EDS) e comprimento de onda (WDS) acoplados.

- Geometria da Solda:

Utilizado o Photoshop CC (2017) para caracterizar juntas soldadas, através da medição das áreas e cálculo da diluição. A imagem da macrografia da amostra soldada foi usada para realizar as medições, na qual foi colorida cada região da solda (metal base, ZTA, ZF e reforço). Na primeira etapa foi realizada a medição da amostra utilizando as escalas do Photoshop, conforme Figura 54.

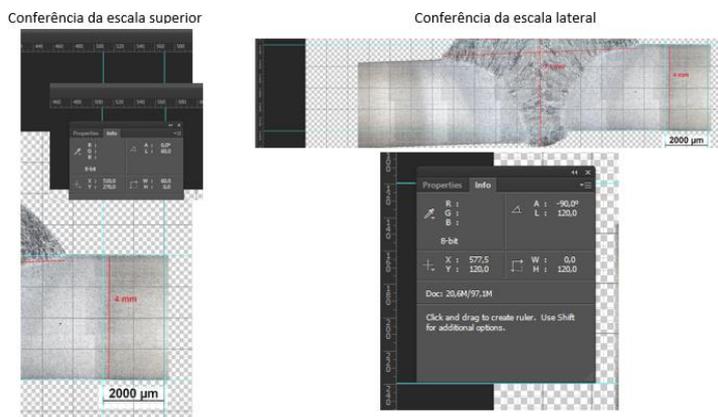


Figura 54: Medições da junta soldada utilizando o Photoshop.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Após correlacionar as medidas realizadas na macrografia com a medição do Photoshop, foi calculado quanto representa uma área pequena (mm^2) demarcada pelo Photoshop em pixels.

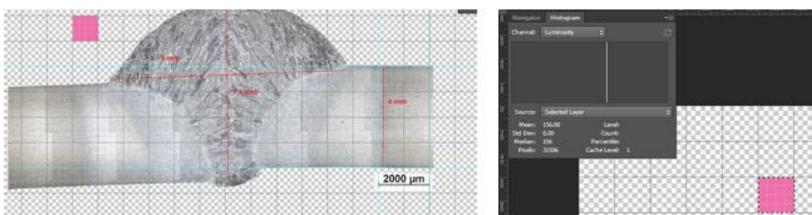


Figura 55: Avaliação da quantidade de pixels por área no Photoshop.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Foram distinguidas por cores as diferentes áreas da junta soldada e as

medidas foram tomadas considerando a quantidade de pixels de cada cor. Por ultimo, faz se a correlação entre quantidade de pixels e área em mm².

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE

O metal base utilizado neste estudo foi oriundo de amostras extraídas de bobinas laminadas a quente, de fabricação nacional, aço *complex phase* grau 800 MPa, isto é, no qual a resistência a tração é maior que 800 MPa. Esse material está em fase final de desenvolvimento no Brasil, portanto, atualmente, as empresas da indústria automobilística importa esse material para empregar em suas peças.

Os ensaios de caracterização permitem obter as propriedades químicas e mecânicas deste material, através de procedimentos padronizados em normas técnicas. Nesta experiência, foram realizados, no material base, os ensaios de análise química, tração, dureza, impacto Charpy e metalográficos.

5.1.1 Composição Química do Metal Base

O projeto de liga do material tem o objetivo de atender uma elevada resistência mecânica sem prejudicar a ductilidade e tenacidade do material. A adição de elementos de liga, como o titânio e nióbio, foi utilizada para formar precipitados e conseqüentemente, aumentar a resistência do material.

Em função das diferentes especificações de composição química no mercado solicitadas pelas montadoras, uma grande preocupação era a limitação do teor máximo de silício por algumas delas, pois o silício é uma maneira econômica de aumentar a resistência do aço. A composição química do material estudado está descrita na Tabela 22.

Tabela 22: Composição Química objetivada do aço *complex phase* grau 800 MPa.

Elemento	%(peso)
C	0,08
Mn	1,59
P	0,011
S	0,001
Si	0,67
Al	0,047
Nb	0,019
V	0
Ti	0,129
Cu	0,02
Cr	0,03
N	0,0052
Ca	0,0018

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Apesar da norma USI-CP800, apresentada na Tabela 20, permitir uma quantidade maior de carbono e proporcionar aumento na resistência do material, o carbono é limitado devido o fato de prejudicar a tenacidade do material. O titânio e nióbio são utilizados para retardar a transformação de austenita em ferrita, levando a formação de bainita e martensita.

5.1.2 Propriedades Mecânicas Obtidas a Partir do Ensaio de Tração do Metal Base

Os ensaios de tração foram realizados em dois laboratórios. Em um deles, empregou-se uma máquina de ensaios universal marca SHIMADZU de capacidade de 300 kN, possuindo extensômetro de vídeo digital e interface amigável, conforme Figura 56. No outro, localizado na UNISANTA, utilizou-se uma máquina universal de ensaios mecânicos marca EMIC de capacidade de 100 kN, equipada com extensômetro digital de contato e interface gráfica.



Figura 56: Máquina de tração de 300kN utilizada na realização dos ensaios dos corpos de prova de *complex phase*.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras das bobinas de aço *complex phase* laminado a quente, na direção longitudinal, são mostrados na Tabela 23

Tabela 23: Resultados de tração em Corpos de Prova (CPs) longitudinais.

CP	S _{LR} (MPa)	Prop.	%Alongamento		SLE (MPa)	Espessura (mm)
			L ₀ =80 mm	L ₀ =50 mm		
L1	794	24%	20%	22%	704	4,06
L2	790	24%	20%	22%	702	4,05
Média	792	24%	20%	22%	703	4,06

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O material apresentou, em média, limite de resistência a tração de 792 MPa, limite de escoamento de 703 MPa e alongamento, na base medida de 80 mm, de 20%. Foram realizados ensaios de tração na transversal, sendo esta direção de maior rigor e o exigido pela norma USI-CP800. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 24.

Tabela 24: Resultados de tração em Corpos de Prova (CPs) transversais.

CP	S _{LR} (MPa)	%Alongamento			Eq. Hollomon		Eq. Hook		t _{Méd}
		Prop.	L ₀ =80 mm	L ₀ =50 mm	n	K (MPa)	E (GPa)	S _E (MPa)	
T1	813	20%	17%	19%	0,108	1154	233	740	4,059
T2	811	21%	17%	19%	0,080	1061	160	740	4,061
T3	810	19%	16%	17%	0,098	1123	224	742	4,062
T4	808	22%	19%	20%	0,109	1148	207	737	4,058
T5	806	20%	17%	19%	0,110	1153	234	737	4,060
T6	813	20%	17%	19%	0,109	1155	151	739	4,064
T7	811	21%	17%	19%	0,106	1148	248	735	4,058
Média	810	20%	17%	19%	0,103	1135	208	738	4,060
Desvio Padrão	2	1,0%	0,8%	0,9%	0,011	34	38	2	0,002

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Foram tracionados sete corpos de provas na direção transversal, apresentando baixa dispersão entre os resultados. A espessura do material (t_{méd}) é 4 mm. O alongamento obtido no ensaio foi calculado para outras bases de medida visando facilitar uma comparação com ensaios realizados utilizando base de medida diferente.

A partir da curva tensão-deformação obtida no ensaio de tração, é possível calcular o valor da constante plástica de resistência (K) e o coeficiente de encruamento (n). Assim é possível fazer a caracterização do real comportamento plástico do material. Quanto maior for o coeficiente de encruamento maior será a capacidade do material se deformar, em tração, sem que ocorra a estricção. Assim, o coeficiente de encruamento é uma medida da ductilidade do material importante a considerar (MORAIS et al, 2004).

Mesplont (2002) comparou as propriedades de aços de alta resistência e, as propriedades típicas de aço *complex phase* são apresentadas na Tabela 25.

Tabela 25: Propriedades típicas de aço *complex phase*.

Classe de Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento Total (%)	valor n (5-15 %)
CP 700/800	700	800	10-15	0.13

Fonte: Mesplont (2002).

O coeficiente n típico de um aço *complex phase* é 0,13 e o calculado considerando os ensaios de tração realizados é 0,10. O limite de escoamento e resistência obtidos neste estudo foram 738 MPa e 810 MPa, respectivamente, enquanto os valores típicos são 700 MPa e 800 MPa. O alongamento obtido neste trabalho foi ligeiramente superior ao citado por Mesplont (2002) como alongamento típico de um aço *complex phase*. Este resultado é importante, pois quanto maior a redução de área ou alongamento antes da ruptura, mais dúctil é o aço. O módulo de elasticidade (E) calculado foi 208 GPa, este fornece uma indicação da rigidez do material.

A Tabela 26 apresenta os requisitos exigidos na norma USI-CP800 e compara com os valores médios obtidos nos ensaios de tração realizados na direção transversal.

Tabela 26: Requisitos e resultados de propriedades mecânicas.

	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento L ₀ =80 mm
USI-CP 800 (transv.)	680 ~ 780	780 ~ 960	>10%
Resultados (transv.) (Média)	738	810	17%

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Em média, os corpos de prova obtiveram um limite de resistência à tração de 810 MPa, sendo que a norma USI-CP 800 especifica uma faixa de 780 a 960 MPa. O limite de escoamento médio obtido foi de 738 MPa, sendo especificado na norma 680 a 780 MPa e alongamento médio encontrado de 17%, solicitado acima de 10%. Portanto, os resultados dos ensaios de tração foram satisfatórios, atendendo os

requisitos exigidos na norma USI-CP800.

A Figura 57 mostra o resultado médio obtido nos ensaios realizados nos corpos de provas de *complex phase* 800 no diagrama de conformação, que apresenta uma classificação dos níveis de resistência em função do alongamento dos aços.

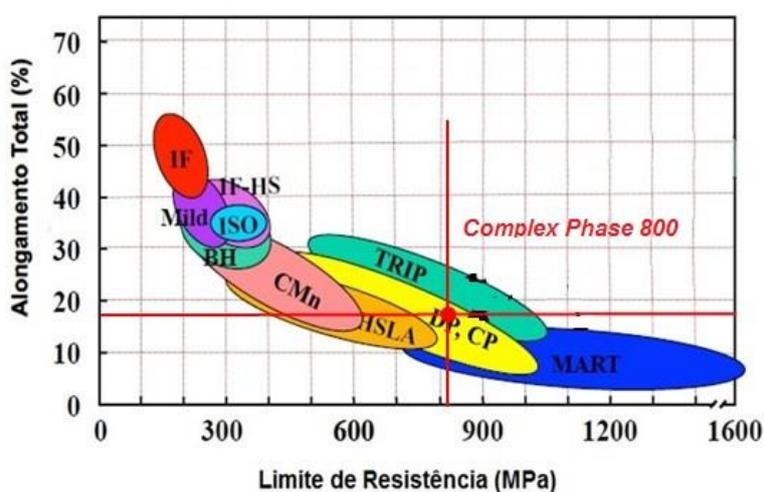


Figura 57: Relação entre a resistência e alongamento obtido no aço *complex phase* 800 comparando com o diagrama de conformação dos aços avançados de alta resistência.

Fonte: Adaptado de Moor (2015) com os valores obtidos pela autora deste trabalho.

Os valores médios obtidos nos ensaios de tração realizados nas amostras deste estudo atenderam o esperado pela literatura para este material, conforme pode ser visualizado na tradicional “curva da banana”, como é conhecido o diagrama de conformação em função do seu formato peculiar. O desenvolvimento do aço *complex phase* 800 busca atender a necessidade de obter aços de maior resistência mecânica com perdas mínimas em sua conformabilidade.

5.1.3 Resistência ao Impacto Charpy do Metal Base

A especificação USI-CP800 e as demais normas para o aço *complex phase* 800 não exigem ensaio de impacto Charpy. Este ensaio se caracteriza por submeter o

corpo ensaiado a uma força brusca e repentina, que deve rompê-lo. Os materiais frágeis rompem-se sem nenhuma deformação plástica, de forma brusca. Para as aplicações que são utilizadas o aço complex phase são desejáveis materiais que tenham capacidade de absorver energia e dissipá-la, para que a ruptura não aconteça, ou seja, materiais que apresentem tenacidade.

O ensaio foi realizado nas amostras em diferentes temperaturas com o objetivo de verificar a curva de transição desse material. A Figura 58 mostra os resultados do ensaio *Charpy* realizado na direção transversal e na direção longitudinal. Os resultados das energias obtidas nos corpos de prova tamanho 10 mm x 4 mm foram convertidos para a energia em Joules (J) equivalente a uma área de 10 mm x 10 mm.

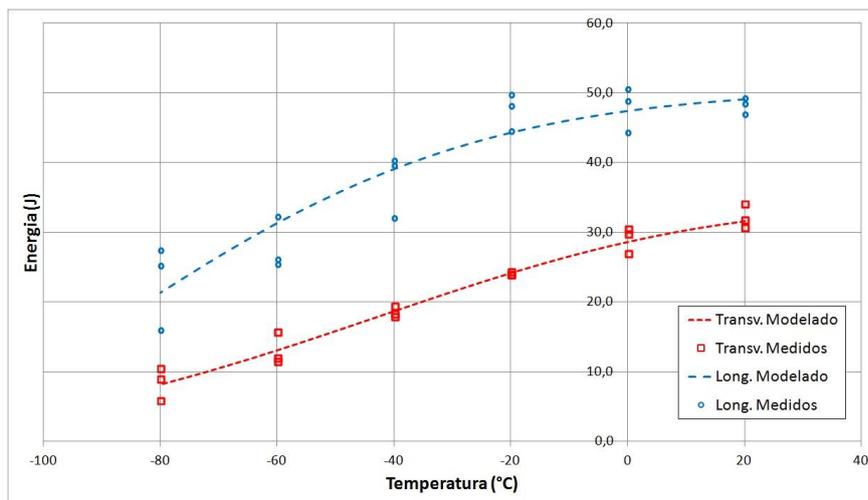


Figura 58: Resultados da energia absorvida no ensaio de impacto *Charpy* de aço complex phase laminado a quente direção do ensaio transversal e longitudinal.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Uma das funções do ensaio de impacto *Charpy* é determinar se um material apresenta ou não uma transição dúctil-frágil com a variação da temperatura de ensaio e, caso isso ocorra, qual a faixa de temperatura que acontece este fenômeno.

Os corpos de prova foram ensaiados nas temperaturas de -80°, -60°, -40°, -20°, 0° e 20°C visando identificar a transição dúctil-frágil do material *complex phase*.

A curva apresenta um patamar superior e outro inferior, caracterizado por uma fratura dúctil e frágil, respectivamente. A curva apresenta um patamar superior, em que a fratura ocorre de modo dúctil, um patamar inferior, caracterizado por uma fratura frágil e uma região de transição em que ocorrem os dois modos de fratura.

As análises dos ensaios de impacto *Charpy* foram realizadas empregando a versão triparamétrica da equação de Weibull (TAVARES et al., 2014). A Equação 03 é conhecida como função de distribuição de probabilidade.

$$P(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x-x_u}{x_0}\right)^m\right] \quad (03)$$

Em que:

- x_0 é o fator de escala, que é o valor característico da distribuição, neste caso a amplitude de temperaturas nas quais a energia varia do máximo ao mínimo;
- m é o parâmetro de forma da distribuição, mais conhecido como coeficiente de Weibull (oferece uma visão do inverso da dispersão);
- x_u é chamado parâmetro de localização, neste caso a temperatura na qual a energia Charpy será mínima e;
- $x_0 + x_u$ é a média/moda da distribuição, neste caso a temperatura de inflexão da tendência frágil-dúctil.

A equação final para avaliar os ensaios de impacto Charpy realizados na direção transversal e longitudinal através da distribuição de Weibull é dado pela Equação 04, onde $E_{m\acute{a}x}$ é a energia máxima obtida no ensaio.

$$E_c (J) = E_{m\acute{a}x} + P(x) \quad (04)$$

1. Transversal

a. Coeficiente de determinação (R^2 - quadrado do coeficiente de correlação de Pearson) = 0,9554

b. Parâmetro de forma = 3,929

c. Fator de escala = 178,7°C

d. Parâmetro de localização = -208,65°C

e. Inflexão = -30,0°C

f. Equação 05 - final:

$$E_c (J) = 34,05 \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{T(^{\circ}\text{C}) + 208,65}{178,7} \right)^{3,929} \right] \right\} \quad (05)$$

2. Longitudinal

a. Coeficiente de determinação (R^2 - quadrado do coeficiente de correlação de Pearson) = 0,8229

b. Parâmetro de forma = 1,755

c. Fator de escala = 73,5°C

d. Parâmetro de localização = -132,15°C

e. Inflexão = -58,6°C

f. Equação 06 - final:

$$E_c (J) = 50,48 \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{T(^{\circ}\text{C}) + 132,15}{73,5} \right)^{1,755} \right] \right\} \quad (06)$$

O significado destes números é que a direção transversal possui menor tenacidade, mas é mais estável e diminui menos com a temperatura do que a direção longitudinal, que é mais instável e dispersa em termos de energia, mesmo absorvendo mais energia na faixa testada.

5.1.4 Dureza do Metal Base

Para obtenção da dureza do material desse estudo, o método utilizado foi ensaio de dureza Vickers. Neste método, as cargas podem ser de qualquer valor, pois as impressões são sempre proporcionais à carga, para um mesmo material. Deste modo, o valor de dureza será o mesmo, independentemente da carga utilizada. Para este estudo foram realizados com carga de 3 kgf. Os resultados da dureza Vickers medida no metal base, ou seja, nas amostras de aço *complex phase* grau 800 são apresentadas na Figura 59.

