

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO DE JOINVILLE
CURSO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA

GUILHERME KRUG HOLZ

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DUAL PHASE 980 APLICÁVEL NA
FABRICAÇÃO DE CHASSI DE VEÍCULO DE COMPETIÇÃO FÓRMULA SAE

Joinville

2017

GUILHERME KRUG HOLZ

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DUAL PHASE 980 APLICÁVEL NA
FABRICAÇÃO DE CHASSI DE VEÍCULO DE COMPETIÇÃO FÓRMULA SAE

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de graduação em Engenharia Automotiva, da Universidade Federal de Santa Catarina, Campus de Joinville, como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Automotivo.

Orientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer.

Joinville

2017

GUILHERME KRUG HOLZ

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO DUAL PHASE 980 APLICÁVEL NA
FABRICAÇÃO DE CHASSI DE VEÍCULO DE COMPETIÇÃO FÓRMULA SAE

Esta Monografia foi julgada e aprovada como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Automotiva na Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico de Joinville.

Joinville, 22 de novembro de 2017.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer
Orientador

Prof. Dr. Alexandre Mikowski
Membro

Prof. Dr. Gabriel Benedet Dutra
Membro

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer primeiramente a minha família, meus pais Davi e Roseli, irmã Camille e a minha noiva Sabrina por todo apoio e incentivo durante a graduação e por todas as lutas que me ajudaram a vencer com as bênçãos de Deus.

Quero agradecer também meus mestres e professores de toda minha vida acadêmica, desde o jardim de infância até a graduação por todo o conhecimento passado, empenho e dedicação a nós alunos, especialmente nesse trabalho, meu orientador professor Dr. Modesto H. Ferrer.

Por fim, agradeço a equipe FórmulaCEM, ao SENAI Joinville e a Arcelormittal Vega do Sul pela realização dos ensaios e todo suporte com o trabalho além de todos amigos de dentro e fora da universidade que também me apoiaram e incentivaram a concluir todos meus objetivos na vida acadêmica como também pessoal.

RESUMO

Devido à crise energética global e à crescente demanda de redução de emissões de CO₂ na atmosfera, por meio da redução do peso dos veículos, e à elevação dos padrões de segurança para os usuários, vem aumentando a demanda para o desenvolvimento e utilização de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) bem como de novas tecnologias de fabricação, na indústria automotiva mundial. Os aços Dual Phase se apresentam como um dos principais materiais para suprir as demandas no mercado interno, aliando elevada resistência mecânica, cujo limite de resistência à tração pode variar de 500 a 1200 MPa, à relativamente alta ductilidade. O maior inconveniente deste material encontra-se na queda de dureza da zona termicamente afetada pelo calor (ZAC), em função do revenido não isotérmico da martensita, quando soldados. O presente trabalho foi realizado no contexto do Projeto Fórmula SAE da equipe FórmulaCEM visando a viabilizar a aplicação do Dual Phase 980 na fabricação da estrutura tubular do chassi, em substituição do aço SAE 1010, para o qual estudou-se a soldabilidade metalúrgica deste material, utilizando o processo de soldagem TIG, através da elaboração de juntas planas e juntas tubulares em formato “H”, modificando a combinação de materiais. Constatou-se que a microestrutura da zona afetada pelo calor nas juntas planas, mostra-se predominantemente martensítica, com dispersão de finas partículas de cementita, as quais precipitam como consequência do processo de revenimento na zona afetada pelo calor, causando queda no limite de resistência mecânica e no limite de escoamento. Por outro lado, a partir de ensaios de tração, nas juntas tubulares utilizando arranjos de materiais DP980/DP980 e DP980/SAE1020, foi possível obter um limite de carga máxima médio superior a 95% da carga máxima que foi atingida no arranjo tubular realizado em aço SAE1020, de modo que ambos arranjos atendem os requisitos para a homologação do Dual Phase 980 como material alternativo, como exigido pela SAE Brasil.

Palavras-chave: Aço Dual Phase 980. Fórmula SAE. Soldagem dissimilar. Martensita Revenida. Soldagem TIG.

ABSTRACT

Due to the global energy crisis and the increasing demand for reducing CO₂ emissions in the atmosphere by reducing vehicle weight and raising safety standards for users, the demand for the development and use of Advanced Steels (AHSS) as well as new manufacturing technologies in the global automotive industry. Dual Phase steels are one of the main materials to meet the demands in the domestic market, combining high mechanical strength, which tensile strength range can range from 500 to 1200 MPa, to relatively high ductility. The main drawback of this material is the hardness drop of the heat-affected zone (HAZ), as a function of non-isothermal martensite tempering, when welded. The present work was carried out in the context of the SAE Formula Project of the FormulaCEM team aiming to make feasible the application of the Dual Phase 980 in the fabrication of the tubular chassis structure, replacing SAE 1010 steel, for which the metallurgical weldability of this material was studied, using the TIG welding process, through the elaboration of flat joints and tubular joints in "H" format, modifying the combination of materials. It was concluded that the microstructure of the zone affected by the heat in the flat joints, shows predominantly martensitic, with dispersion of fine cementite particles, which precipitate as a consequence of the tempering process in the zone affected by the heat, causing decrease in the limit of resistance mechanical and in the limit of flow. On the other hand, from tensile tests, in tubular joints using DP980 / DP980 and DP980 / SAE1020 material arrangements, it was possible to obtain an average maximum load limit of more than 95% of the maximum load that was reached in the tubular arrangement made of SAE1020 steel, so that both arrangements meet the requirements for homologation of the Dual Phase 980 as an alternative material as required by SAE Brazil.

Keywords: Dual Phase 980 Steel. Formula SAE. Dissimilar welding. Tempered martensite. TIG Welding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama Pseudo binário Fe(Me)-C ilustrando a concentração de carbono na austenita em função do aquecimento em duas regiões.	15
Figura 2 - Microestrutura típica de um aço DP: α (ferrita), α' (martensita)	15
Figura 3 - Correlação entre o alongamento e limite de resistência máxima de aços Dual Phase.....	16
Figura 4 - Temperatura na ZTA.....	18
Figura 5 - Perfil de microdureza em função da distância em soldagem de chapas de 1,2 mm de aço DP 1000.....	21
Figura 6 - Corpo de prova de tração ensaiado com falha na região revenida	22
Figura 7 - Relação entre o abrandamento da ZAC e fração de martensita do aço DP.	23
Figura 8 - Resistência a tração em solda dissimilar em função do calor de entrada na soldagem.....	34
Figura 9 - Característica de espessura da chapa referente a Norma ASME IX	41
Figura 10 - Características dos corpos de provas da Norma ASME IX.....	42
Figura 11 - Maneira de remoção dos corpos de prova da chapa teste segundo Norma ASME IX.....	43
Figura 12 - Amostra de chapa de aço DP980 com soldagem plana pelo processo TIG, utilizando a vareta ER90S-B3.	46
Figura 13 - (a) Representação gráfica dos corpos de prova, (b) corpo de prova após extraído das chapas testes.....	46
Figura 14 - Representação gráfica dos corpos de prova em “H” para validar estruturas tubulares em materiais alternativos aplicáveis em projetos veiculares FSAE.	47
Figura 15 - Arranjos de corpos de prova em “H” para validar estruturas tubulares: ..	49
Figura 16 - Dimensões dos corpos de prova conforme ISO NBR 6892 - Anexo B - Tipo 2	51
Figura 17 - Microestrutura inicial do aço DualPhase 980, em estado de recozido. (a) MO (500x), (b) MEV (5000x), Nital 3%.....	52
Figura 18 - Modificações microestruturais em juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 36A).	53
Figura 19 - Modificações microestruturais em juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 48A).	54