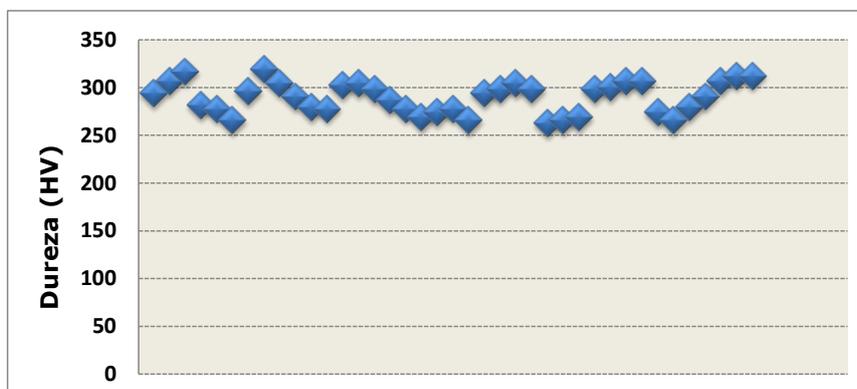


Figura 59: Resultados obtidos no aço *complex phase* grau 800 no ensaio de dureza Vickers com carga de 3 kgf.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O material apresentou em média dureza de 290 HV. As normas de montadoras ou fabricantes de componentes automotivos não especificam o ensaio de dureza como requisito exigido para atendimento de suas normas referentes ao material *complex phase*.

É conhecida a correlação entre a resistência à tração e a dureza de um material. No entanto, não foi esse objetivo da medição da dureza do metal base neste estudo. A dureza do metal base foi avaliada para posterior comparação com a dureza ao longo da junta soldada.

Todas as regiões da ZTA podem ter suas propriedades alteradas em relação ao metal base devido o processo de soldagem. A melhor maneira de avaliar se ocorreu o amaciamento, isto é, perda de dureza e resistência mecânica na região da junta soldada é através da comparação da dureza ao longo da mesma.

5.1.5 Microestrutura do Metal Base

Neste estudo, o objetivo do ensaio metalográfico no metal base foi para avaliar a alteração na microestrutura do material após o processo de soldagem. Para melhor identificação e quantificação de fases de um aço *complex phase*, outras técnicas devem ser empregadas, como por exemplo, avaliação através do reagente LePera. Na Figura 60 é possível observar uma foto da microestrutura do aço

complex phase grau 800 laminado a quente observada no MEV com aumento de 5000x.

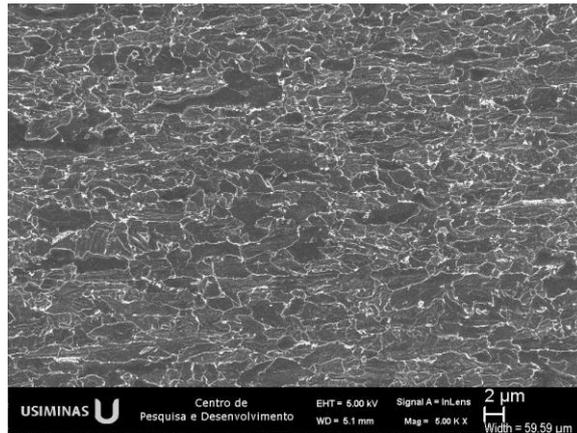


Figura 60: Imagem por MEV da microestrutura do aço *complex phase* grau 800 laminado a quente (aumento 5000x).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O aço *complex phase* grau 800 laminado a quente apresentou uma microestrutura fina e formada por várias fases, como ferrita, bainita e constituinte MA. A composição química e o processo de laminação a quente selecionados para a obtenção desta microestrutura complexa visam obter uma atrativa combinação de propriedades neste material, como, alta resistência com boa conformação.

5.1.6 Tenacidade do Metal Base

A tenacidade dos aços em geral, está relacionada simultaneamente a uma boa capacidade de deformação plástica (ductilidade) e alta resistência mecânica, características reconhecidamente incompatíveis e difíceis de serem obtidas em valores elevados ao mesmo tempo. A tenacidade à fratura é uma propriedade que mede a resistência de um material a fratura quando uma trinca está presente. No trabalho apresentado por Moraes (2011) foram obtidas equações de regressão correlacionando a resistência mecânica com a ductilidade visando quantificar a tenacidade.

Para estimar os valores de K_{IC} , fator de intensidade de tensões crítico, emprega-se a Equação 07 utilizando valores de energia Charpy (E_c), quando estes são obtidos acima da transição dúctil-frágil (MORAIS, 2011).

$$K_{IC} = LE \times \sqrt{0,646 \cdot \left(\frac{E_c}{LE} - 0,01 \right)} \quad (07)$$

Sendo:

- E_c (J) é a energia Charpy em CPs 10mm × 10mm;
- LE (MPa) é o limite de escoamento;
- K_{IC} (MPa·√m) é um parâmetro de tenacidade à fratura em deformação plana (fator de intensidade de tensões crítico).

Esta equação é adotada, já que os produtos siderúrgicos apresentam, notoriamente, uma tenacidade acima da transição dúctil-frágil (MORAIS, 2011). Empregando a Equação 07, os valores de K_{IC} deste material são apresentados na Tabela 27, considerando os valores de Charpy na direção transversal.

Tabela 27: Resultados do K_{IC} considerando os valores de Charpy.

T (°C)	E_c (J)	K_{IC} (MPa √m)
20	77	182
20	80	186
20	85	193
0	67	169
0	76	181
0	75	179
-20	60	158
-20	61	160
-20	60	158
-40	45	134
-40	48	140
-40	46	136
-60	39	124
-60	30	104
-60	29	101
-80	22	85
-80	26	95
-80	15	60

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O K_{IC} é uma propriedade do material dependente da temperatura e da taxa de carregamento. Os valores de tenacidade ao impacto são menores em temperaturas mais baixas quando comparados à temperatura ambiente, conseqüentemente, a

tenacidade à fratura K_{IC} são menores em temperaturas mais baixas. A Figura 61 compara os valores de tenacidade à fratura do aço *complex phase 800* com três diferentes classes de metais de engenharia. Esta figura apresenta a diminuição da tenacidade à fratura em função do incremento da resistência ao escoamento, para diferentes classes de metais de engenharia.

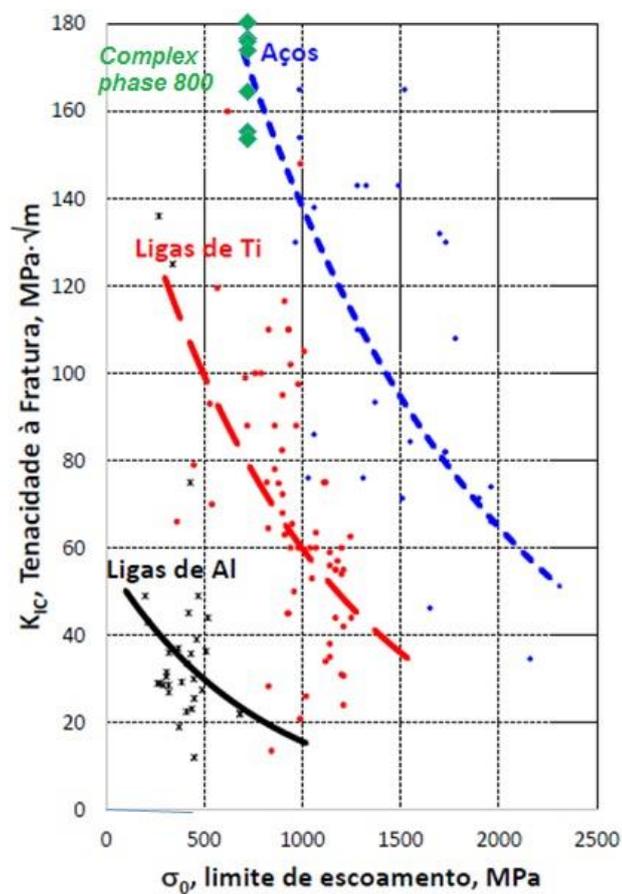


Figura 61: Tenacidade à fratura para diferentes tipos de materiais.

Fonte: Adaptado de Dowling (2012) com os valores obtidos pela autora deste trabalho.

O cálculo do K_{IC} está vinculado às temperaturas de ensaio Charpy e ensaio de tração, limite de escoamento. A equação considera valores de energia Charpy acima da transição dúctil-frágil. Portanto, o K_{IC} utilizado para comparar com a curva dos

aços, foi calculado considerando os ensaios de Charpy realizados nas temperaturas ambiente até -20°C . A variação do K_{Ic} do aço *complex phase* 800 em função da temperatura pode ser visualizada na Figura 62.

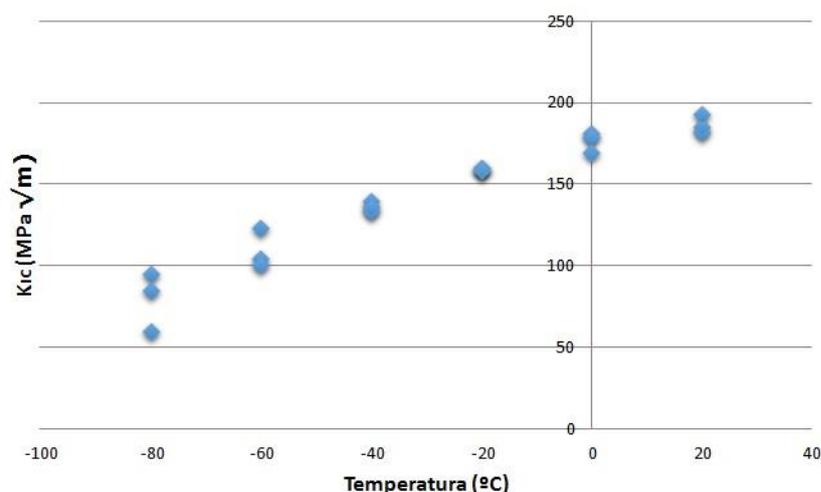


Figura 62: Tenacidade à fratura em função da temperatura.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O K_{Ic} médio nas temperaturas de 20°C e 0°C é $187 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $177 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectivamente. Nas temperaturas de -60°C e -80°C , o K_{Ic} calculado é $110 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectivamente. Assim, em mais baixa temperatura, menor a tenacidade.

Esse valor, K_{Ic} , é considerado uma propriedade do material e é chamado de tenacidade à fratura em deformação plana. Portanto, aplicável em situações que envolvem materiais de alta resistência e baixa tenacidade, isto é, que apresentem uma plasticidade limitada na ponta da trinca (MARTINS, 2012). No caso dos aços *complex phase*, a fratura deve ser, em geral, precedida por grandes deformações plásticas e crescimento estável da trinca. Neste caso, outros parâmetros que consideram o comportamento elasto-plástico do material devem ser adotados, como o CTOD (MARTINS, 2012).

O método CTOD baseia-se na medição do deslocamento da abertura da ponta da trinca como parâmetro crítico de iniciação do processo de fratura, caracterizando

a capacidade do material se deformar plasticamente antes da fratura (MARTINS, 2012).

Burdekin e Stone, em 1966, aplicaram a abordagem de funções complexas de tensão de Westergaard ao modelo da faixa de escoamento proposto por Dugdale e Stones e definiram o CTOD como abertura da ponta da trinca no final da zona de escoamento, dado pela Equação 08, onde o tamanho da zona de escoamento é dependente da tensão empregada na ponta da trinca devido à superposição das tensões de fechamento nas faces da trinca sobre a área plastificada (RIBEIRO, 2016).

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \cdot \sigma_e E'} \quad (08)$$

Considerando a dependência do encruamento e do estado de tensão, onde para o estado de tensão plana utiliza-se $m=1$ e $E=E'$, sendo $E'=E / (1-U^2)$; módulo de rigidez do aço 200 GMPa e módulo de Poisson 0,27.

O termo CTOD, que é a abreviatura da expressão inglesa *crack tip opening displacement*, representa a distância entre as duas superfícies da trinca, medida na ponta da trinca. A Tabela 28 apresenta os valores calculados de CTOD para o aço *complex phase 800*.

Tabela 28: Resultados de CTOD considerando os valores de Charpy obtidos em diferentes temperaturas.

T (°C)	Ec (J)	K _{IC} (MPa √m)	CTOD (mm)
20	77	182	0,24
20	80	186	0,25
20	85	193	0,27
0	67	169	0,21
0	76	181	0,24
0	75	179	0,23
-20	60	158	0,18
-20	61	160	0,19
-20	60	158	0,18
-40	45	134	0,13
-40	48	140	0,14
-40	46	136	0,13
-60	39	124	0,11
-60	30	104	0,08
-60	29	101	0,07
-80	22	85	0,05
-80	26	95	0,07
-80	15	60	0,03

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Conforme observado na Tabela 28, os valores de CTOD para os corpos de prova variaram entre 0,03 mm e 0,07 mm para a temperatura de -80°C, 0,13 mm e 0,14 mm para -40°C, 0,18 mm a 0,19 mm para -20°C e 0,24 mm a 0,27 mm para temperatura ambiente. As amostras ensaiadas na temperatura de -20°C até temperatura ambiente estão inseridas no patamar superior de energia do ensaio de impacto Charpy e isto faz com que estas amostras tenham um comportamento dúctil, apresentando valores de CTOD mais elevados em relação às demais temperaturas de ensaio.

O ensaio de CTOD é muito utilizado no país devido à indústria de petróleo e gás, geralmente, 0,2 mm é considerado um valor mínimo aceitável para tenacidade à fratura elasto-plástica do material.

5.2 SOLDAGEM PELO PROCESSO GMAW PULSADO ROBOTIZADO

Para realização da soldagem GMAW das amostras foi selecionado o equipamento de soldagem TPS/i acoplado em um robô, que é utilizado por importantes empresas automobilísticas no mercado nacional. A TPS/i pode trabalhar com qualquer robô, dependendo da interface, precisa fazer uma adaptação. No equipamento TPS/i existe alguns padrões de soldagem especificados na máquina em função do material a ser soldado. Além disso, ao alterar um parâmetro, outros são ajustados automaticamente. Por exemplo, ao mexer na velocidade, altera a voltagem e tensão.

As empresas da indústria automobilística consultadas utilizam o processo de soldagem GMAW robotizado pulsado e consumível ER70S-6 para a produção de componentes com aço *complex phase* 800. A empresa "A" utiliza como gás de proteção a mistura 85% argônio e 15% CO₂, enquanto a empresa "B" utiliza 92% argônio e 8% CO₂.

Antes de iniciar o processo de soldagem, foi feito um mapeamento da amostra para traçar o caminho da soldagem. A soldagem foi GMAW pulsada e a mistura utilizada foi 85% argônio e 15% CO₂. O consumível empregado foi o mesmo utilizado pelas empresas automotivas, ER70S-6, com diâmetro de 1,2 mm. A Figura 63 ilustra a soldagem das amostras.



Figura 63: Soldagem GMAW (TPS/i Fronius acoplada no robô).
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os parâmetros iniciais foram programados em função do arame utilizado. Assim, para a mesma velocidade de alimentação inicial programada, em função do arame, demais parâmetros foram ajustados automaticamente, conforme mostra Figura 64.



Figura 64: Parâmetros iniciais programados para soldagem.(a) equipamento de soldagem TPS/i. (b) tela com os parâmetros programados para execução da soldagem
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Nas primeiras experiências, foram soldadas quatro amostras utilizando o arame ER70S-6, onde os parâmetros utilizados para soldagem estão citados na Tabela 29. Os demais parâmetros de soldagem foram ajustados pelo próprio equipamento de soldagem.

Tabela 29: Parâmetros utilizados na soldagem GMAW pulsada com arame ER70S-6.

Parâmetros	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Velocidade de alimentação (m/min)	8	8	8	10 / 8
Velocidade de deslocamento (mm/s)	8	8	9	8

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Iniciou-se a soldagem da amostra 4 com velocidade de alimentação 10 m/min, 22,4 V e 252 A, no entanto, a amostra rompeu, conforme Figura 65.



Figura 65: Rompimento do cordão de solda durante o processo de soldagem.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Como a velocidade de alimentação do arame de 10 m/min foi excessiva para a realização da soldagem, a mesma foi reduzida para 8 m/min, conseqüentemente, ajustados os demais parâmetros pelo equipamento para 21,6 V e 205 A. As amostras, entre si, apresentaram uma pequena variação no tamanho do cordão da solda em função das alterações dos parâmetros citados. A Figura 66 mostra a Amostra 1 após o processo de soldagem GMAW.

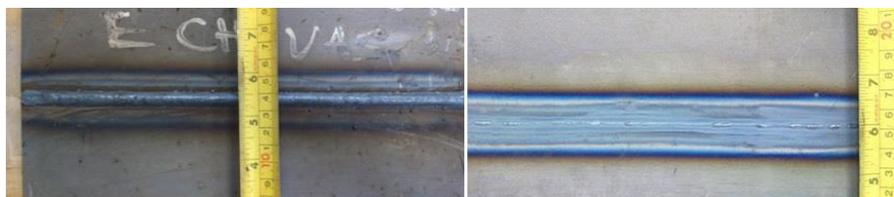


Figura 66: Imagem da amostra após o processo de soldagem GMAW.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Ainda na primeira fase da experiência, foram soldadas quatro amostras utilizando o arame ER110S-G, onde os parâmetros utilizados para soldagem estão citados na Tabela 30. A principal alteração com relação ao processo de soldagem utilizando o consumível ER70S-6 foi na mistura do gás de proteção, no qual foi empregado 92% argônio e 8% CO₂. Os demais parâmetros de soldagem foram ajustados pelo próprio equipamento de soldagem.

Tabela 30: Parâmetros utilizados na soldagem GMAW pulsada com arame ER110S-G.

Parâmetros	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Velocidade de alimentação (m/min)	7,3	7,7	7,3	7,3
Velocidade de deslocamento (mm/s)	8	8	7	7

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Na soldagem GMAW pulsada com utilização do arame ER110S-G foi observada uma maior estabilidade e diminuição nos respingos. Como os parâmetros não foram significativamente alterados, a voltagem e amperagem foram similares nas quatro amostras, sendo, aproximadamente, 22,8 V e 164 A.

Novas soldagens foram realizadas, utilizando o consumível ER70S-6. Nessa nova etapa da experiência, as amostras foram soldadas com pequenas variações na velocidade de alimentação, velocidade de deslocamento e voltagem com relação à primeira fase da experiência. Sendo definido como os parâmetros mais adequados para a realização da soldagem de aços *complex phase* grau 800, com o consumível ER70S-6, os apresentados na Figura 67, registrados no equipamento de soldagem utilizado TPS/i Fronius.