Figura 20 - Relação entre o tamanho médio de grãos na micro-região GG ZAC com a intensidade de corrente durante soldagem de juntas planas de aço DualPhase 980	55
Figura 21 - Modificações microestruturais em junta plana de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 36A), microrregião de transição	56
Figura 22 - Modificações microestruturais na microrregião de fundição e na GG ZAC, de juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG, com I= 36 e 48A. Onde: α_M - martensita, α_B - bainita, α -ferrita, Fe_3C -cementita.....	56
Figura 23 - Corpos de prova apresentando ruptura na zona afetada pelo calor em juntas planas de aços DualPhase 980.	58
Figura 24 - Relação entre o Comportamento Mecânico das juntas planas do aço DualPhase 980 com o aporte térmico durante a soldagem com TIG.....	59
Figura 25 - Graficos característicos do comportamento mecânico das juntas tubulares. (a) “H” - DP980/DP980, (b) “H” - DP980/SAE1020	61
Figura 26 - Locais preferenciais para a ocorrência de ruptura em corpos de prova em “H”	62
Figura 27 - Comparativo da carga máxima dos diferentes arranjos de materiais para as juntas tubulares em “H”	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Requisito de procedimento de soldagem dissimilar para metais ferrosos	26
Tabela 2 - Composição química aço Dual Phase 980 e aço 1020	37
Tabela 3 - Parâmetros de soldagem das chapas teste	47
Tabela 4 - Resultados das medidas de tamanho de grão na micro-região GG ZAC nas juntas planas de aço DualPhase 980	55
Tabela 5 - Resultados dos ensaios mecânicos de juntas planas de aço Dual Phase 980, soldagem por TIG com corrente variável.....	59
Tabela 6 - Resultados dos ensaios mecânicos de juntas planas de aço DualPhase 980, soldagem por TIG com corrente variável.....	62

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
1.1 OBJETIVOS	12
1.1.1 Objetivo geral	12
1.1.2 Objetivos específicos.....	13
2 REVISÃO DA LITERATURA	14
2.1 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DUAL PHASE	14
2.2 SOLDABILIDADE METALURGICA DOS METAIS	17
2.2.1 Influência das temperaturas e fluxos de calor	17
2.2.2 Imperfeições a serem evitadas.....	20
2.3 SOLDABILIDADE METALÚRGICA DO AÇO DUALPHASE	20
2.4 FUNDAMENTO DE UNIÕES DISSIMILARES	24
2.4.1 Métodos aplicados em uniões dissimilares	26
2.4.1.1 Métodos de fusão e arco elétrico	27
2.4.2 Importância dos parâmetros.....	28
2.4.2.1 Parâmetros a serem considerados.....	28
2.4.3 Problemas e dificuldades na soldagem dissimilar	29
2.4.4 Migração, diluição e gradiente de elementos nas microestruturas	30
2.4.5 Material de adição em soldagens dissimilares	32
2.4.6 Amanteigamento em soldagens dissimilares	32
2.4.7 Importância do fluxo térmico	33
2.4.7.1 Pré e pós aquecimento e diferentes condutividades térmicas.....	34
3 MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1 MATERIAIS	37
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	38
3.2.1 Metodologia para Qualificação do Processo de Soldagem de Juntas Planas..	38
3.2.2 Obtenção dos corpos de prova	40

3.2.3 Qualificação do Processo TIG para soldagem de Juntas planas de DualPhase 980	43
3.2.4 Preparação da Chapa Teste e Corpos de Prova	45
3.2.5 Metodologia para Validação de Juntas Tubulares em “H”	47
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA	50
3.3.1. Caracterização Microestrutural.....	50
3.3.2 Ensaios Mecânicos	51
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE.....	52
4.2 COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS PLANAS DE DUAL PHASE980	53
4.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS PLANAS DE DUAL PHASE980	58
4.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS EM “H”	60
5. CONCLUSÕES.....	64
6. SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO	65
REFERÊNCIAS.....	66

1. INTRODUÇÃO

Aquecimento Global é um termo frequentemente citado nos jornais, revistas e televisão. Acredita-se que este processo ocorra devido à aplicação de combustíveis fósseis e outros processos em nível industrial, que levam à acumulação na atmosfera de gases propícios ao Efeito Estufa, tais como o CO₂.

Devido à crise energética global e à crescente demanda de redução de emissões de CO₂ na atmosfera, por meio da redução do peso dos veículos, e à elevação dos padrões de segurança para os usuários, vem aumentando a demanda para o desenvolvimento e utilização de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) bem como de novas tecnologias de fabricação, na indústria automotiva mundial.

Os AHSS são uma categoria de materiais que compreende os aços de primeira geração (amplamente difundidos em construções automotivas em países desenvolvidos), entre eles: os *HSLA - High Strength Low Alloy*, *DP - Dual Phase*, *TRIP - Transformation Induced Plasticity* e *CP - Complex-Phase*, e os aços de segunda geração (em fase de implantação em países desenvolvidos), tais como: *TWIP - Twinning Induced Plasticity* e *MS - aços martensíticos*.

Os aços Dual Phase, objeto de estudo, se apresentam como um dos principais materiais para suprir as demandas no mercado interno, aliando elevada resistência mecânica, cujo limite de resistência à tração pode variar de 500 a 1200 MPa, à relativamente alta ductilidade. Além disso estes aços possuem outras características interessantes tais como: boa conformabilidade, soldabilidade, altas taxas de endurecimento por deformação e susceptibilidade ao tratamento térmico de *bake Hardening* (KUZIAK et. al., 2008).

Como a maioria dos aços AHSS, quase todos os processos de soldagem podem ser aplicados aos aços DP, contudo as técnicas envolvendo consumíveis de baixo hidrogênio difusível são preferíveis (KOU, 2003). Industrialmente os processos de soldagem mais utilizados são a arco com proteção de gases (TIG) e eletrodo consumível (MIG/MAG), resistência elétrica e Laser.

O maior inconveniente deste material encontra-se na queda de dureza da zona termicamente afetada pelo calor (ZAC) em função do revenido não isotérmico da martensita, que desencadeia a formação de cementita, ocasionalmente resultando em fratura nesta região (XIA et. al, 2008). Este fenômeno é responsável pela queda de tensão de escoamento e de limite de resistência à tração das juntas destes aços (PANDA et. al., 2008).

Os fatores que influenciam na queda de dureza da ZAC estão relacionados à taxa de resfriamento (associada à energia da soldagem), grau de pré-deformação do aço, fração volumétrica de martensita e composição química da liga, especialmente dos teores de Mn, Cr, Mo (XIA et.al., 2008; HERNANDEZ et. al., 2011; BIRO et. al., 2010).

O presente trabalho foi realizado no contexto do Projeto Fórmula SAE da equipe FórmulaCEM visando a viabilizar a aplicação do Dual Phase 980 na fabricação da estrutura tubular do chassi, em substituição do aço SAE 1010, até então utilizado pelas equipes que participam da Competição Nacional promovida pela Associação dos Engenheiros da Mobilidade no Brasil (SAE Brasil). O trabalho focou, por um lado, o estudo da soldabilidade metalúrgica do aço DP 980 e a avaliação das propriedades mecânicas de juntas soldadas, utilizando chapas finas do mesmo material, por outro lado, avaliar o desempenho mecânico de juntas tubulares constituídas por materiais dissimilares, neste caso, aço DP 980 e SAE1020.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

- Estudar a soldabilidade metalúrgica do aço Dual Phase 980 utilizando o processo de soldagem TIG, de modo a homologar sua aplicação na fabricação de chassi de um veículo de competição Fórmula SAE, para a substituição do aço SAE 1020.

1.1.2 Objetivos específicos

- Estudar a soldabilidade do aço Dual Phase 980 mediante arranjo experimental variando o aporte térmico durante o procedimento de soldagem de juntas planas com o processo TIG;
- Caracterizar a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas planas com auxílio de microscopia eletrônica de varredura e de ensaios de resistência mecânica à tração;
- Execução de juntas tubulares em “H” mediante o procedimento de soldagem pré-estabelecido de acordo com as recomendações da SAE Brasil para uso de materiais alternativos para a fabricação de chassi;
- Caracterização mecânica de juntas em “H” atendendo a arranjos diferentes de materiais tubulares: tubos DP980/DP980, DP980/SAE1020, SAE1020/SAE1020;
- Estudo comparativo do desempenho mecânico dos arranjos tubulares e validação do chassi em aço DP 980.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Nessa seção serão abordadas revisões da literatura e estado da arte sobre os fundamentos do aço Dual Phase, soldabilidade dos aço em geral e do aço Dual Phase e, por fim, os fundamentos de uniões de materiais dissimilares.

2.1 FUNDAMENTOS DOS AÇOS DUAL PHASE

Os aços bifásicos produzidos através do recozimento intercrítico, após laminação a frio, apresentam basicamente três constituintes: a ferrita prévia que permanece sem transformar-se mesmo durante o aquecimento na região bifásica $\alpha+\gamma$ de um diagrama Fe-C; a “nova” ferrita ou ferrita pro-eutetóide proveniente da nucleação e crescimento da austenita nesta região do diagrama; e a martensita formada após o resfriamento rápido que é decorrente da transformação da austenita remanescente (DRUMOND, 2012), (SHEN, 1990).

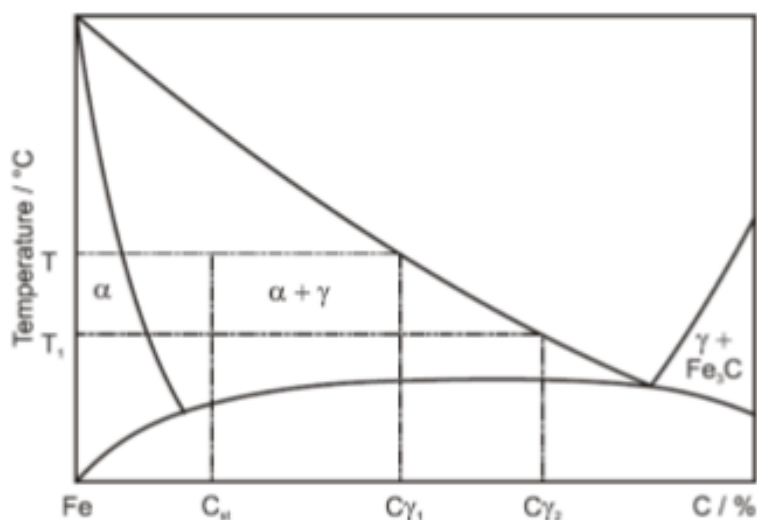
O recozimento é realizado na região de temperatura intercrítica, com um conseqüente aumento do teor de carbono na austenita, em comparação com o teor de carbono médio do aço. Deste modo, como mostra a Figura 1, o teor de carbono na austenita a uma baixa temperatura intercrítica $C\gamma_2$ é mais alto do que o carbono a uma alta temperatura $C\gamma_1$ para um mesmo teor de carbono total.

Quanto mais próximo da temperatura de recozimento, mais alto é o teor de carbono na austenita ($C\gamma$) e maior a sua temperabilidade. Desta forma, o efeito da temperatura de recozimento e a taxa de resfriamento são inter-relacionadas. Quanto mais baixa a temperatura de recozimento na região ($\alpha+\gamma$) e, portanto, maior o teor de carbono da austenita ($C\gamma$), menor é a taxa de resfriamento permissível para a transformação da martensita enquanto a transformação perlítica e/ou bainítica é evitada.

A têmpera direta a partir da faixa intercrítica de temperatura permite a obtenção de aços de elevada resistência sem necessidade de adição de elevados teores de elementos liga.

Conseqüentemente, estes aços bifásicos consistem de uma dispersão de aproximadamente 20% de partículas de martensita em uma matriz ferrítica macia e dúctil. Além de ferrita e martensita, pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida podem estar presentes (SPEICH, 1981).

Figura 1 Diagrama Pseudo binário Fe(Me)-C ilustrando a concentração de carbono na austenita em função do aquecimento em duas regiões.

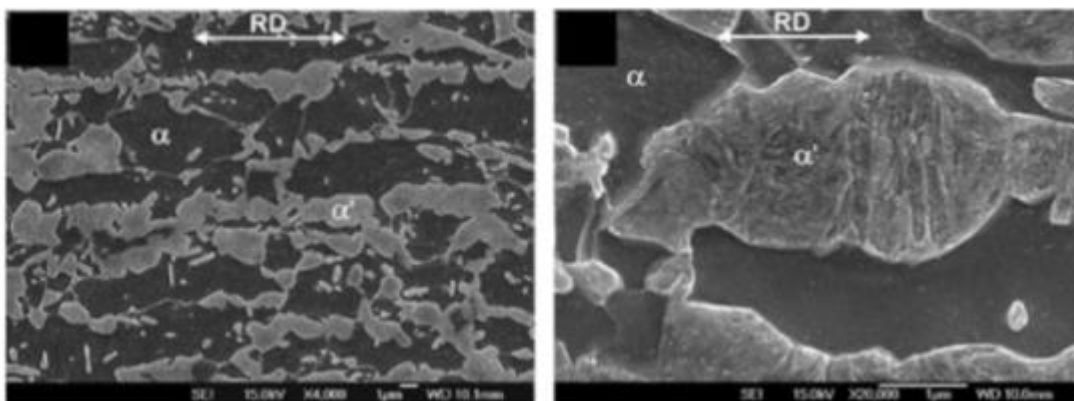


Fonte: Zrník (2006).

Os aços bifásicos tipicamente contêm adições de Mn e Si, possuem propriedades que incluem a ausência do patamar de escoamento, baixo limite de escoamento, elevados valores de limite de resistência, conseqüentemente, baixa razão elástica, bom alongamento total e uniforme, e alto valor do coeficiente de encruamento, principalmente com baixas deformações.

A Figura 2 mostra a microestrutura de um aço DP, onde a ferrita (α) é a mais escura e de relevo mais baixo, enquanto a martensita (α') é a fase mais clara e de relevo mais alto (HERNANDEZ et. al., 2011).

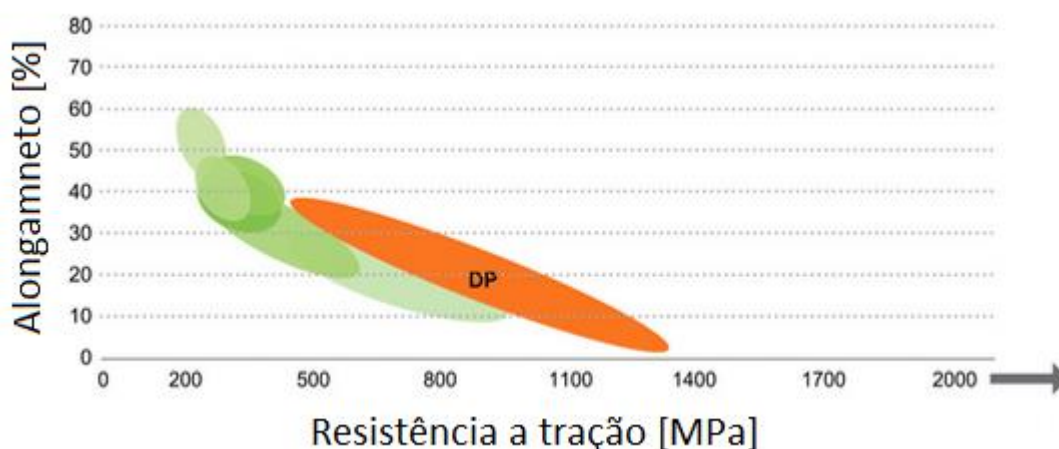
Figura 2 - Microestrutura típica de um aço DP: α (ferrita), α' (martensita).



Fonte: Hernandez et al. (2011).

A Figura 3 mostra um gráfico onde se correlaciona o alongamento e os limites de resistência máxima que, segundo KUZIAK et al. (2008), podem variar de 500 a 1200 MPa, dependendo do grau do DP. A ductilidade destes aços é atribuída à significativa fração volumétrica de ferrita e a elevada resistência à presença de ilhas de martensita.