Numero do Job: 0007

Nome do Job:



Criado: 23.06.2016 / 18:59 Fonte de soldagem: TPS 500i /MV/nc Numero de serie: 26285720
 Última Modificação: 03.02.2017 / 12:06 Versão do Firmware: 1.7.2-10868

Parâmetros	Valor	Parâmetros	Valor
Modo de soldagem	MIG/MAG PMC	Correção de corrente baixa	0.0
Modo de gatilho	2 tempos especiais	CorreçãoJOB de corrente máxima	0 %
Material	ER 70 S-6	CorreçãoJOB de corrente mínima	0 %
Diametro	1.2 mm	CorreçãoJOB de comprimento de arco* máxima	0.0
Gás	M21 Ar+15-20%CO2	CorreçãoJOB de comprimento de arco* mínima	0.0
Propriedades	dynamic	Valor de Gás MIG	15.0 l/min
Característica-ID	3300	Fator de Gás MIG	auto
Veloc. Alim. Arame	6.5 m/mn	Intervalo Doc	1.0 s
Corrente	170 A		
Tensão	20.9 V		
Espessura do Material	3.8 mm		
Corr compr arco	1.0		
Correc freq puls/din	-0.7		
Estabil. da penetração de solda	3.5 m/mn		
Estabilizador do comprimento de arco	0.8		
Pre fluxo do Gás	0.3 s		
Pos fluxo de Gás	0.3 s		
valor em pol	10.0 m/mn		
Corrente de início	120 %		
correc compr arco inicial	0.0		
Tempo da corrente inicial	0.1 s		
rampa 1	0.0 s		
rampa 2	0.3 s		
Corrente final	75 %		
correc compr arco final	0.0		
Tempo da corrente final	0.2 s		
SFI	0n		
SFI Hotstart	0.04 s		
recolher o arame	0.3		
habilitar Synchropulse	Off		
Variação da alimentação do arame	2.0 m/mn		
Frequência	3.0 Hz		
Ciclo de trabalho	50 %		
Corr. do comprim. de arco pico	0.0		
Corr. do comprim. de arco base	0.0		
Tempo de correção da potência Máx	0.0		
Correção de tempo de corrente baixa	0.0		

Figura 67: Resultados dos parâmetros utilizados na soldagem de amostras de *complex phase* grau 800 utilizando GMAW robotizada.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O aço *complex phase* grau 800 laminado a quente está em fase de desenvolvimento no Brasil. Ainda poucos estudos a respeito do processo de soldagem desse material. A Soldagem requer habilidade e conhecimento do material que esta sendo soldado, além do processo de soldagem empregado, dentre inúmeros outros fatores que devem ser avaliados.

Assim, utilizando como referência este trabalho, foi elaborado a Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) conforme APÊNDICE A, onde estão registrados os valores permitidos de diversas variáveis do processo, para serem utilizados como referência pelos soldadores e operadores de soldagem para esse tipo de material e junta. A EPS das juntas soldadas com ER70S-6 foi elaborada para uma junta de topo, sem chanfro, aço *complex phase* grau 800, espessura de 4 mm. O material foi soldado através do processo GMAW pulsado com mistura de argônio e 15~20%CO₂, consumível ER70S-6 e demais parâmetros conforme descrito na EPS.

Para o processo de soldagem GMAW com o consumível ER110S-G foi elaborado a EPS mostrada no APÊNDICE B, onde estão registradas as principais variáveis do processo. A EPS das juntas soldadas com ER110S-G foi elaborada para uma junta de topo, sem chanfro, aço *complex phase* grau 800, espessura de 4 mm. O material foi soldado através do processo GMAW pulsado com mistura de 92% argônio e 8%CO₂, consumível ER110S-G. Portanto, as principais diferenças entre os EPS, são a mistura de argônio + CO₂ e o tipo de consumível. Os demais parâmetros conforme descrito na EPS. A mistura de gás foi alterada devido o fato de que para este tipo de consumível é indicado uma mistura mais inerte.

5.3 CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA COM CONSUMÍVEL ER70S-6.

As amostras de aço *complex phase* laminados a quente foram soldadas através do processo GMAW utilizando o consumível ER70S-6, conforme prática utilizada pelas empresas da indústria automobilísticas consultadas.

Foram realizados ensaios de tração transversal no aço *complex phase* antes do processo de soldagem e o limite de resistência médio obtido foi de 810 MPa. O consumível ER70S-6 (Böhler EMK 6D), utilizado neste estudo, apresenta uma resistência média de 530 MPa. Portanto, o metal de adição empregado na soldagem

possui resistência inferior a do metal base.

Para caracterizar o comportamento do material após o processo de soldagem foram realizados, na junta soldada, os ensaios de tração, mapeamento de dureza, impacto Charpy, metalográficos e avaliação da geometria da junta.

5.3.1 Propriedades mecânicas da junta soldada com consumível ER70S-6 obtidas a partir do ensaio de tração.

Nas amostras soldadas com o consumível ER70S-6 foram retirados corpos de prova conforme especificado pela norma AWS B4.0M (2000) para a realização dos ensaios de tração conforme Figura 68.



Figura 68: Corpo de prova preparado para ensaio de tração conforme norma AWS B4.0M (2000), de aço *complex phase* 800 soldado com ER70S-6, sem a retirada do reforço de solda.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O software da máquina de tração permite a extração dos valores obtidos do ensaio, tais como, força medida e deformação do material, conforme observado na Figura 69.

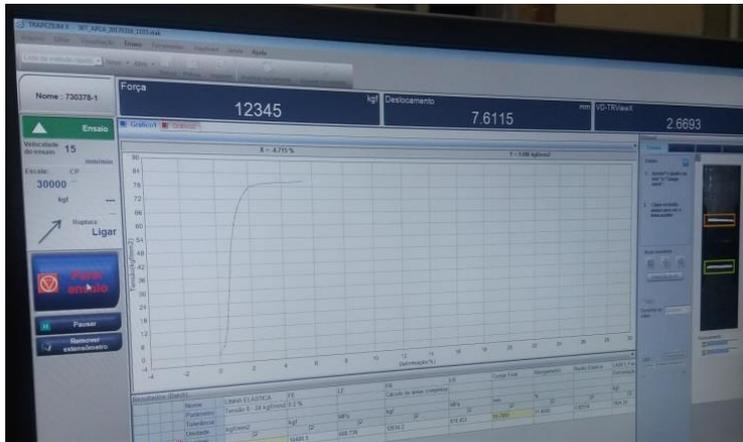


Figura 69: Visualização dos resultados do material durante o ensaio de tração de um corpo de prova *complex phase* soldado utilizando consumível ER70S-6.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A Figura 69 mostra o momento em que o gráfico de tensão e deformação está sendo construído enquanto o corpo de prova soldado está sendo tracionado, destacando a medição do alongamento pelo extensômetro de vídeo digital. O detalhe do corpo de prova sendo tracionado é mostrado na Figura 70.



Figura 70: Ensaio de tração de um aço *complex phase grau 800* soldado através do processo GMAW utilizando consumível ER70S-6.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Inicialmente, foram realizados ensaios de tração nas amostras soldadas com o consumível ER70S-6 sem a retirada do reforço da solda. Um exemplo de um dos corpos de prova ensaiado é apresentado na curva tensão-deformação na Figura 71.

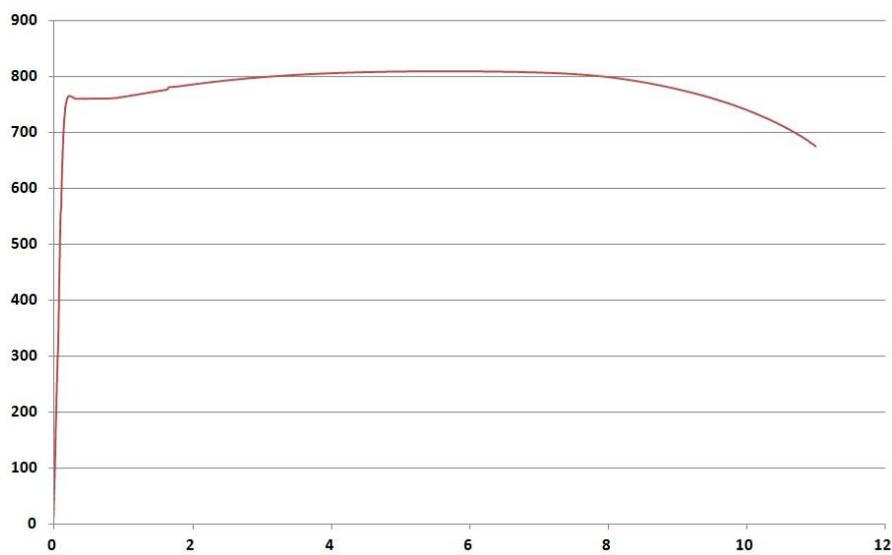


Figura 71: Ensaio de tração de corpo de prova de aço *complex phase* grau 800 soldados com consumível ER70S-6 apresentados na curva tensão - deformação

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Confirmando uma característica típica de um aço *complex phase*, o material apresentou um elevado limite de escoamento e resistência mesmo após o processo de soldagem com o consumível ER70S-6. A Tabela 31 mostra os valores obtidos nos ensaios de tração.

Tabela 31: Resultado dos ensaios de tração das amostras soldadas com ER70S-6.

	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)		
			Prop.	L ₀ =80mm	L ₀ =50mm
T8	764	810	12%	10%	11%
T9	765	807	13%	11%	12%
Média	765	809	13%	11%	12%
USI-CP 800	680 ~ 780	780 ~ 960		>10%	

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados dos ensaios de tração das amostras soldadas com o consumível ER70S-6 continuam atendendo o especificado pela norma USI-CP800. Em média os corpos de prova obtiveram um limite de resistência à tração de 809 MPa, sendo que a norma USI-CP 800 especifica uma faixa de 780 a 960 MPa. O limite de escoamento médio obtido foi de 765 MPa, sendo especificado na norma 680 a 780 MPa e alongamento médio encontrado de 11%, solicitado acima de 10%.

O comportamento de deformação do material sem solda e soldado com consumível ER70S-6 sob carga de tração uniaxial é descrito graficamente na curva tensão-deformação conforme Figura 72.

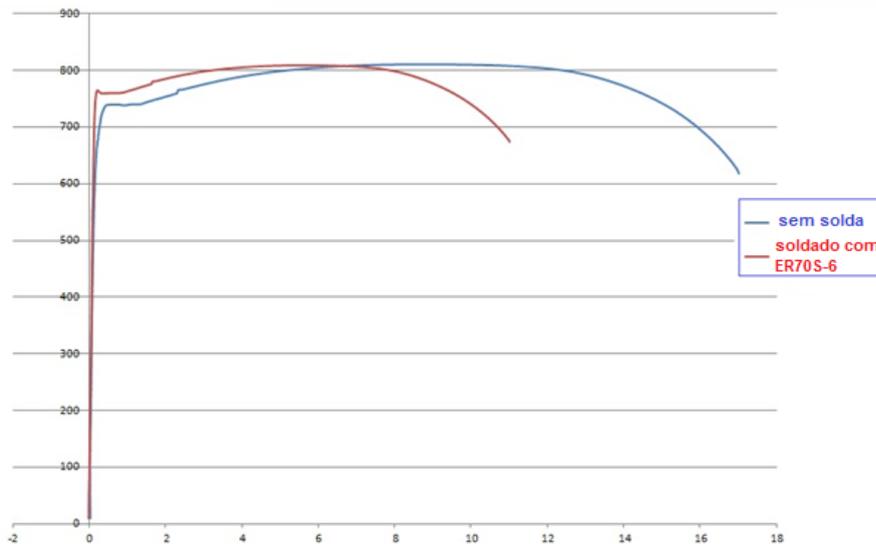


Figura 72: Curva tensão x deformação
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Quando o material é submetido a um ensaio de tração e apresenta uma grande área sob a curva tensão-deformação significa que o material é dúctil, isto é, são capazes de absorver uma grande quantidade de energia por meio de deformações elásticas ou plásticas. A curva tensão-deformação do corpo de prova soldado com ER70S-6 apresenta área de tamanho menor ao do corpo de prova de *complex phase* grau 800 sem solda.

O limite de escoamento dos corpos de prova soldados utilizando o consumível

ER70S-6 foi ligeiramente maior que do metal base em função do aumento de área devido o reforço da solda. O aumento da área na região do cordão de solda aumenta a resistência da junta, no entanto, proporcionou uma diminuição da ductilidade (alongamento). A Figura 73 ilustra o local onde a fratura ocorreu no ensaio de tração de duas diferentes amostras realizado conforme norma AWS B4.0M (2000).

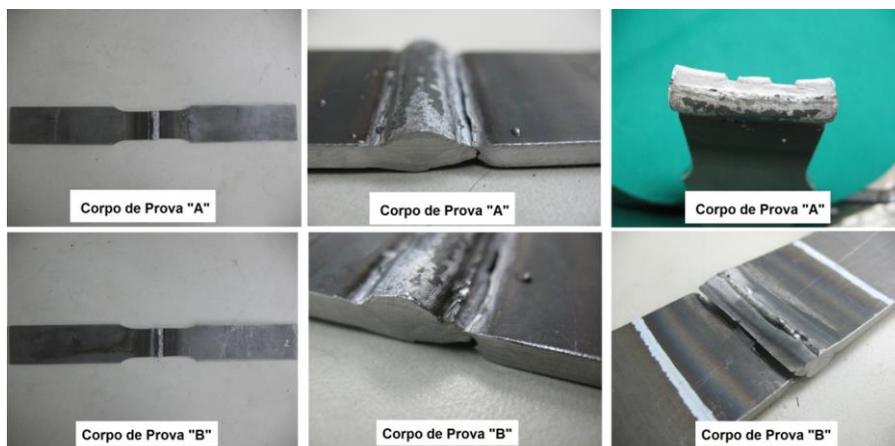


Figura 73: Corpos de provas soldados após tracionados. CP A e CP B: rupturas nas margens das soldas.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os corpos de prova romperam praticamente no mesmo local, isto é, na região da margem da solda. A Figura 74 mostra as medidas do cordão de solda que foram obtidas pela análise da macrografia.

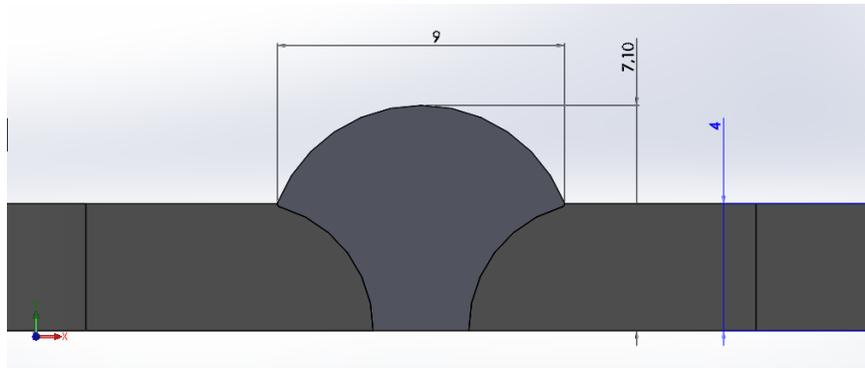


Figura 74: Medidas da junta soldada com consumível ER70S-6
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A espessura do material é de 4 mm e na região da junta soldada, o reforço tem uma altura de 3,10 mm, assim, nessa região a espessura total é de 7,10 mm. O reforço da solda como aumenta a espessura do material pontualmente, pode evitar que a ruptura ocorra na região da solda, no entanto, pode gerar um concentrador de tensões na margem da solda. Para avaliar essa concentração de tensão no corpo de prova foi utilizado o simulador *SolidWorks* que calculou a distribuição de tensão equivalente de Von Mises, conforme Figura 75.

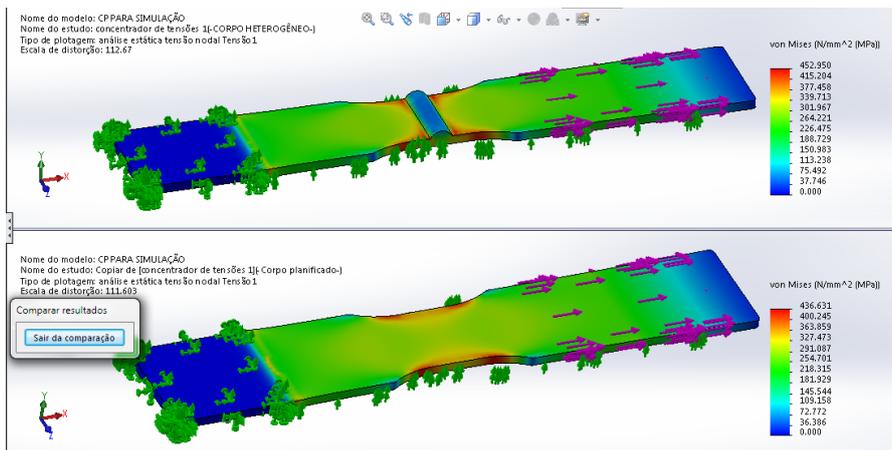


Figura 75: Comparação entre corpo de prova com cordão de solda sem reforço de solda (planificado) e com reforço de solda (não planificado).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

No ensaio de tração, as extremidades do corpo de prova são fixados na máquina, sendo um lado do corpo de prova à região da garra fixa e outro da garra móvel. No corpo de prova com o reforço de solda foi possível observar uma maior concentração de tensões ao redor da base do cordão. No corpo de prova planificado, isto é, com o reforço da solda retificado, este concentrador de tensão é eliminado. A Figura 76 apresenta os valores de tensões equivalentes de Von Mises próximos ao concentrador, utilizando o simulador *Solidworks*.

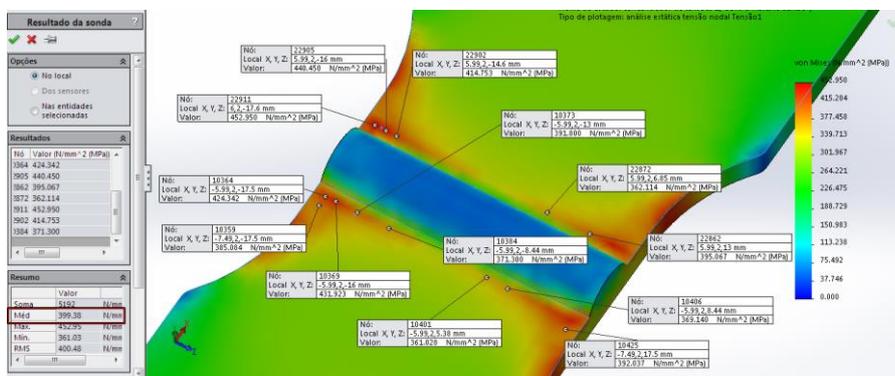


Figura 76: Realce do gradiente de tensões no cordão de solda não planificado.
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Pela Figura 76 pode se perceber que as tensões concentradas na base do cordão de solda são praticamente o dobro das tensões presentes no restante da seção útil do corpo de prova, afastada da região do concentrador de tensão. Portanto, é de se esperar que os corpos de prova com o reforço de solda, ao serem submetidos ao ensaio de tração, entrem em deformação plástica e fraturem se na região de maior concentração de tensão, na base do reforço do cordão de solda, na aresta do corpo de prova. Isto, de fato, foi o que ocorreu nas amostras não planificadas deste estudo.

Para eliminar esta influência do reforço da solda, foi realizado o ensaio de tração em amostras soldadas com consumível ER70S-6 após as mesmas terem sido usinadas até a sua planificação. A usinagem foi realizada de forma a não alterar as propriedades mecânicas do corpo de prova, para não impactar nos resultados obtidos. A Figura 77 ilustra a remoção do reforço do corpo de prova de tração.

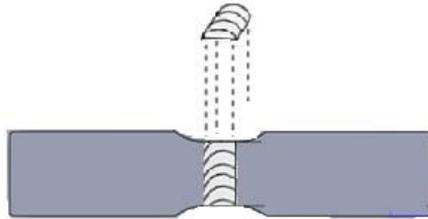


Figura 77: Ilustração da remoção do reforço do corpo de prova de tração.
 Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados médios obtidos no ensaio de tração das amostras após a retirada do reforço da solda são apresentados na Tabela 32.

Tabela 32: Resultados médios dos ensaios de tração de amostras soldadas com ER70S-6 sem reforço na solda (planificada)

	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)
Amostra soldada ER70S-6 retirado o reforço (planificada)	583	703	6%
USI-CP 800	680 ~ 780	780 ~ 960	>10%

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Em média os corpos de prova obtiveram um limite de resistência à tração de 703 MPa, sendo que a norma USI-CP 800 especifica uma faixa de 780 a 960 MPa. O limite de escoamento médio obtido foi de 583 MPa, sendo especificado na norma 680 a 780 MPa e alongamento médio encontrado de 6%, para o solicitado acima de 10%. Portanto, os resultados dos ensaios de tração das amostras soldadas com o consumível ER70S-6 após a retirada do reforço da solda não atendem o especificado pela norma USI-CP800.

Os resultados médios mostram uma queda no limite de escoamento e resistência à tração nos corpos de prova quando comparado com os valores médios das amostras com o reforço de solda, conforme mostra a Tabela 33.

Tabela 33: Resultados médios dos ensaios de tração de amostras *complex phase* 800 MPa, laminadas a quente.

	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%) Lo= 80 mm .	LE/LR
Metal Base	738	810	17%	0,91
Amostra soldada ER70S-6 com reforço	765	809	11%	0,95
Amostra soldada ER70S-6 retirado o reforço (planificada)	583	703	6%	0,83
USI-CP 800	680 ~ 780	780 ~ 960	>10%	

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Como os corpos de prova foram ensaiados em base de medidas diferentes, considerando normas distintas, foram convertidos conforme norma ISO 2566-1 (1984) para possibilitar a comparação entre os mesmos. O alongamento baixo obtido nos corpos de prova soldados com ER70S-6 sem o reforço pode ser explicado ao avaliar a região da ruptura dos corpos de prova e pela menor resistência a tração.

O corpo de prova usinado para retirar o reforço da solda obteve 583 MPa de limite de escoamento e 703 MPa de resistência à tração. Esses valores são mais de 100 MPa menores que os resultados dos corpos de prova com o reforço da solda. Os resultados obtidos nos corpos de prova sem o reforço não atenderam os exigidos pela norma USI-CP 800. A Figura 78 mostra o corpo de prova soldado, cujo reforço foi removido, após o ensaio de tração.

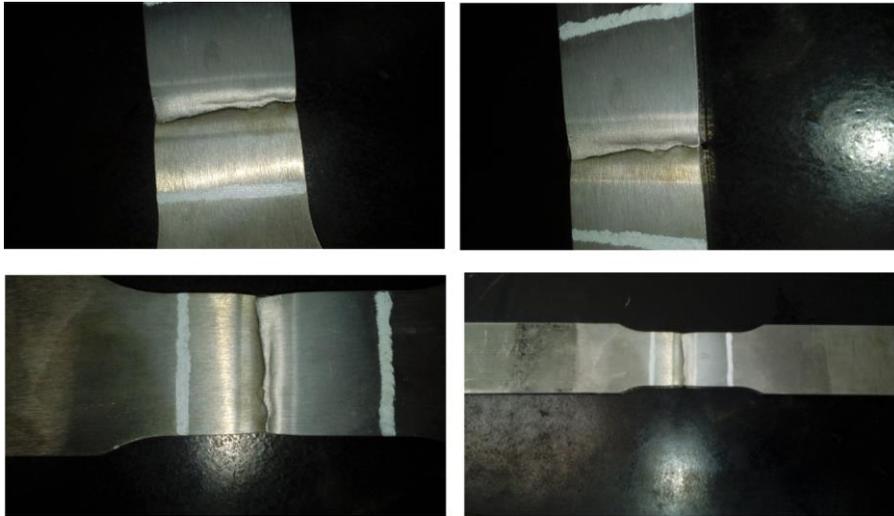


Figura 78: Corpo de prova tracionado de *complex phase* 800 soldado com consumível ER70S-6 e reforço usinado.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

No caso do corpo de prova em que houve a retirada do reforço, a ruptura no ensaio de tração ocorreu na solda, conforme Figura 79.



Figura 79: Ruptura do corpo de prova na região da junta soldada.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os corpos de prova de aço *complex phase* de resistência de 800 MPa soldados com o consumível ER70S-6, cuja resistência é de 530 MPa, foram submetidos ao ensaio de tração como soldado, em duas situações, sem retificar o reforço de solda e após a planificação por usinagem.

No caso do corpo de prova com reforço, a ruptura ocorreu na ZTA. O simulador *SolidWorks* confirmou que a ruptura ocorreu na região do concentrador de

tensão. No entanto, ao remover o reforço da solda, de maneira que o corpo de prova ficasse planificado, a ruptura ocorreu na solda, cuja resistência do consumível é menor que o metal base. Este resultado fortalece a recomendação de Keeler e Kimchi (2014) de utilizar um metal de adição (arame) de maior resistência mecânica para soldar aços com resistência à tração acima de 800 MPa.

5.3.2 Microestrutura da Junta Soldada com ER70S-6

A Figura 80 mostra a junta soldada observada no microscópio óptico com aumento de 50 vezes. Para uma melhor caracterização da junta soldada, a amostra da junta foi analisada no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

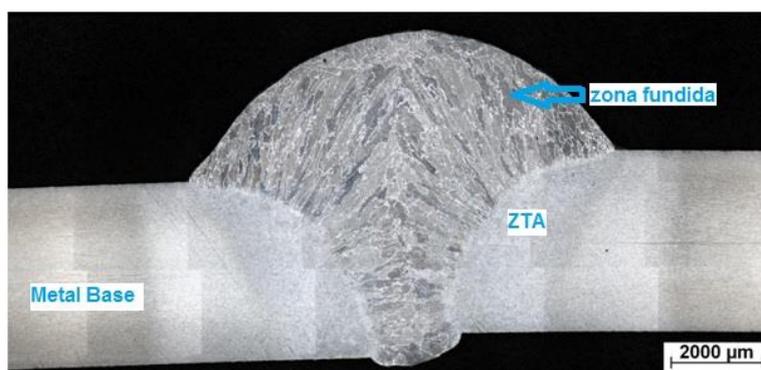


Figura 80: Aspecto da solda observada no microscópio óptico (50x).
Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A macrografia apresentada na Figura 80 foi utilizada para calcular as medidas da junta soldada mostradas na Figura 74. Nesta imagem é possível verificar as diferentes regiões da junta soldada, zona fundida, ZTA e metal base. Também é possível fazer a medição do tamanho da ZTA empregando esta macrografia, pela qual determina se que a ZTA na superfície superior apresenta um tamanho de apenas 300 µm, enquanto que na superfície inferior o tamanho é de 1.750 µm.

Empregou-se a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para verificar a alteração da microestrutura após o processo de soldagem. A necessidade de utilizar o MEV deve-se ao fato da microestrutura da junta soldada e do material base ser

extremamente fino. A microestrutura é fortemente responsável pelas propriedades mecânicas do material. Na Figura 81 estão identificados os locais onde foram registrados imagens do microscópio eletrônico de varredura (MEV) na amostra soldada.

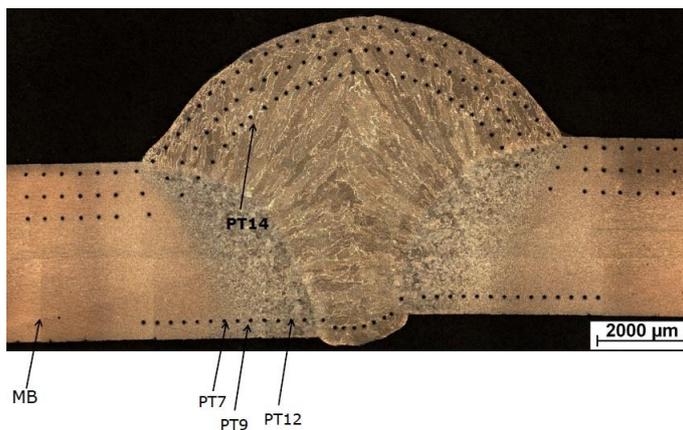


Figura 81: Identificação dos locais observados no MEV.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A região MB é a região do metal base, onde não foi afetado pelo processo de soldagem realizado no material. O ponto identificado como PT14 é a região da junta fundida ou metal de adição. Assim, os demais pontos são PT12, que representa a região dos grãos grosseiros, o PT9, a região dos grãos finos e o PT7 a região intercrítica, ou zona parcialmente transformada. Não foi possível identificar a região subcrítica. No metal base, ponto MB, observa-se uma microestrutura muito fina, característica de um aço *complex phase*, conforme Figura 82.

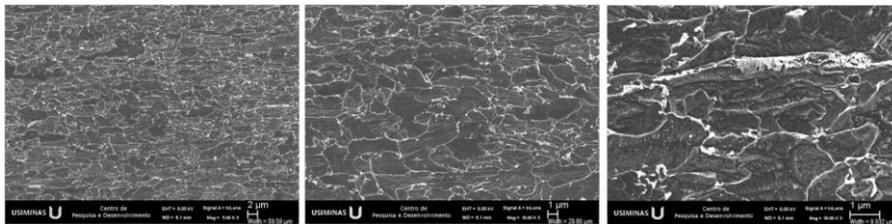


Figura 82: Microestrutura do metal base (*complex phase*) observadas no MEV (ponto MB).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

No metal base, aço *complex phase*, verifica-se, nas diferentes ampliações no MEV (5.000x, 10.000x e 30.000x), uma microestrutura fina, formada por várias fases, tais como, ferrita, constituinte MA (martensita austenita retida) e bainita. Nesta região, não foi afetada pelo processo de soldagem. No PT9, a região dos grãos finos, observa-se ferrita com segunda fase, provavelmente bainita, conforme Figura 83.

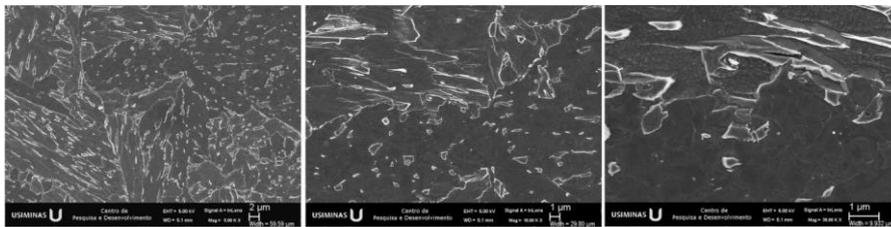


Figura 83: Microestrutura região dos grãos finos (PT9).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A Figura 84 mostra o PT7, região intercrítica, ou zona parcialmente transformada.

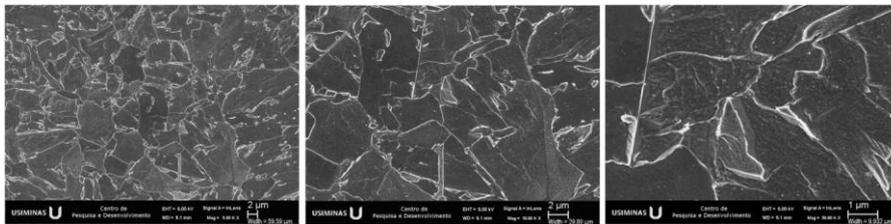


Figura 84: Região intercrítica (PT7).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Na região de grãos grosseiros, representada pelo ponto PT12, observa-se ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada, conforme Figura 85.

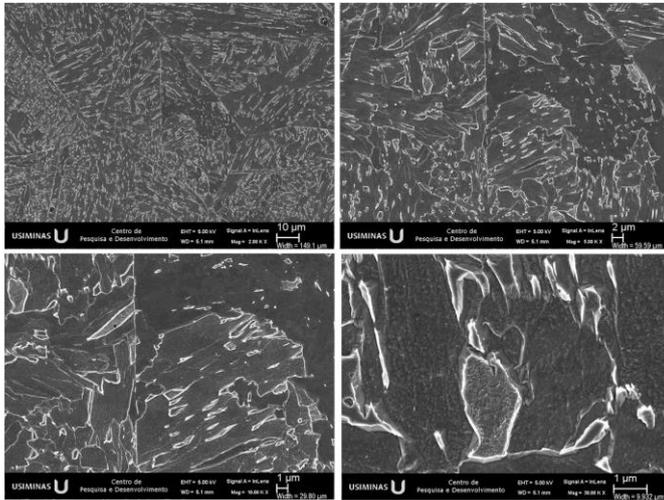


Figura 85: Região de grãos grosseiros (PT12).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O ponto PT14 observado na Figura 86, a região da zona fundida, encontra ferrita de contorno de grão, ferrita acicular e ferrita com segunda fase.

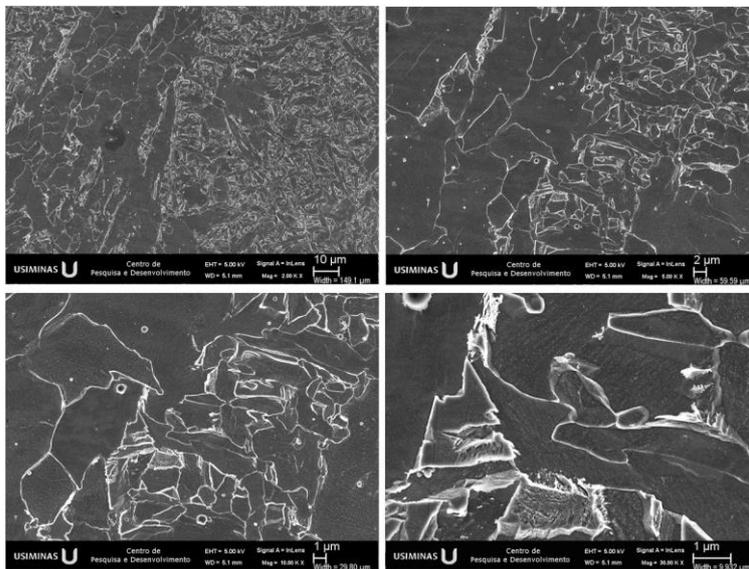


Figura 86: Região da zona fundida (PT14).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Na região da zona fundida representa a região do metal de adição, portanto, assim como se observa uma microestrutura diferente do metal base, espera-se propriedade diferente do metal base. Essa diferença pode ser verificada realizando medições de dureza ao longo do metal base e solda.

5.3.3 Dureza da Junta Soldada com ER70S-6

Para a análise da dureza, de uma amostra de *complex phase* 800 soldada pelo processo GMAW com consumível ER70S-6, foram feitas 139 marcações que constituíram uma malha com espaçamento de 0,6 mm entre os pontos. Estas marcações podem ser observadas na Figura 87.

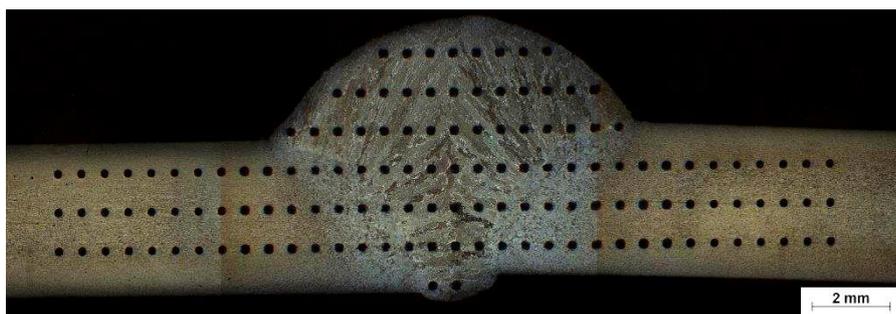


Figura 87: Mapeamento de dureza realizado na amostra de *complex phase* soldada através do processo GMAW com consumível ER70S-6.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A Figura 87 mostra os pontos em que foram realizados a medição de dureza Vickers na amostra ao longo do metal base e junta soldada. A grande quantidade de pontos medidos neste ensaio possibilita identificar uma possível alteração de propriedade do metal base em função do processo de soldagem, por meio da comparação das durezas obtidas no metal base, na ZTA e no cordão de solda.

Com os dados obtidos neste mapeamento, foi elaborado um gráfico de cores para a representação das durezas obtidas conforme ilustrado na Figura 88.