Figura 3 - Correlação entre o alongamento e limite de resistência máxima de aços Dual Phase.



Fonte: World Auto Steel, (2015).

Segundo Askoy et al. (1988), as propriedades mecânicas dos DP dependem de alguns fatores: morfologia da martensita, a relação entre as frações volumétricas entre ferrita e martensita, tamanho de grão ferrítico, uniformidade da dispersão dos grãos de martensita e o espaçamento entre os grãos de martensita. As regiões martensíticas promovem endurecimento por dispersão seguindo a lei das misturas, isto é, quanto maior a proporção de martensita, mais acentuada é a geração de discordâncias na ferrita ao redor da martensita e maior será a resistência mecânica do material (KRAUSS, 2005). Estas discordâncias são geradas pelo cisalhamento e mudança de volume associado à transformação da austenita em martensita. Estas discordâncias movem-se em baixas tensões, criando baixos valores de tensão de escoamento e interagindo para produzir altas taxas de endurecimento por deformação (GORNI, 1989; KRAUSS, 2005).

2.2 SOLDABILIDADE METALURGICA DOS METAIS

O processo de soldagem envolve vários parâmetros e, para atender as características e propriedades que cada composição metálica, apresenta deve-se adequar o método utilizado, a escolha de um material de adição compatível se caso for utilizado e um grande estudo do fluxo de calor necessário para realizar a união, mas também que atenda os limites para que não gere imperfeições e garantir os níveis desejáveis de propriedades mecânicas.

Por esses e outros motivos o processo de soldagem pode ser definido segundo Marques, Modonesi e Bracarensi, (2009) “[...] a soldagem pode ser considerada um tratamento termomecânico violento, cujo efeito nas características metalúrgicas do material deve ser cuidadosamente considerado.”. Como a soldagem é um processo de grande aporte térmico e os metais tem sua estrutura variável em função da fabricação e da transferência de calor envolvida assim suas propriedades mecânicas são facilmente alteradas.

Para que não se comprometa o desempenho ou finalidade da peça a ser soldada, deve se minimizar os efeitos das variações de temperaturas, possíveis deformações plásticas e adequando o processo e o método de soldagem para garantir uma condição metalúrgica adequada.

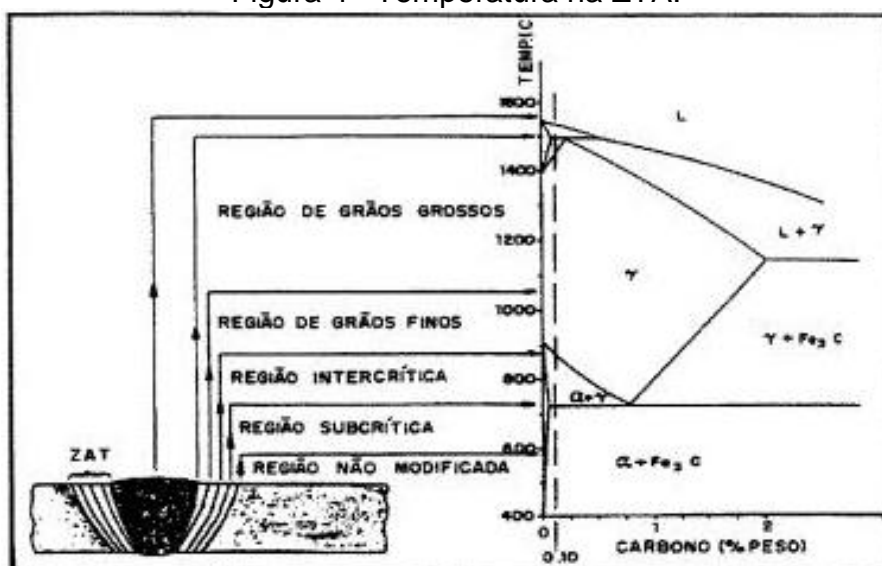
2.2.1 Influência das temperaturas e fluxos de calor

A união de materiais metálicos por meio de soldagem utiliza de calor para permitir uma ligação forte o suficiente entre as partes envolvidas, mas esse calor envolvido também pode denegrir a união se não controlado de maneira adequada, pois o fluxo de calor envolvido, principalmente quando há uma mudança de estado físico, será um dos fatores mais importantes na caracterização da microestrutura das partes a serem unidas (MARQUES et al., 2009).

São duas as regiões onde haverá uma maior atenção com relação ao fluxo de calor envolvido, a zona fundida ZF e a zona termicamente afetada ZTA. A ZF é a região onde ocorre a fusão na união, assim sendo onde ocorre a transformação de estado físico. Já a ZTA é a região onde o aporte térmico é significativo para mudanças microestruturais com variações de contorno de grão além do tamanho do grão (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Pode-se ocorrer de ter uma subdivisão da ZTA conforme o material e os parâmetros do método selecionado. A região da ZTA mais próxima da ZF é conhecida por região de crescimento de grão e apresenta uma estrutura mais grosseira e mais sensível a problemas e imperfeições, A região intermediária é conhecida por região de refino de grão caracterizada por uma microestrutura mais fina e menos propensa a problemas de soldabilidade. E mais distante da ZF tem-se a região intercrítica localizada na fronteira da ZTA com a região de estrutura original do metal base, é caracterizada por uma faixa de transição da microestrutura modificada pelo aporte térmico e do metal base original. Pode-se analisar um comportamento genérico das temperaturas atingidas na ZF e nas divisões da ZTA ao logo do distanciamento da solda na Figura 4, a seguir (MARQUES et al., 2009).

Figura 4– Temperatura na ZTA.



Fonte: Fairchild et al.(1991).

São duas as principais formas que o aporte térmico para realização da soldagem pode ser abordado. Podendo ser na análise da temperatura que as peças estão antes da realização do processo e, se necessário for, atingir uma temperatura de pré-aquecimento fornecendo calor a peça, ou, a outra maneira está associada com a dissipação do calor alcançado para realização da fusão da união.

A temperatura de pré-aquecimento influencia diretamente na forma que o material receberá o calor emitido na soldagem, se for aumentado a temperatura de pré-aquecimento será aumentado a temperatura da vizinhança da zona termicamente

afetada e assim a transferência de calor após a realização da solda será menor, pois haverá uma diminuição na taxa com que o material resfriará (PEREZ, 2007).

O pré-aquecimento tem função primordial com o fluxo de calor após a realização da solda, evitando um resfriamento acelerado, por uma rápida dissipação com o escoamento do calor pela massa total de metal do componente, que pode fragilizar a microestruturas de certos metais. A faixa de temperatura mais utilizada para pré-aquecimento fica principalmente entre 150 a 200 °C, mas podem variar de 50 até 500 °C. (PEREZ, 2007).

Em relação a microestrutura o pré-aquecimento tem função de conferir o mínimo de martensita no processo de resfriamento do cordão de solda e da zona termicamente afetada ZTA, isso devido ao gradiente de resfriamento que o tratamento prévio dispõe. Com esse controle de aquecimento e resfriamento busca-se otimizar a ductilidade e os riscos de fissura na região afetada pela soldagem (MARQUES et al., 2009).

Completando com os benefícios, o pré-aquecimento auxilia na diminuição de trincas de hidrogênio, diminui a dureza e, assim sendo, a fragilidade da ZTA e também diminui os níveis de tensões internas de contração (FORTES, 2005).

Esse tratamento térmico inicial se mostra mais necessário quando for trabalhado com peças de maior tamanho, com maiores teores de carbono e elementos de liga, conforme for a velocidade de soldagem, a temperatura inicial das peças, entre outros complementares parâmetros. São esses parâmetros que também vão determinar a que temperatura de pré-aquecimento vai ser utilizada, mas principalmente será levado em conta a composição química a partir de um conceito de carbono equivalente, como indicador de temperabilidade do material (MARQUES et. al, 2009).

Após a soldagem tem-se um controle principalmente com a velocidade de resfriamento para evitar a fragilização, e em alguns casos, pode-se trabalhar com tratamento térmico de pós aquecimento em metais altamente temperáveis geralmente. O pós-aquecimento tem por objetivo basicamente o mesmo que o pré-aquecimento e além desses tratamentos térmicos pode-se trabalhar também com recozimento, alívio de tensões, têmpera, revenimento, entre outros métodos (FORTES, 2005).

2.2.2 Imperfeições a serem evitadas

Para um bom desenvolvimento de um processo de soldagem é fundamental ter em conhecimento as aplicações do componente a ser soldado, os materiais envolvidos e todo o projeto de soldagem entre eles a seleção do método, para que garanta a região soldada resistência mecânica e a fadiga, boa ductilidade e tenacidade e também resistência à corrosão (MODENESI, 2011).

Não levando em conta alguns parâmetros ou analisados de forma errônea, a região da solda pode acumular imperfeições que não garantirão os critérios citados anteriormente. Entre as imperfeições, pode-se citar as descontinuidades por meio de trincas ou poros, ou ainda por problemas com temperalização da ZTA e diferenças muito bruscas de microestrutura, soldas mal finalizadas com problemas de falta de preenchimento, região da união com fusão insuficiente, incorporação de escória ou impurezas no metal fundido entre alguns outros problemas (MARQUES et al., 2009).

O aparecimento de trincas sinaliza problemas na solidificação ou indução por hidrogênio, podem ser iniciadas na finalização da solidificação em contornos de grãos ou na fragilização por hidrogênio principalmente ocorrendo na ZTA. São consideradas as descontinuidades mais preocupantes sendo também pontos de alta concentração de tensões. Essas imperfeições vão comprometer de forma drástica a resistência mecânica e de fadiga do componente podendo levar a fratura além de propiciar o início de corrosão (MODENESI, 2011).

2.3 SOLDABILIDADE METALÚRGICA DO AÇO DUALPHASE

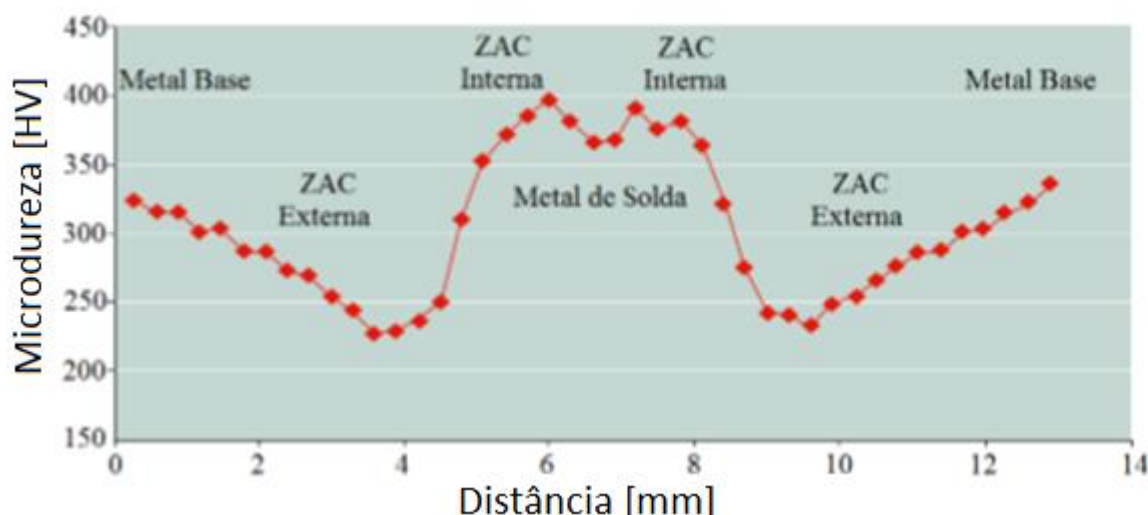
A composição química dos aços Dual Phase garante uma considerável boa soldabilidade para esses metais. Justificada por valores de carbono equivalente não elevados, desde de percentuais de carbono baixos e como também baixos teores de elementos de liga. Possíveis defeitos de soldagem, como trincas de hidrogênio e de solidificação, são minimizados por essa classe de metais conter baixos teores de fósforo e enxofre (ROCHA, 2014).

De maneira geral os aços Dual Phase podem ser soldados por basicamente todos os processos de soldagem, mas para evitar trincas de hidrogênio por exemplo, são mais adequados processos que difundam baixos teores de hidrogênio. Já por questões de reestruturação da microestrutura e possíveis fragilizações nas zonas

mais afetadas por aporte térmico alguns obstáculos precisam ser contornados na aplicação de soldagem em Dual Phase (KOU, 2003 apud ROCHA, 2014).

As ZTAs correspondentes a soldagens de aços Dual Phase apresentam comportamento típico de variação das propriedades mecânicas locais, conforme o afastamento perpendicular do cordão de solda. A temperatura máxima atingida é menor, conforme mais afastado da linha de união. Uma forma de visualizar esse fenômeno é a partir do comparativo da microdureza em função da distância que Nilsson (2012) analisou em soldagem de chapas de 1,2 mm de espessura pelo processo MAG. A Figura 5 mostra as variações da dureza na ZTA interna e externa devido a microestrutura resultante.

Figura 5 - Perfil de microdureza em função da distância em soldagem de chapas de 1,2 mm de aço DP 1000.



Fonte: Nilsson (2012).

As taxas de resfriamento na soldagem dos aços DP são geralmente altas, o que permite a formação de fases metaestáveis duras a partir da decomposição da austenita, podendo ser martensita, bainita ou carbonetos, assim o perfil de temperatura e fluxo de calor providencia fases de dureza mais elevada na ZTA interna e na ZTA externa ocorre o revenimento das fases mais duras diminuindo a dureza dessa região decorrente do fluxo térmico que incide nesse local (PANDA et al., 2008).

A variação de propriedades mecânicas pontuais que são geradas na soldagem influencia diretamente nas características e propriedades gerais que a união

adquirir, o que, de maneira geral, apresenta maior resistência a tração e perda da ductilidade devido a porções maiores de fases mais duras (ROCHA, 2014).

Esse comportamento e os estudos de Panda et al. (2008) com ensaios de tração de soldagem a LASER de chapas aço DP 980 sem material de adição convergem que a falha ocorre na região revenida, na fronteira da ZTA externa com o material base, como ilustrado na Figura 6.

Figura 6- Corpo de prova de tração ensaiado com falha na região revenida.



Fonte: Panda et al. (2008).

O revenimento de fases de elevada dureza é comum em soldagem de aços Dual Phase por ocorrer fluxos térmicos e temperaturas nas ZTAs mais externas que não atingem a temperatura de transformação crítica. O quanto revenida vão ser essas regiões vai depender do tempo e da temperatura que essas regiões estarão sujeitas e respectivamente o quanto o carbono vai se difundir (ROCHA, 2014).

O revenimento pode ocorrer de duas formas, a partir de tratamentos térmicos convencionais, ou por meio do aporte térmico da soldagem. Na maneira convencional o processo ocorre de maneira isotérmica com aquecimento e resfriamento lentos e uniformes, já o revenimento decorrente de soldagens são não isotérmicos, não havendo e manutenção de temperatura e resfriamentos em elevadas taxas (HERNANDEZ et al., 2011 apud ROCHA, 2014).