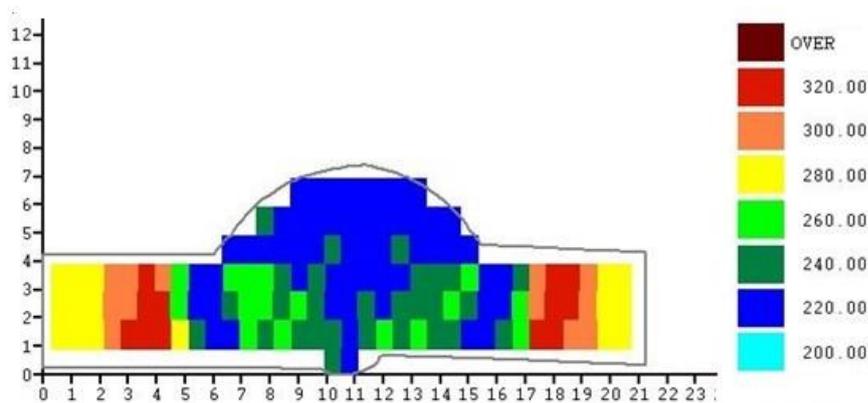


Figura 88: Mapeamento de dureza Vickers (HV) da junta soldada com consumível ER70S-6 .

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A dureza do aço, metal base, está na ordem de 290 HV. Em alguns pontos foi encontrada dureza mais elevada, 320 HV, provavelmente, devido presença de martensita. Nas outras regiões em que se observou no MEV a presença de bainita predominantemente, são regiões mais próximas a zona fundida, onde a dureza é de 260 a 280 HV. Na região da ZTA, que é a região dos grãos grosseiros e finos, ocorre a diluição, onde pode ter a penetração do metal de adição no aço.

Neste gráfico mostra que na região intercrítica está mais alta, provavelmente, não tem ou tem pouca interferência do metal de adição, somente tem a transformação do próprio metal base, portanto, foi medido um valor de dureza mais elevado. No entanto, na região da zona fundida, que é a região de menor dureza, tem apenas o metal de adição. Nesta região, a dureza foi de 220 HV. Considerando o metal base como referência, o amaciamento é onde ocorre uma queda de dureza e, normalmente, ocorre na ZTA. A Figura 89 mostra a dureza medida na junta soldada com ER70S-6 na região do metal base, ZTA e solda.

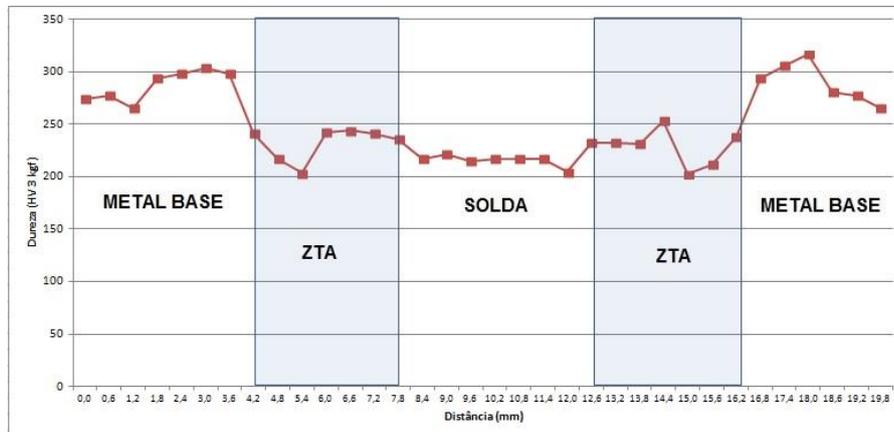


Figura 89: Medições de dureza realizada na junta soldada utilizando ER70S-6 nas regiões de metal base, ZTA e solda.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Novamente, sendo a dureza do metal base considerada como referência, a região da zona fundida (solda) e ZTA apresentam valores de dureza menores. Depende do tipo de esforço que o material sofre, espera-se que a ruptura ocorra na região de menor dureza, que neste caso, pode ser na região da solda ou na ZTA. Nos ensaios de tração realizados neste estudo, nas juntas soldadas com o consumível ER70S-6 planificado, cuja resistência é menor que a do metal base, a ruptura ocorreu na solda. Além da resistência do metal de adição, outros fatores, como a geometria da solda, pode gerar concentradores de tensão e causar a ruptura na região deste concentrador.

Os valores de dureza obtidos nestas amostras soldadas com o consumível ER70S-6, sugere soldar o aço *complex phase* grau 800 MPa com um arame de maior resistência, isto é, de resistência mais próxima ao do metal base.

5.3.4 Características da Junta Soldada com ER70S-6

A composição química da zona fundida (ZF) de uma solda depende basicamente da contribuição do metal de adição e do metal base. A participação percentual do metal base na ZF é conhecida como diluição. A partir da geometria da

solda é possível estimar a diluição, utilizando a Equação 09 e geometria representada na Figura 90.

$$\% \text{diluição} = \frac{\text{Área hachurada}}{\text{Área cordão de solda}} \times 100 \quad (09)$$

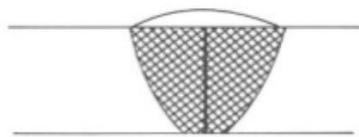


Figura 90: Estimativa de diluição a partir da geometria da solda de uma junta topo a topo.

Fonte: Forte, 2005.

Na estimativa de diluição, a área hachurada é a área do metal base que foi “dissolvido” junto com o metal de solda e a área do cordão de solda é a área total do metal fundido. Para fazer o cálculo de diluição da junta soldada com ER70S-6, foi utilizado a macrografia da junta e destacado, com cores distintas, as diferentes regiões da junta soldada, com o recurso do Photoshop, conforme ilustrado na Figura 91.

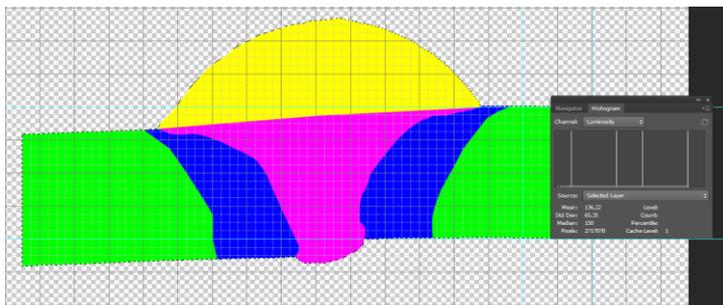


Figura 91: Geometria da junta soldada com ER70S-6 suas áreas marcadas em cores utilizando o Photoshop.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O Programa do Photoshop foi utilizado para mensurar as áreas destacadas por diferentes cores, isto é, medir as áreas do metal base, ZTA, zona fundida e

reforço. Com base nessa estimativa, as áreas da junta soldada ER70S-6 são:

- ZTA: 16 mm² (cor azul);
- Reforço (área depositada): 19 mm² (cor amarela);
- ZF (área fundida): 14 mm² (cor rosa).

Substituindo na Equação 09 pelas áreas medidas no Photoshop, a área hachurada, que representa a zona fundida (ZF), foi de 14 mm² e a área cordão de solda, 33 mm². Portanto, a diluição na junta de ER70S-6 foi de 42%.

As características geométricas do cordão de solda influenciam nas propriedades mecânicas. A Figura 92 mostra o aspecto macrográfico de uma junta soldada com ER70S-6 e os pontos de medições da geometria do cordão e da ZTA.

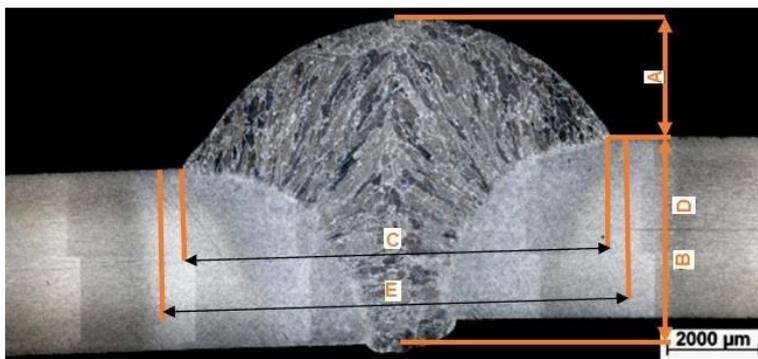


Figura 92: Características geométricas do cordão de solda e ZTA de uma junta soldada com ER70S-6.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

As medições do reforço, penetração, largura do cordão de solda, altura da ZTA e largura da ZTA, representadas pelas letras A, B, C, D e E respectivamente, são apresentadas na Tabela 34.

Tabela 34: Dimensões da geometria do cordão de solda (ER70S-6)

ID	Regiões	Dimensões (mm)
A	Reforço do cordão de solda	3,1
B	Penetração do cordão de solda	4
C	Largura do cordão de solda	9
D	Altura da ZTA	4
E	Largura da ZTA	10,2

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A penetração foi 100% da espessura do material. O reforço do cordão de solda aumentou a espessura na região para 7,1 mm.

O grau de “perda” do limite de resistência dos aços após a soldagem GMAW pode ser medido pela eficiência da junta (JE). Essa eficiência é definida pela razão entre o limite de resistência da junta soldada e o limite de resistência do metal base. Para os aços *complex phase* estudados, cujo grau de resistência é de 800 MPa, espera-se uma redução da eficiência, enquanto os abaixo desse grau de resistência tem uma alta eficiência. Esta queda está relacionada a mudanças significativas da microestrutura na ZTA (FENG et al, 2007). A Figura 93 mostra a eficiência das juntas soldadas para diferentes aços, incluindo os resultados da eficiência das juntas de aço *complex phase* grau 800 soldados com consumível ER70S-6 com reforço de solda e planejado (sem reforço).

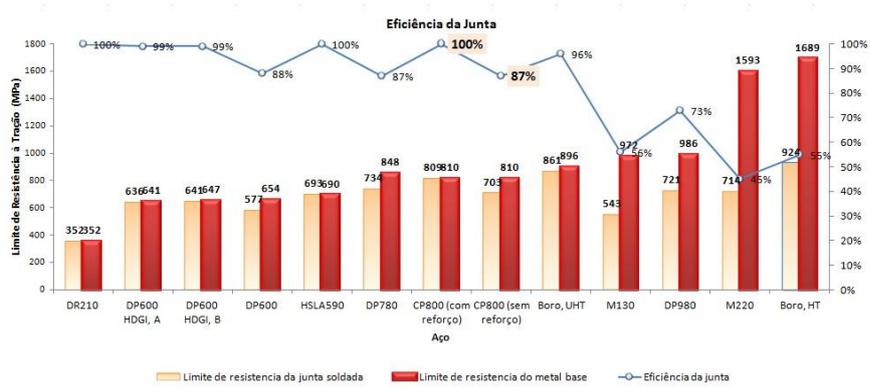


Figura 93: Eficiência das juntas soldadas para diferentes aços AHSS.

Fonte: Adaptado de Feng et al (2007) com os valores obtidos pela autora deste trabalho.

No caso do material soldado com ER70S-6 sem a retirada do reforço, a eficiência da junta é 100%. Para o grau de resistência do aço *complex phase* 800 era esperado uma queda da eficiência da junta que, neste caso, não ocorreu. Pode ser justificado pelo aumento da espessura do material, na região onde o material apresenta uma dureza menor, em função da resistência do consumível empregado. Conforme discutido no item 5.3.1 deste trabalho, o reforço da solda como aumenta a espessura do material pontualmente, pode aumentar a resistência nesta região, no entanto, pode gerar um concentrador de tensões e aumento do peso da peça.

Na amostra soldada de ER70S-6 planificada, isto é, com a retirada do reforço, a eficiência da junta é 87%. A queda da eficiência está relacionada à resistência do metal de adição e a mudança na microestrutura na ZTA, refletida pelo perfil de dureza, também já discutido neste trabalho.

O reforço da solda não é interessante para indústria automobilística, visto que, ocorre um aumento da espessura e conseqüentemente, aumento de peso na peça.

5.3.5 Resistência ao Impacto Charpy da Junta Soldada com ER70S-6

No metal base foram realizados ensaios de impacto *Charpy*, na direção transversal e longitudinal, em diferentes temperaturas com o objetivo de obter a curva tensão-deformação do material estudado. No caso dos ensaios de impacto *Charpy* para os corpos de prova soldados utilizando consumível ER70S-6, os mesmos foram realizados na direção transversal e em apenas duas temperaturas, +20 e -40°C. Na preparação dos corpos de prova para o ensaio foram removidos o reforço da solda conforme ilustrado na Figura 94.

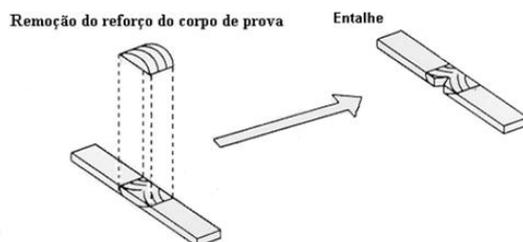


Figura 94: Ilustração da preparação do corpo de prova para ensaio *Charpy* com remoção do reforço.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Visando avaliar o comportamento do material na ZTA e na solda, os corpos de prova soldados foram submetidos ao ensaio com entalhe na solda e outros corpos de prova com entalhe na ZTA. Para a realização dos ensaios foi utilizada a máquina SHIMADZU com capacidade de 30 kgm, conforme Figura 95.



Figura 95: Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade de 30 Kgm, fabricante SHIMADZU.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A correta localização do entalhe na solda ou na região da ZTA, em uma junta soldada, é muito importante para validação do teste, pois, no caso de uma pré-trinca de fadiga localizada em uma região incorreta do corpo de prova, não estará avaliando o que se deseja. Assim, para um correto posicionamento do entalhe, a amostra teve a superfície atacada a fim de determinar e marcar o local exato de usinagem do entalhe. A Figura 96 mostra os corpos de prova após o ensaio de impacto Charpy.



Figura 96: Corpos de prova após a ruptura no ensaio de impacto Charpy.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy, com entalhe na ZTA ou entalhe na solda, nas temperaturas de -40°C e 20°C são apresentados na Tabela 35.

Tabela 35: Resultados do ensaio de impacto Charpy de corpos de prova soldados utilizando consumível ER70S-6, com entalhe na solda ou entalhe na ZTA (10 x 2,5 mm).

Entalhe V	Temp. (°C)	Energia	Energia	Energia
		Absorvida Máx (J)	Absorvida Mín (J)	Absorvida Méd (J)
Solda	20	36	29	31
Solda	- 40	27	19	24
ZTA	20	36	34	35
ZTA	- 40	34	31	33

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados dos ensaios realizados com entalhe na ZTA mostram um comportamento homogêneo em temperaturas diferentes, nos quais a energia absorvida média foi de 33J à -40°C e 35J à +20°C. Os corpos de prova, cujo entalhe foi na região da solda, a energia absorvida foi menor na temperatura mais crítica, -40°C, quando comparado ao ensaio realizado à +20°C.

Visando comparar os resultados de energia absorvida dos corpos de prova soldados com ER70S-6 com o metal base, os valores de energia obtidos nos corpos de prova tamanho 10 mm x 2,5 mm, foram convertidos para a energia em Joules (J) equivalente a uma área de 10 mm x 10 mm (tamanho padrão *full size*). Os resultados obtidos nos ensaios dos corpos de prova soldados e planificados com o consumível ER70S-6 são apresentados na Figura 97 junto com a curva de transição dúctil-frágil obtida no ensaio do metal base.

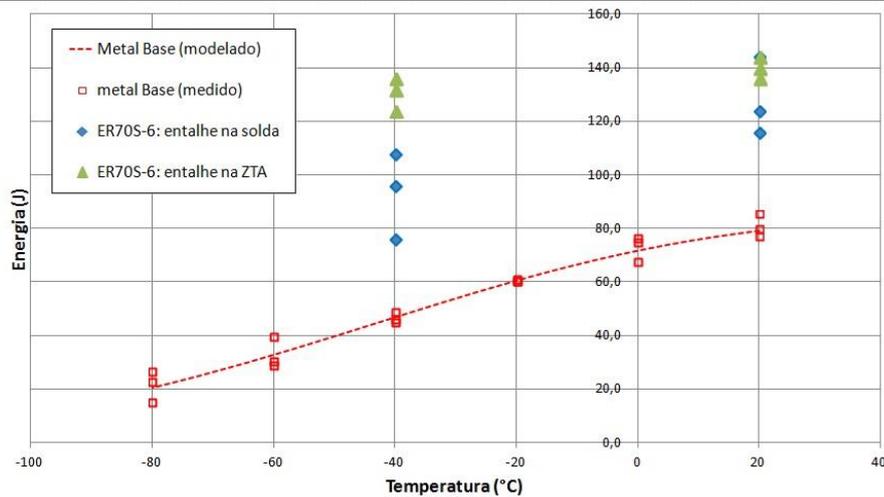


Figura 97: Resultados de ensaio Charpy de corpos de prova soldados com consumível ER70S-6, planificado, com entalhe na solda e entalhe na ZTA.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados obtidos nos corpos de prova soldados ficaram superiores aos obtidos nos corpos de prova ensaiados do metal base. Segundo o fornecedor do consumível empregado neste trabalho, BÖHLER (2016), o arame ER70S-6 apresenta energia de 110 J na temperatura de -30°C , valor próximo ao obtido no corpo de prova ensaiado com entalhe na solda.

O consumível empregado tem uma menor resistência à tração quando comparado ao metal base, que pode contribuir para o aumento da tenacidade do corpo de prova soldado.

A mudança na microestrutura do metal base em função da soldagem e do tipo de metal de adição, explica o aumento na tenacidade por impacto na zona fundida e ZTA quando comparado ao metal base.

5.4 CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA COM CONSUMÍVEL ER110S-G.

Como objetivo desse trabalho, as amostras de aço *complex phase* laminados a quente foram soldadas através do processo GMAW pulsado utilizando o consumível ER70S-6, conforme pratica utilizada pelas empresas da indústria automobilísticas

consultadas. O consumível ER70S-6 (Böhler EMK 6D) apresenta 530 MPa de resistência. Foram realizados ensaios de tração no aço *complex phase* antes do processo de soldagem e o limite de resistência médio obtido foi de 810 MPa. Assim, visando avaliar uma potencial adequação de um processo de melhor desempenho, foram soldadas amostras com o consumível ER110S-G.

O consumível ER110S-G (Böhler X 70-IG), apresenta uma resistência média de 900 MPa. Portanto, este metal de adição possui resistência similar ao do metal base.

Para caracterizar o comportamento do material após o processo de soldagem foram realizados, na junta soldada, os ensaios de tração, mapeamento de dureza, impacto Charpy, metalográficos e avaliação da geometria da junta.