2.3.1 Influência do revenimento na ZTA

O processo de revenimento é composto por uma sucessão de etapas em diferentes temperaturas. Inicialmente, por volta de até 250 °C ocorre a aglomeração de carbono e precipitação de carbonetos. Quando há austenita retida na microestrutura a segunda etapa consiste em decompô-la em ferrita e cementita no intervalo de temperatura de 200 °C a 300 °C e, no estágio final, logo acima de 250 °C,

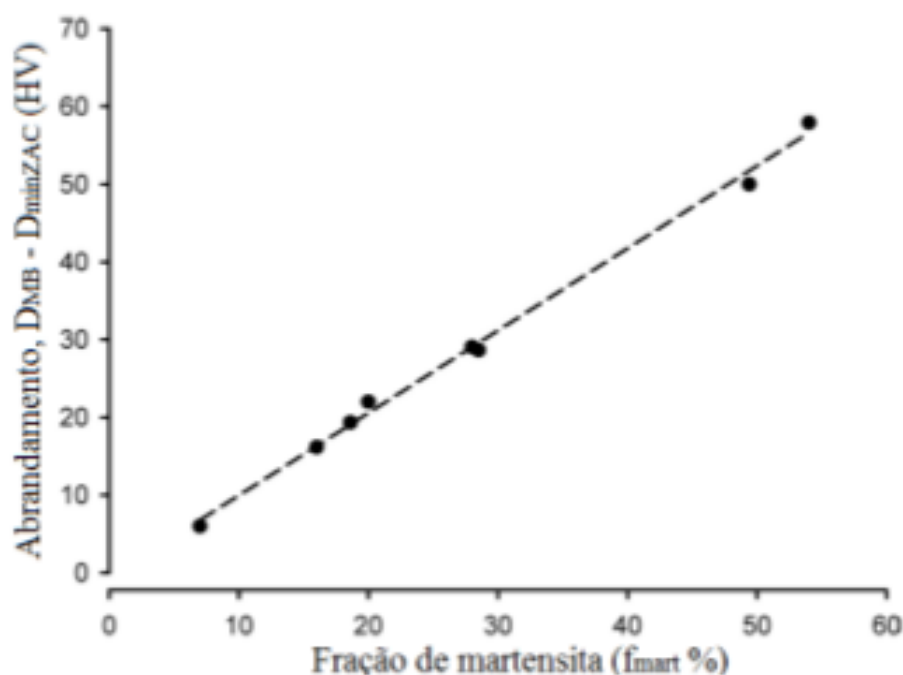
a cementita engrossa e toma formato esferoidal e finalizada posteriormente por recristalização da martensita em temperaturas acima de 600 °C (HERNANDEZ et al., 2011 apud ROCHA, 2014).

Em termos de revenimento na ZTA de soldagem de aços Dual Phase, Rocha (2014) destaca os quatro principais fatores da ocorrência desse fenômeno, sendo eles: composição química, quantidade de martensita na microestrutura, energia de soldagem e pré-deformação.

Os elementos constituintes da composição química influenciam no processo não isotérmico de revenimento conforme os teores de Mn e Cr, onde maiores teores desses constituintes menor decomposição da martensita, e carbono, onde maior a presença de C na martensita eleva-se a velocidade das transformações microestruturais (BIRO et al., 2010 apud ROCHA, 2014).

A influência da martensita no revenimento da ZTA foi estudado por Xia et. Al (2008) que constatou uma linearidade na soldagem de aços Dual Phase, onde quanto maior o grau de revenimento da ZTA maior a diminuição da dureza (abrandamento) devido ao aumento da fração transformada de martensita revenida, com os mesmos parâmetros de energia de soldagem, como mostrado na Figura 7.

Figura 7- Relação entre o abrandamento da ZAC e fração de martensita do aço DP.



Fonte: Xia et al. (2008).

Já o aporte térmico e a energia de soldagem acarretam no quanto severo será o revenimento na ZTA, sendo um fator diretamente proporcional. Assim, ocorre uma menor dissolução de martensita quando a energia de soldagem incidente for menor como também em taxas de resfriamento o revenimento é mais incidente por permanecer mais tempo em temperaturas mais elevadas (ROCHA, 2014).

2.4 FUNDAMENTO DE UNIÕES DISSIMILARES

A necessidade da redução de peso em componentes estruturais faz com que a tecnologia busque alternativas em que se obtenha determinados níveis de leveza mantendo os níveis de resistências mecânicas elevados. Com o uso de uniões de materiais dissimilares pode-se obter características benéficas de cada material nas regiões onde cada um atenda aos requisitos desejados. Alto desempenho, economia de custos, economia de energia, reciclabilidade, entre outros fatores são objetivos constantes da indústria e que podem ser alcançados com a soldagem dissimilar (PATEL; PATANGE, 2017).

Durante muitos anos, a indústria de fabricação mostrou interesse nas oportunidades oferecidas pela soldagem de metais dissimilares. A necessidade de técnicas adequadas e efetivas aumentou nas últimas décadas para atender a demanda e a evolução em construir veículos leves e fortes com menor consumo de combustível (MVOLA; KAH; MARTIKAINEN, 2013a).

Mvola, Kah e Martikainen (2013b) também discorrem sobre a grande demanda para atender a grandes restrições de disparidades nos serviços da indústria em diversas áreas. Na fabricação de veículos, nas usinas elétricas, em indústrias de maquinários pesados os metais com características diferentes podem ser soldados para atender condições de trabalho heterogêneas.

O uso da soldagem de metais dissimilares abre muitas portas para aplicação com uniões de metais com propriedades diferentes. Por se tratar de propriedades diferentes é que essa tecnologia demanda de conhecimentos adequados e estudos das melhores técnicas para cada caso, os processos e métodos de soldagem têm que atender aos critérios dos diferentes metais além das interações que haverá nas regiões intermetálicas. As juntas de materiais dissimilares podem ser feitas com sucesso se houver solubilidade mútua entre os dois metais (EL-SHENNAWY; MASOUD, 2008).

Sendo eles ferros ou não ferrosos a composição química dos metais base são de primordial conhecimento para a realização da união e, havendo a necessidade, um possível material de adição deve atender a solubilidades dos metais envolvidos (MVOLA et al., 2013b).

No entanto, a soldagem eficiente de metais dissimilares representa um grande desafio, Patel e Patange (2017) descrevem sobre as dificuldades no processo devido à diferença nas propriedades térmicas, mecânicas e químicas dos materiais a serem unidos sob condições comuns de soldagem. Existe uma variedade de problemas na soldagem dissimilar que podem ocorrer, como rachaduras, concentração de tensão em um lado da solda devido à migração de elementos durante a soldagem e grandes tensões residuais nas zonas da solda, que devem ser evitados com a adequação de métodos e processos de soldagem.

A Tabela 1 a seguir, contém as principais considerações que devem ser analisadas para obter êxito em uniões dissimilares de metais ferrosos. O'Brien (2011) descreve quatro principais requisitos e suas respectivas observações a serem levadas em conta.

Tabela 1 - Requisito de procedimento de soldagem dissimilar para metais ferrosos.

Considerações	Observações
Fundamentos	<ul style="list-style-type: none"> - Soldagem de Metal Dissimilar, do inglês, Dissimilar Metal Welding (DMW), requer a análise e consideração de todos os fatores básicos encontrados na soldagem convencional. - Com ênfase maior que a soldagem de materiais semelhantes, a diferença que os metais base e o metal da solda podem ter deve ser cuidadosamente analisada. - A consideração mais importante é a composição do metal de solda e suas propriedades.
Considerações de Serviço	<ul style="list-style-type: none"> - A vida útil das juntas metálicas dissimilares, assim como as similares, depende das propriedades mecânicas e físicas, com ênfase especial a estabilidade microestrutural e as resistências à oxidação e à corrosão. - As propriedades mecânicas e físicas do metal de solda, bem como a zona afetada pelo calor de cada metal base, devem ser adequadas para o serviço pretendido.
Seleção do material de adição	<ul style="list-style-type: none"> - Para a realização da união são requisitos soldagens dentro de uma gama de taxas de diluição aceitáveis, compatibilidade metalúrgica, bem como propriedades mecânicas, físicas e corrosivas. - A seleção de metal de enchimento pode ser melhorada usando uma combinação de princípios científicos e experiência de fabricação e serviço das disciplinas industriais envolvidas. - Influência direta na migração de elementos de liga e da formação da microestrutura da zona fundida.
Seleção do processo de soldagem	A seleção do processo e métodos de soldagem é um fator ainda mais importante na soldagem dissimilar em relação a soldagem convencional.

Fonte: O'Brien (2011) apud Mvola et al. (2013b).

2.4.1 Métodos aplicados em uniões dissimilares

Existem vários métodos de uniões de materiais dissimilares, podendo ser por meios de deformações ou por aporte térmico, dentre elas estão os métodos de soldagem que buscam a fusão entre os materiais a serem unidos (MARQUES et al., 2009).

Para suprir a necessidade e a possibilidade de aplicação de uniões de metais dissimilares estão sendo testados em estudos vários métodos e processos de soldagem para conseguir atender os requisitos complexos que a soldagem dissimilar impõe. Sendo utilizados processos de soldagem a laser, soldagem por fricção, métodos por arco elétrico como TIG e MIG/MAG avançados além de processos

híbridos como a tecnologia laser-TIG (MVOLA et al., 2013b) e métodos por difusão com proteção gasosa (KOLUKISA, 2007).

A busca em processos não muito convencionais está totalmente ligada aos níveis de controle que esses processos permitem regular, como o controle das propriedades que a união vai tomando ao decorrer da soldagem tem grande influência do método utilizado (PATEL; PATANGE, 2017), tem-se perspectivas interessantes em métodos onde consiga-se um controle melhor do aporte térmico (SCUTEINICU et al., 2008), um refino melhor da entrada de calor e evitar uma migração excessiva de elementos de liga (MVOLA et al., 2013b).

Como O'Brien (2011) evidencia, a escolha do processo de soldagem tem influência primordial e deve atender aos requisitos dos dois metais base, já que se trata de uma soldagem dissimilar. Em indústrias de produção em grandes escalas existe a procura na redução de custos como um dos objetivos principais em todos os processos, não sendo diferente nos processos de união e soldagem e, inevitavelmente os processos mais complexos de citados anteriormente envolvem custos extensivos assim como equipamentos e métodos muito complexos (MVOLA et al., 2013a).

2.4.1.1 Métodos de fusão e arco elétrico

Soldagens por arco elétrico são amplamente utilizadas por atender os requisitos de uma grande gama de metais e terem ótimos custos benefícios, esses métodos são fundamentados na fusão entre os materiais base envolvidos (MARQUES et al., 2009). Desde pequenas indústrias até indústrias de larga escala têm em seus processos de fabricação soldagem por algum meio à arco elétrico, justificando sua versatilidade e aplicação em diversos mercados (PATEL; PATANGE, 2017).

Estudos analisados por Mvola et al., (2013b) e Patel e Patange (2017) mostram o potencial da soldagem dissimilar por métodos MIG/MAG, já o potencial da soldagem TIG e eletrodo revestido em uniões de ferro fundido e aço é estudado por El-Shennawy e Omar (2010).

Conforme a soldagem de materiais similares, em uniões de metais dissimilares, os processos de soldagem apresentam características próprias de seus funcionamentos com pontos favoráveis ou não conforme forem os requisitos a união

dos metais a serem unidos (O'BRIEN, 2011). Isso também se aplica às uniões dissimilares por processos à arco elétrico.

2.4.2 Importância dos parâmetros

Para se obter uniões por solda por arco elétrico existem vários parâmetros a serem controlados, como são métodos que trabalham com elevadas temperaturas para união, existem grande modificação na microestrutura dos materiais na união, gerando assim alterações nas propriedades mecânicas nas localidades das uniões. Há uma preocupação em especial com a ZTA, que são as regiões onde o aporte térmico gera alterações significativas no comportamento da microestrutura (MARQUES et al., 2009).

Relacionando com as vantagens e possibilidades dos métodos citados anteriormente existe uma série de variáveis com influência significativa ainda mais perceptíveis nas soldagens dissimilares pelo grau de complexidade, entre elas tensão e corrente de soldagem, velocidade da soldagem, método de tecimento e deposição do metal, velocidade da adição do material de enchimento, pré e pós aquecimentos além das composições químicas dos materiais bases e de adição (EL-SHENNAY; MASOUND, 2008) (MVOLA et al., 2013b).

2.4.2.1 Parâmetros a serem considerados

A partir de escolhido o método, a determinação dos parâmetros vai determinar o desenvolvimento da soldagem, principalmente do ciclo térmico envolvido, já que o aporte térmico incidente é função da espessura de chapa, da tensão do arco elétrico, intensidade da corrente, velocidade de soldagem e a velocidade e forma que o material de adição é inserido (MARQUES et al., 2009); (MVOLA et al., 2013b).

Por uma análise de Mvola et al. (2013) ressalta-se que com a diferença das composições químicas dos metais base a seleção dos parâmetros pode afetar as propriedades mecânicas da união, sendo assim afetando a resistência a tração e alongamento após a soldagem. Em suas conclusões os autores também relacionam a influência direta da velocidade de soldagem com as tensões residuais que podem surgir.

Em uma abordagem com soldagem de metais ferrosos dissimilares El-Shennawy e Masound (2008) utilizaram em seus experimentos a definição dos parâmetros buscando um aporte térmico controlado, definiram a tensão do arco em 24 V, a corrente de soldagem em 280 A para o passe raiz e primeiro passe e 230 A para o segundo passe, uma velocidade de arame 300 in/min para o passe raiz e primeiro passe e 280 in/min para o segundo passe em uma soldagem MIG com transferência Spray de metal. Com esses valores definidos, o aporte térmico foi controlado e alcançado boas uniões com propriedades mecânicas interessantes, por exemplo na soldagem entre aço inoxidável 304L e aço especial de alta resistência onde a resistência tração da junta dissimilar foi maior do que a resistência da junta similar do inoxidável 304L.

Com as combinações de uniões dissimilares que El-Shennawy e Masound (2008) testaram, aço ferrítico St 52 com aço inoxidável 304, aço ferrítico St 52 com aço especial de alta resistência e aço inoxidável 304L com aço especial de alta resistência, eles concluíram que as fraturas em testes de tração geralmente ocorrerão em locais com menor dureza do que se comparado as suas respectivas soldagens similares. Uma boa seleção dos parâmetros é essencial para a obtenção de uma soldagem dissimilar de metais ferrosos para lidar com as dificuldades mais eminentes que ocorrem nesses casos (EL-SHENNAWY; MASOUND, 2008).

2.4.3 Problemas e dificuldades na soldagem dissimilar

Como ocorre na soldagem similar de metais, existe uma série de problemas e dificuldades de forma ainda mais complexa nas uniões dissimilares de metais por fusão (MVOLA et al., 2013b). Por uma série de motivos a soldagem eficiente de metais dissimilares representa um grande desafio devido às diferenças nas propriedades térmicas, mecânicas e químicas dos materiais a serem unidos sob condição comum de soldagem (PATEL; PATANGE, 2017).

Uma variedade de problemas pode ocorrer como descreve Patel e Patange (2017), fissuras e migração de elementos entre os materiais base causando concentradores de tensão e trincas, além de tensões residuais durante o resfriamento dos materiais evidenciadas quando possuem maiores diferenças nos coeficientes de expansão e condutividade térmica (GILLES; ROBIN; FONTAINE, 2009).

Outra dificuldade encontrada está relacionada com as camadas intermetálicas que serão formadas na fusão e movimentação dos elementos dos materiais base e de adição, de forma geral elas tendem a ser fragilizantes (EL-SHENNAWY; MASOUND, 2008), e não podem ser evitadas como afirmam Mvola et al. (2013a). Assim, o que é buscado com a otimização do processo é reduzir as espessuras das camadas intermetálicas e atenuá-las para diminuir possíveis danos posteriores e aumentar a resistência a tração por exemplo.

Dessa forma, a viabilidade dos processos de soldagem e as propriedades das juntas soldadas são dependentes de muitos fatores, o gradiente da microestrutura e a migração de elementos ligados, como também a tensão residual nas diferentes zonas afetadas da solda.