5.4.1 Propriedades mecânicas da junta soldada com consumível ER110S-G obtidas a partir do ensaio de tração.

Nas amostras soldadas pelo processo GMAW pulsado com o consumível ER110S-G foram retirados corpos de prova conforme especificado pela norma ASTM A370 para a realização dos ensaios de tração.

Inicialmente, foram realizados ensaios de tração nas amostras soldadas sem a retirada do reforço da solda. Os resultados dos ensaios de tração destes corpos de prova são mostrados na Tabela 36.

Tabela 36: Ensaios de tração realizados em amostras soldadas com consumível ER110S-G (direção transversal).

CP	S _{LR} (MPa)	%Alongamento			S _{LE} (MPa)	t _{Méd}
		Prop.	L ₀ =80mm	L ₀ =50mm		
T10	541	5%	4%	4,2%	453	4,05
T11	449	3%	3%	3%	314	4,05

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A norma USI-CP800 exige limite de escoamento entre 680 MPa e 780 MPa, limite de resistência entre 780 MPa e 960 MPa e alongamento mínimo, na base de medida 80 mm, de 10%. Nenhum requisito de norma foi atendido nos ensaios de tração destes corpos de prova devido falta de penetração na junta soldada.

Como no ensaio de tração das amostras soldadas com ER70S-6 ficou evidenciado que o reforço da solda impacta no resultado do ensaio, foram realizados ensaios de tração nas amostras soldadas com o consumível ER110S-G com a retirada do reforço da solda, isto é, planificadas. Os resultados são apresentados na Tabela 37.

Tabela 37: Ensaios de tração realizados em amostras soldadas com consumível ER110S-G sem reforço da solda (direção transversal).

CP	SLR (MPa)	Prop.	%Alongamento		SLE (MPa)	tMéd
			L0=80mm	L0=50mm		
T12	411	6%	5%	5,4%	410	3,90
T13	395	5%	5%	5%	389	3,96

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Assim como nos ensaios das amostras soldadas sem a remoção do reforço de solda, devido falta de penetração, os corpos de prova romperam na junta soldada e não atenderam os requisitos exigidos pela norma USI-CP800. Esta falta de penetração causa uma redução da seção útil da solda, além de ser um concentrador de tensões. A Figura 98 mostra um corpo de prova cuja ruptura ocorreu na junta soldada devido falta de penetração.



Figura 98: Aspecto macrográfico da fratura do corpo de prova de uma junta soldada com ER110S-G submetido ao ensaio de tração, que rompeu devido falta de penetração da solda.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Na análise macrográfica da fratura do corpo de prova submetido ao ensaio de tração é possível verificar a fratura frágil (aspecto cristalino), na qual houve pouco escoamento do material e sem a ocorrência do empescoçamento do corpo de prova, devido falta de penetração.

No processo de soldagem GMAW pulsado das amostras utilizando consumível ER110S-G foi utilizado a mistura de gás 92% argônio e 8% CO₂ e demais parâmetros similares aos empregados ao soldar com consumível ER70S-6 com 85% argônio + 15% CO₂. Assim, como a penetração é menor quando diminuído a participação de argônio na mistura, os parâmetros de processos deveriam ter sido ajustados ao utilizar o consumível ER110S-G para possibilitar uma penetração 100% da solda.

5.4.2 Microestrutura da Junta Soldada com ER110S-G

A amostra soldada com ER110S-G foi analisada no MEV em diferentes regiões, metal base (MB), ZTA e zona fundida (ZF). As regiões da ZTA, neste trabalho, foram divididas em ZTA 1, 2, 3 e 4, sendo que a ZTA 1 está mais próxima do MB, enquanto que a 4 está mais próxima da ZF. A Figura 99 representa uma região do metal base fotografada no MEV com ampliação de 5000 vezes e 10000 vezes.

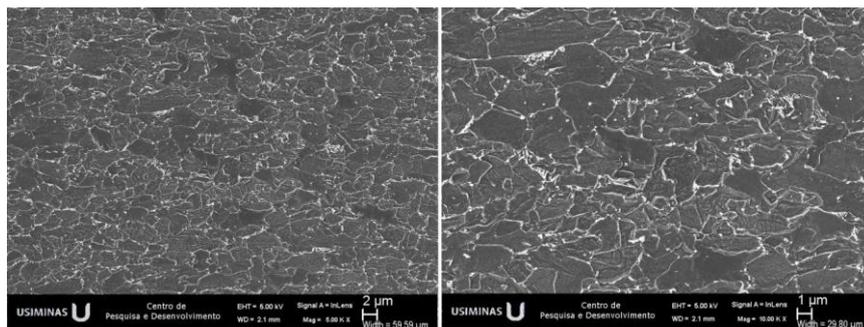


Figura 99: Microestrutura observada no MEV da região do metal base (ampliação 5000x e 10000x).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Ao analisar a amostra no MEV, em uma região em que não foi afetada pelo processo de soldagem, observa-se uma microestrutura fina com a presença de diferentes fases.

Na região da zona fundida da junta soldada com consumível ER110S-G observa-se apenas bainita, isto é, ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada, conforme Figura 100.

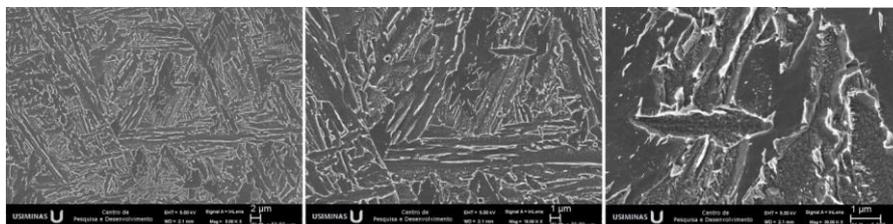


Figura 100: Microestrutura da região fundida (5000x, 10000x e 30000x).

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A microestrutura observada na ZF da junta soldada com ER110S-G difere da microestrutura da junta soldada com ER70S-6, pois nesta última, observa-se ferrita de contorno de grão, cuja resistência é menor. A ZTA 1, conforme Figura 101, representa a região da ZTA bem próxima ao metal base.

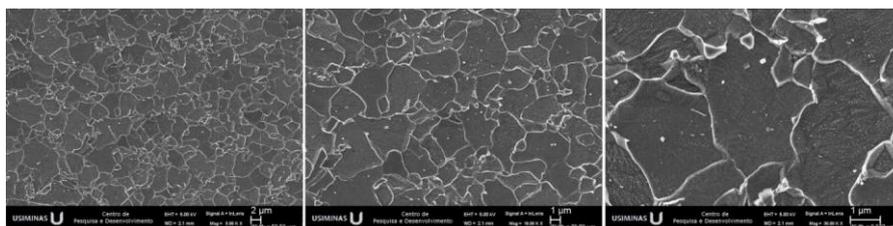


Figura 101: Microestrutura da região da ZTA, denominada como ZTA 1, próxima ao metal base, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Nesta região da ZTA, representada neste trabalho como ZTA 1, observa-se ferrita e segunda fase na microestrutura. É a região subcrítica com uma microestrutura parecida com a encontrada no metal base, no entanto, com os grãos de ferrita maiores. Devido esta microestrutura menos refinada que a do metal base é

verificada uma queda de dureza nesta região quando comparada com a dureza obtida no metal base. Na microestrutura observada no MEV da região da ZTA 2 observa-se também ferrita e segunda fase, conforme Figura 102.

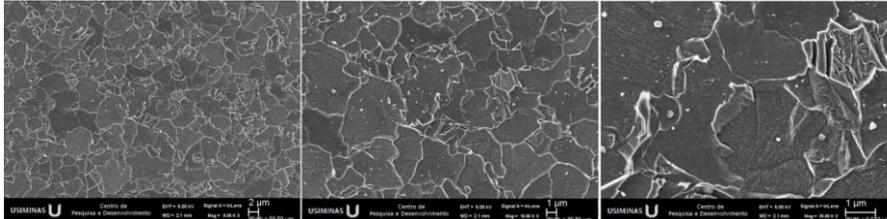


Figura 102: Microestrutura da região da ZTA (ZTA 2) com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Nesta região da ZTA, denominada como ZTA 2, os grãos de ferrita são maiores que os observados na ZTA 1. A Figura 103 mostra a micrografia da ZTA 3 do material, apresentando ferrita de grãos finos, observada no MEV com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x.

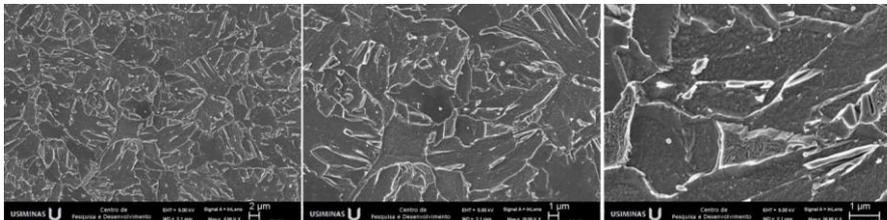


Figura 103: Microestrutura da região da ZTA 3, apresentando ferrita de grãos finos, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A ZTA 3 representa a região na ZTA de ferrita de grãos finos e a ZTA 4, região de ferrita de grãos grosseiros, conforme micrografia mostrada na Figura 104. A região da ZTA 4 representa a região da ZTA mais próxima da zona fundida.

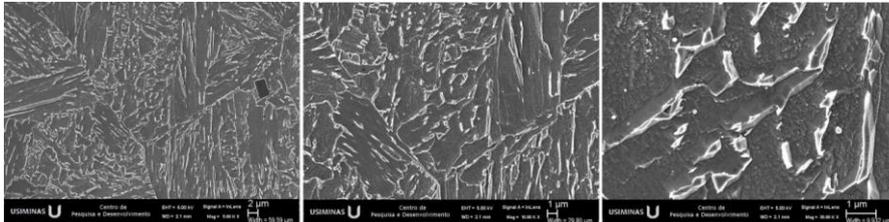


Figura 104: Microestrutura da região da ZTA 4, próxima da ZF, com ampliação de 5.000x, 10.000x e 30.000x

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

No metal base é possível observar microestrutura de ferrita de grãos finos com segunda fase que promovem uma dureza mais elevada que na ZTA, cujos grãos são menos refinados. Na Zona Fundida, a bainita observada promove o aumento de dureza quando comparado a ZTA. No caso da junta soldada com ER70S-6, na ZF, observa-se ferrita de contorno de grão que não foi observado na junta soldada com ER110S-G, fazendo com que a dureza na ZF da amostra soldada com ER110S-G fosse maior.

5.4.3 Dureza da Junta Soldada com ER110S-G

Para a análise da dureza, de uma amostra de *complex phase* 800 soldada pelo processo GMAW com consumível ER110S-G, foram feitas 219 marcações que constituíram uma malha com espaçamento de 0,6 mm entre os pontos. Estas marcações podem ser observadas na Figura 105.

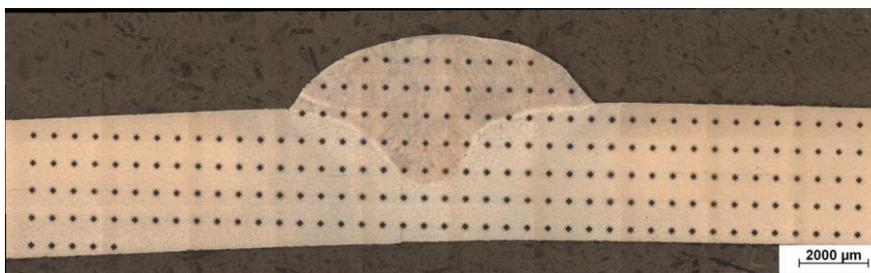


Figura 105: Mapeamento de dureza realizado na amostra de complex phase soldada através do processo GMAW com consumível ER110S-G.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Na imagem da amostra soldada é possível observar uma descontinuidade que se caracteriza por uma falta de fusão localizada, isto é, ausência de continuidade entre o metal depositado e o metal base.

A Figura 105 mostra os pontos em que foram realizados a medição de dureza Vickers na amostra ao longo do metal base e junta soldada. O mapeamento da dureza Vickers foi realizado utilizando carga de 3 kgf e espaçamento de 0,6 mm. O resultado deste mapeamento de dureza é representado através de cores na Figura 106.

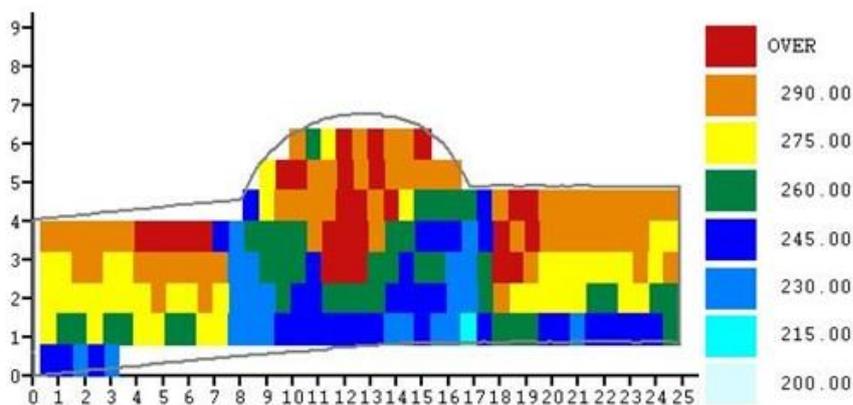


Figura 106: Mapeamento de dureza Vickers (HV) da junta soldada com consumível ER110S-G.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Apesar da penetração da solda ter sido parcial, é possível avaliar e tirar algumas importantes conclusões considerando os resultados de dureza obtidos nesta junta soldada de ER110S-G. A dureza do aço, metal base, está na ordem de 275 HV. Em alguns pontos foi encontrada dureza mais elevada, acima de 290 HV, que pode ser explicada pela microestrutura.

Na região da zona fundida, que é a região onde, basicamente, é formada pelo metal de adição, apresentou as maiores durezas obtidas no mapeamento. Foram medidas durezas iguais ou maiores que 290 HV. O consumível empregado ER110S-G, Böhrler X 70-IG, tem resistência de 900 MPa, além de ter na sua composição química elementos que aumentam sua temperabilidade como cromo, níquel e molibdênio. A Figura 107 mostra a dureza obtida nas diferentes na solda, ZTA e

metal base em uma junta soldada com o consumível ER110S-G.

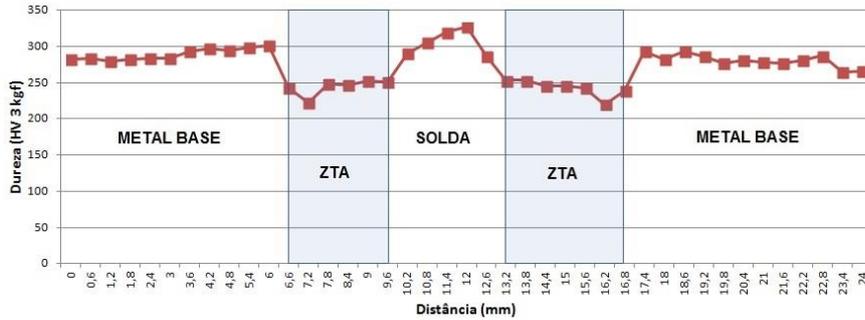


Figura 107: Dureza obtida na solda, ZTA e metal base em uma junta soldada com consumível ER110S-G.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Considerando a dureza do metal base como referência para as demais regiões, verifica-se que a região do metal de adição apresenta uma dureza acima da dureza do metal base. Verificou-se uma região de amaciamento na ZTA, que apresentou uma dureza menor do que a dureza da região de referência, neste caso, a região do metal base. A Figura 108 apresenta no mesmo gráfico as durezas encontradas nas amostras de juntas soldadas com o consumível ER70S-6 e ER110S-G.



Figura 108: Comparativo das durezas obtidas nas juntas soldadas com o consumível ER70S-6 e ER110S-G.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A Figura 108 evidencia a diferença de dureza na região do metal de adição (solda), no qual a amostra soldada com ER110S-G apresenta dureza superior ao do metal base e a amostra soldada com ER70S-6 tem dureza inferior ao metal base. Na Tabela 38 é possível comparar a dureza média obtida no metal base, ZTA e dureza das juntas soldadas utilizando o consumível ER110S-G e o ER70S-6.

Tabela 38: Dureza média do metal base, ZTA e Solda das juntas soldadas com ER70S-6 e ER110S-G.

Material	Consumível	Dureza Metal Base média (HV 3)	Dureza ZTA Média (HV 3)	Dureza SOLDA média (HV 3)
Complex Phase 800	ER70S-6	290	230	216
Complex Phase 800	ER110S-G	290	243	305

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

A dureza média na solda obtida com ER110S-G é significativamente maior que a dureza média da solda obtida com o ER70S-6. Como esperado, a conclusão foi a mesma que a apresentada no trabalho de Cardenas et al (2015), quanto maior a resistência do consumível empregado, maior será a média de dureza da solda.

Na região da ZTA ocorre alteração da microestrutura e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas em função da geração de calor do processo de soldagem. Nesta região, é possível observar uma queda da dureza. A formação dessa microestrutura de menor dureza está associada ao calor fornecido a essa área, que atingiu temperaturas abaixo de Ac1, induzindo a martensita em se decompor em ferrita. Esse fenômeno é chamado de amaciamento da ZTA (MIRANDA, 2015).

A Tabela 39 mostra um comparativo entre o amaciamento de uma junta soldada de aço *complex phase 800* pelo processo GMAW pulsado utilizando consumível ER110S-G e o ER70S-6.

Tabela 39: Amaciamento das juntas soldadas de aços *complex phase 800*.

Material	Consumível	Dureza Metal Base (HV 3)	Dureza Mínima (HV 3)	Região Mínima Dureza	Amaciamento (%)
Complex Phase 800	ER70S-6	290	202	ZTA	30%
Complex Phase 800	ER70S-6	290	202	SOLDA	NA
Complex Phase 800	ER110S-G	275	220	ZTA	20%

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

O amaciamento na junta soldada com ER110S-G foi 20% e na junta soldada com ER70S-6 foi 30%, portanto, a redução de dureza quantificada utilizando o consumível de maior resistência (ER110S-G) foi menos abrupta do que a redução ao analisar a junta obtida com o consumível ER70S-6.

Dependendo do esforço que o material sofre, a ruptura deve ocorrer na região de menor dureza, que neste caso é na ZTA. No entanto, outros fatores, como a geometria da solda, pode causar a ruptura em outra região. No caso do consumível ER110S-G, como o mesmo apresenta dureza similar ou superior a do metal base, à ruptura, deve ocorrer na ZTA e não na solda.

5.4.4 Características da Junta Soldada com ER110S-G

As variáveis do processo são responsáveis diretamente pelas características finais do cordão de solda, isto é, pelos aspectos superficiais, geometria do cordão e propriedades mecânicas.

As características geométricas do metal depositado são definidas pela largura, reforço e a penetração, medidos a partir da seção transversal da solda e têm influência significativa sobre as suas propriedades mecânicas. As medições podem ser visualizadas por meio da Figura 109.

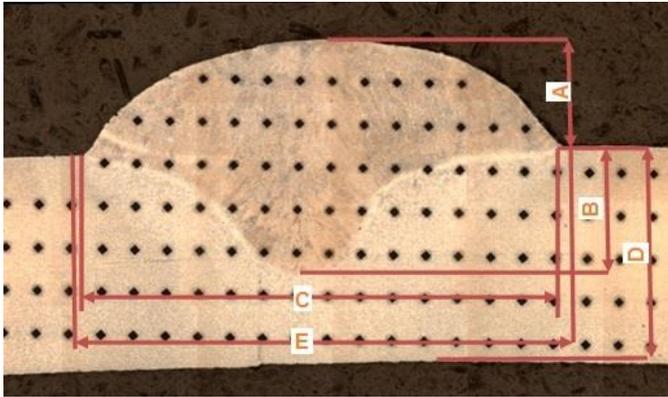


Figura 109: Características geométricas do cordão de solda e ZTA de uma junta soldada com ER110S-G.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Foram realizadas medições do reforço, penetração e largura do cordão de solda, além da altura e largura da ZTA, representadas pelas letras A, B, C, D e E respectivamente, conforme mostrado na Tabela 40.

Tabela 40: Dimensões da geometria do cordão de solda (ER110S-G)

ID	Regiões	Dimensões (mm)
A	Reforço do cordão de solda	2,1
B	Penetração do cordão de solda	2,1
C	Largura do cordão de solda	9
D	Altura da ZTA	4
E	Largura da ZTA	9,3

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Para fazer o cálculo de diluição da junta soldada com ER110S-G, foi utilizado a macrografia da junta e destacado, com cores distintas, as diferentes regiões da junta soldada, com o recurso do Photoshop, conforme ilustrado na Figura 110.

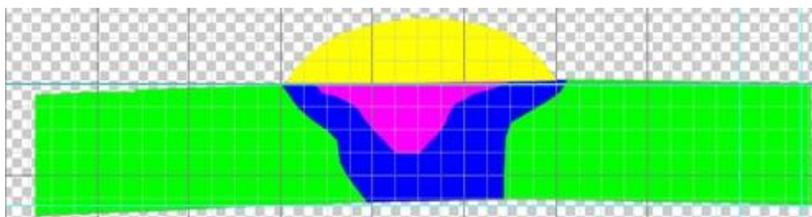


Figura 110: Geometria da junta soldada com ER110S-G suas áreas marcadas em cores utilizando o Photoshop.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

As áreas das regiões do metal base, ZTA, zona fundida e reforço foram medidas utilizando o Photoshop, através de correlação entre área em mm^2 e pixels. Estas áreas de uma junta soldada utilizando o consumível ER110S-G são:

- ZTA: 17 mm^2 (cor azul);
- Reforço (área depositada): 15 mm^2 (cor amarela);
- ZF (área fundida): 8 mm^2 (cor rosa).

Substituindo na Equação 09 pelas áreas medidas no Photoshop, a área hachurada, que representa a zona fundida (ZF), foi 8 mm^2 e a área cordão de solda, 23 mm^2 . Portanto, a diluição na junta de ER110S-G foi de 35%.

5.4.5 Resistência ao Impacto Charpy da Junta Soldada com ER110S-G

No metal base foram realizados ensaios de impacto Charpy, na direção transversal e longitudinal, em diferentes temperaturas com o objetivo de obter a curva tensão-deformação do material estudado. No caso dos ensaios de impacto Charpy para os corpos de prova soldados empregando o consumível ER110S-G, os mesmos foram realizados na direção transversal e em apenas duas temperaturas, $+20$ e -40°C . Na preparação dos corpos de prova para o ensaio foram removidos o reforço da solda conforme realizado para os corpos de prova soldados com ER70S-6.

Visando avaliar o comportamento do material na ZTA e na solda, os corpos de prova soldados foram submetidos ao ensaio com entalhe na solda e outros corpos de prova com entalhe na ZTA. Para a realização dos ensaios foi utilizada a máquina SHIMADZU com capacidade de 30 kgm.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy, com entalhe na ZTA ou entalhe na solda, nas temperaturas de -40°C e 20°C são apresentados na Tabela 41.

Tabela 41: Resultados do ensaio de impacto Charpy de corpos de prova soldados utilizando consumível ER110S-G, com entalhe na solda ou entalhe na ZTA (10 x 2,5 mm).

Entalhe V	Temp. (°C)	Energia	Energia	Energia
		Absorvida Máx (J)	Absorvida Mín (J)	Absorvida Méd (J)
Solda	20	19	15	16
Solda	- 40	19	13	15
ZTA	20	34	31	32
ZTA	- 40	27	21	24

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados dos ensaios realizados com entalhe na solda mostram um comportamento homogêneo em temperaturas diferentes, nos quais a energia absorvida média foi de 15J à -40°C e 16J à +20°C. Os corpos de prova, cujo entalhe foi na região da ZTA, a energia absorvida foi menor na temperatura mais crítica, -40°C, quando comparado ao ensaio realizado à +20°C. No entanto, os resultados, cujos entalhes foram na ZTA, foram superiores ao dos corpos de prova com entalhe na solda.

Visando comparar os resultados de energia absorvida dos corpos de prova soldados com ER110S-G com o metal base, os valores de energia obtidos nos corpos de prova tamanho 10 mm x 2,5 mm, foram convertidos para a energia em Joules (J) equivalente a uma área de 10 mm x 10 mm (tamanho padrão *full size*). Os resultados obtidos nos ensaios dos corpos de prova soldados e planificados com o consumível ER110S-G são apresentados na Figura 111 junto com a curva de transição dúctil-frágil obtida no ensaio do metal base.

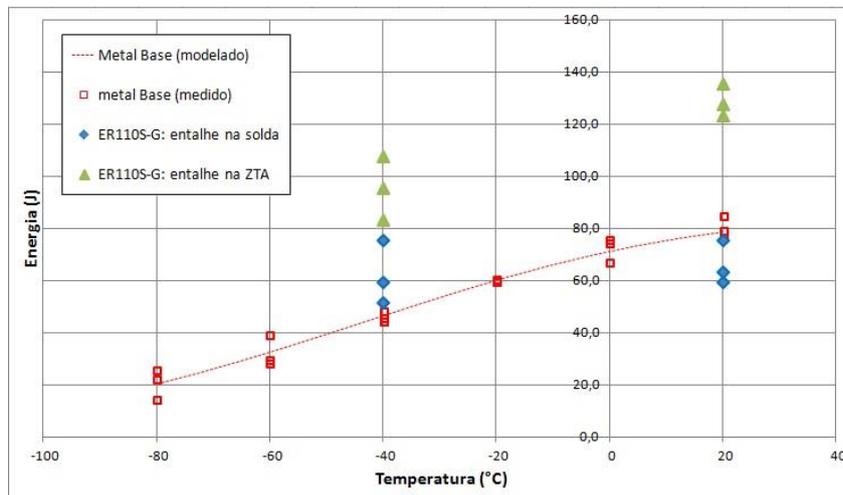


Figura 111: Resultados de ensaio Charpy de corpos de prova soldados com consumível ER110S-G, planejado, com entalhe na solda e entalhe na ZTA.

Fonte: Elaborado pela autora deste trabalho.

Os resultados obtidos nos corpos de prova soldados utilizando consumível ER110S-G, com entalhe na solda, apresentou um resultado similar aos obtidos nos corpos de prova ensaiados do metal base. Segundo o fornecedor do consumível empregado neste trabalho, BÖHLER (2016), o arame ER110S-G apresenta energia de 47 J na temperatura de -50°C , valor próximo ao obtido no corpo de prova ensaiado com entalhe na solda.

Os corpos de prova soldados com consumível ER110S-G com entalhe na ZTA apresentou energia absorvida superior ao obtido no metal base nas temperaturas ensaiadas. Este aumento na tenacidade por impacto na ZTA quando comparado ao metal base pode ser explicada pela alteração de microestrutura e comprovada pela diminuição da dureza nesta região. Caso o entalhe tenha sido feito na ZTA na região de grãos finos ou região em que a martensita foi revertida para microestrutura menos fragilizantes, como a ferrita, pode justificar o aumento da tenacidade.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, empregou-se o processo de soldagem GMAW pulsado robotizado para soldar amostras de aço *complex phase* laminado a quente e resistência a tração de 800 MPa, em fase final de desenvolvimento nacional. Considerando os resultados obtidos, pode-se concluir:

- ✓ É possível empregar a soldagem robótica GMAW pulsada em aço *complex phase* grau 800 MPa;
- ✓ Os ensaios de caracterização do metal base mostraram que o aço *complex phase* possui alto limite de escoamento e resistência, sem comprometer o alongamento. Apresenta boa capacidade de absorver impacto, ductilidade, tenacidade e boa soldabilidade. Sendo assim adequado para aplicações de componentes de segurança dos automóveis e componentes do sistema de suspensão;
- ✓ A fratura do corpo de prova da junta soldada com consumível ER70S-6 removendo o reforço de solda (planificada) ocorreu na solda. Portanto, o consumível ER70S-6 pode não ser o mais adequado para soldar aço *complex phase* grau 800 MPa, sendo mais indicado empregar consumível de resistência mais próxima ao do metal base;
- ✓ As durezas na zona fundida (solda) e na ZTA na junta soldada com ER70S-6 foram menores que do metal base. A dureza na zona fundida (solda) na junta soldada com ER110S-G foi maior que do metal base e a dureza na ZTA foi menor que a do metal base. Como esperado, quanto maior a resistência do consumível, maior é a dureza da solda;
- ✓ A redução de dureza quantificada na união soldada obtida com o consumível ER110S-G foi menos abrupta do que a mesma redução desta característica ao se analisar a junta obtida com o consumível ER70S-6. Portanto o incremento na resistência mecânica do consumível empregado é benéfico

para a manutenção da resistência mecânica da junta como um todo, como é de se esperar;

- ✓ A localização da fratura na junta soldada não necessariamente corresponde à área de menor dureza. Além da resistência do metal de adição, outros fatores, como a geometria da solda, impactam na resistência da junta. No caso da junta soldada com ER70S-6 sem a remoção do reforço, o reforço do cordão de solda gerou um concentrador de tensão na junta soldada e assim, a ruptura ocorreu nesta região do concentrador;
- ✓ A eficiência da junta soldada com ER70S-6 foi menor quando removido o reforço do cordão de solda. Não atendendo a especificação mínima exigida para o metal base;
- ✓ A mudança na microestrutura do metal base em função da soldagem e do tipo de metal de adição, explica o aumento na tenacidade por impacto quando o entalhe na ZTA ao comparar com o metal base. No caso do entalhe na zona fundida, para a junta soldada com ER70S-6, a tenacidade foi maior do que no metal base, devido a resistência do consumível ser igual do metal base. Na junta soldada com o ER110S-G, com entalhe na zona fundida, a tenacidade foi similar ao do metal base, no qual a resistência do consumível é similar ao do metal base;
- ✓ Limitações na execução da soldagem com consumível ER70S-6: Excesso de peso na solda; criação de concentrador de tensões; diluição deletéria; caso seja removido o reforço da solda ou o mesmo seja baixo, há redução da eficiência da junta soldada. Algumas vantagens: melhor tenacidade; menor custo; maior soldabilidade;
- ✓ Vantagens na execução da soldagem ER110S-G: Possibilidade de menor reforço de solda ou retirar o excesso; menor peso da junta; menor concentrador de tensões; diluição benéfica. Algumas “desvantagens”: necessita soldagem especial; maior custo.

7 TRABALHOS FUTUROS

Em função dos resultados obtidos e dos assuntos abordados, seguem algumas sugestões de trabalhos para dar prosseguimento a esta pesquisa:

- Avaliar o desempenho em fadiga das juntas soldadas de aços *complex phase*;
- Ampliar a análise do desempenho de aços *complex phase* soldados GMAW pulsado utilizando consumível ER110S-G.

REFERÊNCIAS

ANDRADE, S.L.; PEREIRA, J.F.B.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K. **ULSAB-AVC: O aço no automóvel do futuro: A estratégia da Usiminas**. 55º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 2000.

ALBA, D. R. **Influência dos parâmetros sobre a geometria dos cordões produzidos por soldagem MAG robotizada**. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2013.

ALVES, L. **Carros vendidos no Brasil que tiveram zero ou uma estrela no crash test**. Garagem 360. 5 de dezembro de 2016. Disponível em: <http://garagem360.com.br/carros-vendidos-no-brasil-que-tiveram-zero-ou-uma-estrela-no-crash-test/>. Acesso em 07 de dezembro de 2016.

ARCELORMITTAL. **Arcelormittal product catalogue: complex Phase Steel – Automotive Worldwide**. European Edition, 2016.

ASTM A370-17. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. The American Society for Testing and Materials. ASTM. 2017

ASTM E415-15. **Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry**. The American Society for Testing and Materials. ASTM, 2015.

AWS A3.0M/A3.0. **Standard Welding Terms and Definitions**. An American National Standard. American Welding Society. 12th Edition. January, 2010.

AWS A5.18/A5.18M. **Specification for carbon steel electrodes and rods for gás shielded arc welding**. An American National Standard. American Welding Society. February 5, 2001.

AWS A5.28/A5.28M. **Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gás shielded arc welding**. An American National Standard. American Welding Society. 3rd Edition. March 9, 2005.

AWS B4.0M:2000. **Standard Methods for Mechanical Testing of Welds**. An American National Standard. American Welding Society. July 25, 2000.

AWS D1.1/D1.1M. **Structural Welding Code Steel**. An American National Standard. American Welding Society. 23rd Edition. July 28, 2015.

BÖHLER. **Consumíveis para Solda de União**. Böehler Welding by Voestalpine. 2016. Disponível em <http://www.voestalpine.com/welding/br/Servicos/Downloads>.

BOLT, I. S. **Estudo prospectivo do setor siderúrgico**. ABM. Rio de Janeiro, Agosto, 2008.

BRITISH STANDARD. **BS EN 10338:2015. Hot rolled and cold rolled noncoated products of multiphase steels for cold forming — Technical delivery conditions.** July, 2015.

BURNS, T. J. **Weldability of a Dual-Phase Sheet Steel by the Gas Metal Arc Welding Process.** Thesis (Master of Applied Science In Mechanical Engineering). University of Waterloo. Canada, 2009

CARDENAS, C.; HERNANDEZ, L.; TIJERINA, J. T. **Effects of GMAW conditions on the tensile properties of hot rolled Complex Phase 780 steel.** Great Designs in steel seminar. 2015.

CHEN, P., KOÇ, M. **Simulation of springback variation in forming of advanced high strength steels.** Journal of Materials Processing Technology, 190, p. 189–198, 2007.

DIAS, A. N. O. **Avaliação das propriedades mecânicas de um aço bifásico com diferentes microestruturas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Itajubá, 2013.

DIAS, E. X. **Caracterização metalográfica de um aço de fases complexas (CP).** Dissertação (Mestrado). Guaratinguetá, 2014

DINIZ, P. P. **O efeito do processo de laminação de normalização nas propriedades mecânicas de chapas grossas estruturais de aços carbono-manganês microligados ao nióbio e titânio.** Dissertação (MBA em Siderurgia). USP, São Paulo, 2008.

DOWLING, N.E. **Mechanical Behavior of Materials.** Prentice Hall; 4^o Edição, 2012.

FENG, Z. CHANG, J. JIANG, C. KUO, M. **Weldability and Performance of GMAW Joints of Advanced High-Strength Steels (AHSS).** Great Designs in Steel Seminar. Auto Steel. 2007.

FERREIRA, J.L. **Aspectos sobre a Estampagem dos Aços Utilizados pela Indústria Automotiva.** Aços para a Indústria Automotiva. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento. USIMINAS. 19 de novembro de 2016.

FIAT. **Processo produtivo- FIAT.** Disponível em: <http://www.fiat.com.br/institucional/processo-produtivo.html> Acesso em 27 de outubro de 2016.

FORTES, C. **Apostila de Soldagem MIG / MAG.** ESAB BR, 2005. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev1_apostilasoldagemmigmag_nova.pdf Acesso em 14 de outubro de 2016.

FRONIUS. **TPS/i Robotics.** Disponível em: <http://www.tps-i.com/en/>. Acesso em 24 de novembro de 2016.

FUKUGAUCHI, C.S., **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço**

TRIP por microscopia óptica. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais). UNESP, Campus de Guaratinguetá, 2010.

FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT. **Nature's is way to mobility.** WorldAutoSteel, 2011.

FUTURE STEEL VEHICLE PHASE 2 - REPORT. **Detailed Design, Engineering and Cost Analysis of Advanced High Strength Steel Body Structures for Advanced Powertrain Vehicles.** WorldAutoSteel. 2011.

G1. **Chevrolet Onix tem zero estrela em teste de segurança do Latin NCap.** São Paulo. Disponível em: <http://g1.globo.com/carros/noticia/chevrolet-onix-leva-nota-zero-em-teste-de-seguranca-em-batidas.ghtml>. Acesso em: 15 de maio de 2017.

GIPIELA, M. L. **Estudo da expansão de furos e estampabilidade de chapas de aço multifásico CPW800.** Tese (Doutorado). UFPR. Curitiba, 2012.

GOHR JUNIOR, R. **Novos métodos de controle de soldagem MIG/MAG.** Tese (doutorado em engenharia mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2002.

HAMMER, B., HELLER, T., SCHMITZ, J., WANS, J., NUSS, A., **"Method for manufacturing flat steel products from a steel forming a complex phase structure"**. Patentdocs. Patent application number: 20090277546. 2009. Disponível: <http://www.patentsencyclopedia.com/app/20090277546> Acesso em 19/08/2016.

IFSC. **APOSTILA DE SOLDAGEM - IFSC.** Instituto Federal Santa Catarina- Campus Joinville, 2009. Disponível em: www.joinville.ifsc.edu.br/~valterv/Soldagem/apostila%20soldagem.doc Acesso em 15 de outubro de 2016.

ISO 2566-1. **Steel -- Conversion of elongation values -- Part 1: Carbon and low alloy steels** . International Standard ISO. ISO 2566-1:1984. Second edition. 1984.

KAPUSTKA, N; CONRARDY, C.; BABU, S.; ALBRIGHT, C. **Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds.** Supplement To The Welding Journal (AWS / WRC). Vol. 87, páginas 135 a 148. JUNE 2008

KEELER, S.; KIMCHI, M. **Advanced high strength steel application guidelines.** Version 5.0. WorldAutoSteel. May 2014.

KRUPITZER, R. **A Steel Industry Perspective on Advanced High-Strength Steels.** Steel Market Development Institute. AHSS Technology Workshop - Southfield MI, 2012.

KÜHNE, F. **Aplicações de sistemas robotizados em processos industriais.** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. 2010. Disponível em: www.feng.pucrs.br/~fkuhne/files/sistrob_em/notasdeaula/4_aplics_doc Acesso em 28 de outubro de 2016.

LEITE, A. C. **Interpretação das normas de qualificação de procedimento de soldagem, para o processo de eletrodo revestido, conforme as normas: ASME IX, API 1104 e AWS D1.1.** Monografia (Especialista em Engenharia de Soldagem). Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia. São Caetano do Sul, 2013.

LIMA, J. P. R. **Implementação de fios fluxados metal-cored em soldadura mecanizada -Estaleiros Navais de Viana do Castelo.** Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Julho de 2008.

LOMBARDO, S. **Estudo do envelhecimento após deformação em um aço Complex Phase.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Guaratinguetá, 2011.

LUZ, G. **Procedimento-de-soldagem - EPS.** Disponível em: <http://gelsonluz.com/procedimento-de-soldagem-eps/> Acesso em 15 de outubro de 2016.

LYDEN, S. **Steel Yourself for the Future of Truck Bodies.** September, 2012. Work Truck – Feature. Disponível em: <http://www.worktruckonline.com/channel/vehicle-research/article/story/2012/09/steel-yourself-for-the-future-of-truck-bodies.aspx>. Acesso em 01 de abril de 2017.

MÁJLINGER, K.; KALÁČSKA, E.; SPENA, P. R. **Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets.** Materials and Design. Volume 109, p. 615-621. ELSEVIER. 2016.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia.** 3ª edição. Belo Horizonte. Editora UFMG, 2009.

MARRA, K. M. **Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores.** 63 Congresso Anual da ABM, 63. 2, 2008.

MARTINS, I. P. **Curvas J_R e CTOD-R de Aços Estruturais Segundo Normas ASTM e BSI.** Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2012.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G.; MOOR, E.; GIBBS, P. J. **Recent Developments In Advanced High Strength Sheet Steels For Automotive Applications: An Overview.** Advanced Steel Processing and Products Research Center Colorado School of Mines Golden, 2012.

MESPLONT, C. **Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels.** Ingénieur Ecole Universitaire Des Ingénieurs de Lille. DEA Science des Matériaux. 2002.

MIRANDA, G. P. **Estudo da Soldabilidade a Ponto por Resistência entre os Aços 22MnB5 E DP800.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico: Soldagem I**. Universidade Federal de Minas Gerais. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte, janeiro de 2012.

MODENESI, P. J. **Normas e Qualificação em Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais. Janeiro de 2005.

MODENESI, P. J. **Transferência de Metal – 2**. Disponível em: http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/Prat_Transf_Metal.pdf Acesso em 15 de outubro de 2016.

MODENESI, P. J. **Terminologia Usual de Soldagem e Símbolos de Soldagem**. Universidade Federal De Minas Gerais. Belo Horizonte, 2008.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem I. Introdução aos Processos de Soldagem**. Universidade Federal De Minas Gerais. Belo Horizonte, 2006.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte, janeiro de 2012.

MOOR, E. **Advanced Steel Processing and Products Research Center Colorado School of Mines**. Global Automotive Lightweight Materials Detroit 2015. ASPPRC. August, 2015.

MORAIS, W. A.; MAGNABOSCO, A. S.; ISHARA, E.; DEMARIA, A. A. S., **Estudo das variáveis de deformação plástica em aços através de ensaios de tração instrumentados**. In: 59o Congresso Anual da ABM, Anais. São Paulo-SP, ABM, 2004, p. 343-352

MORAIS, W. A. **Emprego Estatístico de Dados de Resistência Mecânica e Ductilidade na Modelagem das Características Mecânicas e Estimativa da Tenacidade de Aços Planos**. Doi: 10.4322/tmm.2011.034. Technol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 8, n. 4, p. 215-222, out.-dez. 2011.

MOREIRA, H.S. **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem MIG e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular**. Dissertação (Mestrado em engenharia metalúrgica e de materiais). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2008.

NILO JUNIOR, L. P. **Otimização de um Processo de Solda Mig/Mag Para Aplicação na Indústria Automobilística Através da Utilização da Técnica do Projeto e Análise De Experimentos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção). Universidade Federal De Itajubá. Itajubá, 2003.

PESSOA, E. F. **Estudo Exploratório Da Soldagem Mig/Mag Com Duplo Arame Empregando Corrente Alternada**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Fortaleza, 2007.

RACHADEL, B. J. **Estudo para a otimização da soldagem MIG/MAG robotizada de peças em aço inoxidável ferrítico conformadas por estampagem**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. Florianópolis. Março de 2013.

RIBEIRO, A. L. **Controle de variações dimensionais em carrocerias de veículos - contribuição da área de produção ao processo de desenvolvimento de produto**. Dissertação (Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC. Salvador, 2011.

RIBEIRO, H. V. **Caracterização Microestrutural e Mecânica de Juntas Soldadas a Laser em um Aço ARBL**. Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena. Lorena, 2016.

RODAS, A. C. C.; ALVES, D. M.; ARAÚJO, G. R. et al. **Soldagem robótica aplicada a indústria automobilística: a evolução e processos adaptativos para o desenvolvimento do setor**. Ciências exatas e tecnológicas. Maio 2014. Disponível em: <https://periodicos.set.edu.br/index.php/fitsexatas/article/download/1121/760> Acesso em 15 de outubro de 2016.

RODRIGUES, J. A. Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP ao aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). USP, São Carlos, 2013.

ROMANO, V. F. **Robótica Industrial - Aplicação na Indústria de Manufatura e de Processos**. Capítulo 8: Soldagem robotizada. Editora Blücher, 1º Edição. 2002. Disponível em: http://www.soldaautomatica.com.br/index_arquivos/Arquivos/PDF%2021-UNICAMP-Cap%208-Soldagem%20Robotizada.pdf Acesso em 28 de outubro de 2016.

SARKAR, S. **Microstructural evolution model for hot strip rolling of a nb-mo complex-phase steel**. The University Of British Columbia. Vancouver. July, 2008

SARNI, M. I. J. **Estudo da soldagem GMAW convencional e pulsada de aço estrutural temperado e revenido utilizando eletrodo de alma metálica**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). UNESP – Campus de Bauru. Bauru, 2011.

SILVA, A. T. **Análise das implicações do uso dos novos aços de alta resistência mecânica na indústria automobilística**. Congresso SAE BRASIL. São Paulo, 2004.

SILVA, E. A. **Estudo do efeito springback em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Guaratinguetá, 2012.

SOUZA, G.R.P.; BARROS, J.R.; CRUZ, K.L. et al. **Análise do potencial uso do processo fcaw-s na soldagem de fundações profundas**. 71º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 2016.

TAISS, E. J. M. **FSV - Future Steel Vehicle e a Nova Geração de Aços AHSS - Advanced High Strength Steel na Construção Automotiva**. SAE BRASIL. Simposio de Materiais Automotivos e nanotecnologia. São Paulo, 2010.

TAMARELLI, C. M. **AHSS 101:THE EVOLVING USE OF ADVANCED HIGH-STRENGTH STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS**. Materials Science and Engineering University of Michigan, 2011

TATA STEEL. **Hot-rolled CP800-UC - High strength and high formability for improved product durability**. Tata Steel. 2016.

TATA STEEL. **TATA STEEL - XPF STEEL. A stronger, lighter more formable steel for chassis applications**. Case study. Tata Steel. 2016. Disponível em http://www.tatasteeleurope.com/static_files/Downloads/Automotive/Case%20Studies/Tata%20Steel%20AM%20-%20XPF%20steel%20-%20case%20study%20EN.pdf
Acesso em 3 de novembro de 2016.

TAVARES, F. G. ; MORAIS, W. A.; FONSECA, E. S.; SOUZA, T. N. R. **Análise utilizando a distribuição de Weibull com dois e com três parâmetros para Determinar a Resistência Mecânica a Flexão de Materiais Cerâmicos**. *Unisant Science and Technology*, 2014, 16, December. Disponível em: <http://periodicos.unisant.br/index.php/sat>).

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. Tese (Doutorado). Curitiba, 2011.

THYSSENKRUPP STEEL. **Complex-phase steels CP-W® and CP-K®: For weight-saving manufacturing of high-strength components and reinforcements**. 2014.

TUSSET, A. M.; CASTRO, E. C.; PAULA FILHO, P. L.; TESSARO, A. P. **Análise comparativa entre a solda mig robotizada e a solda mig manual através da análise de variância**. 7th Brazilian Conference on dynamics, control and applications. UNESP, Presidente Prudente, May, 2008.

ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT. **ULSAB-AVC: Advanced vehicle concepts**. 2002.

USIMINAS. **Aços complex phase – USI CP800**. Usiminas. 2017.

VOESTALPINE STEEL DIVISION. **Complex Phase Steels - Advanced high-strength steels**, 2016

WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F. D. H. **SOLDAGEM: Processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 2004.

WORLDAUTOSTEEL. **Complex phase steel**. Disponível em: <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/complex-phase-cp-steels/>.

Acesso em agosto de 2016.

WUPPERMANN, C.P. **The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities.** 62º Congresso Anual da ABM. Anais. Vitória, Julho 2007, 71 p.

APÊNDICES

APÊNDICE A – EPS da junta soldada com ER70S-6

EPS ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM WPS - WELDING PROCEDURE SPECIFICATION				EPS Nº WPS Nº			
AWS D1.1/D1.1M:2010				EPS-CP800-01			
Suportada pelo(s) RQPS: Supported by PQR:				DATA/DATE: 01.01.2017			
RQPS-CP800-01				Folha/Sheet: 1/1 Rev. 00			
Processo (1): Welding Process (1):		Tipo: SEMIAUTOMÁTICO					
Processo (2): Welding Process (2):		-					
METAL DE BASE (TABLE 3.1) / Base Metal (TABLE 3.1)							
Material (1): Complex Phase 800		Grupo: IV					
Material (2):		Grupo: -					
Ø Nominal (mm): CHAPA		Peça de Teste: CHAPA		Tipo de Chanfro: SEM			
				Cobre-Junta: SEM			
VARIÁVEIS VARIABLES		VALORES REAIS ACTUAL VALUES		FAIXA QUALIFICADA RANGE QUALIFIED			
Espessura do Metal de Base (TABLE 4.2): Thickness of Base Metal (TABLE 4.2):		4 mm		3 a 6 mm			
METAL DE ADIÇÃO (TABLE 3.1): FILLER METAL (TABLE 3.1):		Processo (1): Welding Process (1):		-			
		Processo (2): Welding Process (2):		-			
POSIÇÃO (TABLE 4.10): WELD POSITION (TABLE 4.10):		1G		PLANA			
PROGRESSÃO (TABLE 4.12): WELD PROGRESSION (TABLE 4.12):		-		-			
METAL DE ADIÇÃO (TABLE 3.1) / FILLER METALS (TABLE 3.1)							
Passes Pass	Processo Welding Process	Especificação Specification	Classe AWS Classification	F Nº	Diâmetro Ø (mm)	Marca Comercial Trademark	
ENCHIMENTO	GMAW	AWS A5.18	ER70S-6	6	1,2 mm	-	
-	-	-	-	-	-	-	
-	-	-	-	-	-	-	
-	-	-	-	-	-	-	
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS (TABLE 4.6) Electrical Characteristics (TABLE 4.6)							
Passes Pass	Corrente Current	Polarid. Polarity	Amperagem Amperagem	Tensão Voltage	Heat Input kJ/mm	VELOCIDADE DE SOLDAGEM Speed Welding (mm/s)	
ENCHIMENTO	CC	Direta (-)	170	21	-	8	
-	-	-	-	-	-	-	
-	-	-	-	-	-	-	
-	-	-	-	-	-	-	
MODO DE TRANSFERÊNCIA: PULSADO							
PRÉ-AQUECIMENTO (ITEM 5.6) / PRE-HEATING (ITEM 5.6)				PÓS-AQUECIMENTO (TABLE 5.6) / POST-HEATING (TABLE 5.6)			
Pré-Aquecimento Pre-Heating (°C)	Interpasse Interpass (°C)	Técnica Technique	Controle Control	Pós-Aquecimento Post-Heating (°C)	Tempo Time	Técnica Technique	Controle Control
-	-	-	-	-	-	-	-
TRATAMENTO TÉRMICO (ITEM 5.8) / POSTWELD HEAT TREATMENT - PWHT (ITEM 5.8)							
Taxa de Aquecimento Heating Rate	Temperatura de Patamar Porch Temperature	Tempo de Patamar Porch time	Taxa de Resfriamento Cooling Rate	Técnica de Controle Technical Control	Dureza Requerida Hardness Required	Controle de Temperatura Temperature Control	
-	-	-	-	-	-	Aquec./Heating Resfr./Cooling	
TÉCNICA / Welding Technique (TABLE 4.5)		Processo (1) / Welding Process (1)		Processo (2) / Welding Process (2)			
Tipo de Passe		Retilíneo		-			
Velocidade de avanço do arame		5500 mm/minuto		-			
-		-		-			
-		-		-			
-		-		-			

APÊNDICE B – EPS da junta soldada com ER110S-G

EPS ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM WPS - WELDING PROCEDURE SPECIFICATION				EPS Nº WPS Nº		
AWS D1.1/D1.1M:2010				EPS-CP800-02		
DATA/DATE: 01.01.2017				Folha/Sheet: 1/1 Rev. 00		
Suportada pelo(s) RQPS: Supported by PQR: RQPS-CP800-02		JUNTA (ITEM 5.24): JOINT (ITEM 5.24):		Tipo de Solda: Type of Weld: Topo		
Processo (1): Welding Process (1): GMAW		Tipo: SEMIAUTOMÁTICO				
Processo (2): Welding Process (2):		Tipo:				
METAL DE BASE (TABLE 3.1) / Base Metal (TABLE 3.1)						
Material (1): Complex Phase 800		Grupo: IV				
Material (2):		Grupo:		Tipo de Chanfro: Groove Design: SEM		
Ø Nominal (mm): CHAPA		Peça de Teste: CHAPA		Cobre-Junta: Backing: SEM		
NOMINAL DIAMETER: CHAPA		TEST PIECE: CHAPA				
VARIÁVEIS VARIABLES		VALORES REAIS ACTUAL VALUES		FAIXA QUALIFICADA RANGE QUALIFIED		
Espessura do Metal de Base (TABLE 4.2): Thickness of Base Metal (TABLE 4.2):		4 mm		3 a 6 mm		
METAL DE ADIÇÃO (TABLE 3.1): FILLER METAL (TABLE 3.1):		Processo (1): Welding Process (1):				
		Processo (2): Welding Process (2):				
POSIÇÃO (TABLE 4.10): / WELD POSITION (TABLE 4.10):		1G		PLANA		
PROGRESSÃO (TABLE 4.12): / WELD PROGRESSION (TABLE 4.12):						
METAL DE ADIÇÃO (TABLE 3.1) / FILLER METALS (TABLE 3.1)						
Passes Pass	Processo Welding Process	Especificação Specification	Classe AWS Classification	F Nº	Diâmetro Ø (mm)	Marca Comercial Trademark
ENCHIMENTO	GMAW	AWS A5.28	ER110S-G	6	1.2 mm	
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS (TABLE 4.6) Electrical Characteristics (TABLE 4.6)						
Passes Pass	Corrente Current	Polarid. Polarity	Amperagem Amperagem	Tensão Voltage	Heat Input kJ/mm	VELOCIDADE DE SOLDAGEM Speed Welding (mm/s)
ENCHIMENTO	CC	Direta (-)	164	22,8	Ar + 8% CO ₂	8
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-
MODO DE TRANSFERÊNCIA: PULSADO						
PRÉ-AQUECIMENTO (ITEM 5.6) / PRE-HEATING (ITEM 5.6)						
Pré-Aquecimento Pre-Heating (°C)	Interpasse Interpass (°C)	Técnica Technique	Controle Control	PÓS-AQUECIMENTO (TABLE 5.6) / POST-HEATING (TABLE 5.6)		
-	-	-	-	Pós-Aquecimento Post-Heating (°C)	Tempo Time	Técnica crítica Technique Control
-	-	-	-	-	-	-
TRATAMENTO TÉRMICO (ITEM 5.8) / POSTWELD HEAT TREATMENT - PWHT (ITEM 5.8)						
Taxa de Aquecimento Heating Rate	Temperatura de Patamar Porch Temperature	Tempo de Patamar Porch time	Taxa de Resfriamento Cooling Rate	Técnica de Controle Technical Control	Dureza Requerida Hardness Required	Controle de Temperatura Temperature Control
-	-	-	-	-	-	Aquec./Heating Resfr./Cooling
TÉCNICA / Welding Technique (TABLE 4.5)						
Tipo de Passe		Processo (1) / Welding Process (1)		Processo (2) / Welding Process (2)		
Retilíneo		Retilíneo		-		
Velocidade de avanço do arame		6560 mm/minuto		-		
-		-		-		
-		-		-		