Com relação a microestrutura proveniente da soldagem nas zonas fundidas e termicamente afetadas existem condições que favorecem o desenvolvimento de componentes fragilizantes como no caso de uniões de metais ferrosos a formação de martensita (MVOLA et al., 2013b).

2.4.4 Migração, diluição e gradiente de elementos nas microestruturas

Independentemente do método ou processo de soldagem escolhido para a realizar a união dissimilar, existirá uma preocupação com a migração de elementos de liga passando pelas zonas fundida e termicamente afetada. Principalmente quando existe uma variação muito elevada na quantidade de determinado elemento entre os materiais base (KOLUKISA, 2007).

Essa migração e a forma que ela acontece é determinante para a qualidade da solda e na formação do gradiente da microestrutura como afirma Praveen e Yarlagadda (2005 apud Mvola et al., 2013), já que o gradiente dos elementos de liga é um dos fatores que podem ser complicador, dependendo da composição química dos metais envolvidos, na união, podendo resultar em camadas intermetálicas frágeis (MVOLA et al., 2013b)

Entre os elementos que se tem grande preocupação em controlar a migração está o carbono (MVOLA et al., 2013b), tanto em soldagem entre metais de ligas ferrosas como também em uniões com metais não ferrosos (MVOLA et al., 2013a). Outro elemento que pode ser citado é o Cromo encontrado em grandes quantidades em aços inoxidáveis, esses e uma grande maioria dos elementos causam aumento

da dureza e possíveis aumentos da fragilidade conforme forem definidos outros parâmetros de soldagem (KOLUKISA, 2007).

O estudo de Kolukisa (2007) mostrou que em soldas dissimilares por difusão entre aço AISI 420 e ferro fundido dúctil há um aumento da migração dos elementos com o aumento da temperatura onde ocorre a soldagem, em diferenças de 800 °C até 1100 °C houve um aumento na concentração de Carbono de 0,9% para 1,5% no lado do AISI 420 e aumento da concentração de Cromo de 9,2% para 9,5% no lado do ferro fundido em distâncias de 50 µm da interface da solda, mostrando que com aumento da temperatura há um aumento da aceleração e da quantidade da migração dos elementos.

Nessa mesma linha de importância Mvola et al. (2013b) investigaram em soldagens dissimilares entre aços baixo carbono e aço baixa liga de alta resistência que com o controle adequado da entrada de calor na soldagem junto da escolha do material de adição pode minimizar a migração de carbono e assim obter uma otimização das propriedades mecânicas da junta com a redução da zona de diluição dos metais e da zona termicamente afetada.

Pouranvari (2012 apud Mvola et al., 2013b) encontrou resultados em seus estudos em soldagem dissimilar à pontos por resistência entre aço baixo carbono e aço baixa liga de alta resistência que indicam que a microestrutura e a dureza da zona fundida são governadas pela quantidade de carbono e níveis de elementos de liga na ZF. O autor também destacou que microestruturas duras foram observadas quando os níveis de carbono equivalente na ZF eram maiores.

Ainda sobre os efeitos da migração de elementos ligados, o estudo de Seliger e Thomas (2006 apud Mvola et al., 2013b), em soldagem dissimilar entre aço P22 e P91 que diferem em teores de carbono, mas principalmente de cromo, revelou a formação de uma costura escura de carbonetos na interface da solda e junto disso a ocorrência de uma zona descarbonizada no lado do material P22 que diminuiu a dureza u pela saída do carbono desta região.

Mvola et al. (2013b) concluíram em seus estudos que a partir de controle adaptativo no processo MIG/MAG é possível obter um controle sobre a diluição minimizando a migração dos elementos de liga entre eles o carbono. Esse controle da diluição se mostra muito benéfico para soldagens dissimilares de metais de alta liga, aços inoxidáveis entre outras uniões de aços e metais com gradientes significativos de elementos de liga.

Em suas conclusões os autores também destacam que nas uniões dissimilares entre metais com diferenças microestruturais podem gerar falhas devido aos níveis de carbono e cromo onde há uma migração muito forte de carbono para o lado de menor concentração quando não utilizado um material de adição, o que destaca mais uma vez a importância desse parâmetro (MVOLA et al., 2013b).

2.4.5 Material de adição em soldagens dissimilares

Os materiais de adição e preenchimento devem ser selecionados com base nos requisitos de propriedades mecânicas na junta soldada, bem como nas condições de restrição impostas pelos metais base. A fim de alcançar uma combinação ótima de resistência e tenacidade na junta soldada, El-Shennawy e Masound (2008) destacam em selecionar um consumível com uma menor resistência a tração possível desde que continue a cumprir os requisitos de resistência esperados para a união.

A escolha do material de adição com suas compatibilidades metalúrgicas a fim de garantir uma melhor estabilidade e adequação dos metais base é fortemente recomendado como afirmam Mvola et al. (2013b). Nesse requisito que os metais de adição à base de Níquel se enquadram muito bem para uma boa qualidade da solda em metais ferrosos (MVOLA et al., 2013b).

Olson et al. (2003 apud Mvola et al., 2013b) relacionam a importância dos materiais de adição com a similaridade que deve ter com os metais bases e da relação do Carbono Equivalente (CE) nesse requisito. Indicando, se for possível, realizar a escolha do material consumível com uma similaridade do CE com o metal de menor dureza presente na união dissimilar entre aços de baixa liga.

Tantos os estudos de Monika et al. (2013) e de Mvola et al., (2013b) indicam que em soldagens dissimilares de materiais com consideráveis diferenças em suas propriedades mecânicas a serem soldados por arco elétrico vão ter os resultados da união dependente de uma boa escolha do material de adição e das condições de ciclo térmico envolvidas, como pré-aquecimento e pós aquecimento.

2.4.6 Amanteigamento em soldagens dissimilares

A técnica de amanteigamento utiliza o material de adição como um elemento compatibilizante entre os componentes a serem unidos e, consiste em aplicar uma

camada de revestimento na superfície do chanfro da união com o objetivo de gerar um metal de solda metalurgicamente semelhante entre os metais. De maneira geral serve como uma técnica de revestimento e uma opção muito eficiente para lidar com dificuldades na soldagem devido à diferentes propriedades químicas e composições (ZIEDAS; TATINI, 1997).

Com as possibilidades que o amanteigamento pode trazer em relação a compatibilização de ligas criando um meio transitório entre metais dissimilares ele pode ser aplicado não somente para estar permitindo a união, mas também atuar com uma variável permitindo uma otimização da soldagem, em termos de microestrutura resultante e características termofísicas (ZIEDAS; TATINI, 1997); (KEJELIN, 2006).

No estudo de Kejelin (2006), a técnica desse revestimento foi utilizada com o objetivo de criar uma barreira para dificultar a migração de carbono do metal com maior concentração para o de menor (KEJELIN, 2006); (MVOLA et al., 2013b)

Uma aprimoração da técnica de amanteigamento é utilizá-la duplamente, no caso realizar duas camadas de revestimento, essa técnica é conhecida por dupla camada e atua de forma a otimizar a tenacidade da primeira camada de amanteigamento principalmente na região da ZTA que foi formada primeiramente. Outra otimização para grande preenchimento seria a aplicação de um terceiro amanteigamento, conhecido como tripla camada (AGUIAR; FARIAS; SILVA, 2003).

Na aplicação em soldagem dissimilar, a primeira camada é realizada com um aporte térmico menor e com principal objetivo bloquear a movimentação dos elementos fragilizantes, principalmente o carbono e, a segunda camada atua com um aporte térmico maior para reorganizar a primeira ZTA aumentando a sua tenacidade (KEJELIN, 2006). Além disso os experimentos de Kejelin (2006) mostraram reduções da dureza em eventuais zonas parcialmente diluídas ocorridas em uniões dissimilares, justificadas pela limitação na migração e disponibilidade de carbono para estar formando estruturas mais duras com a martensita.

2.4.7 Importância do fluxo térmico

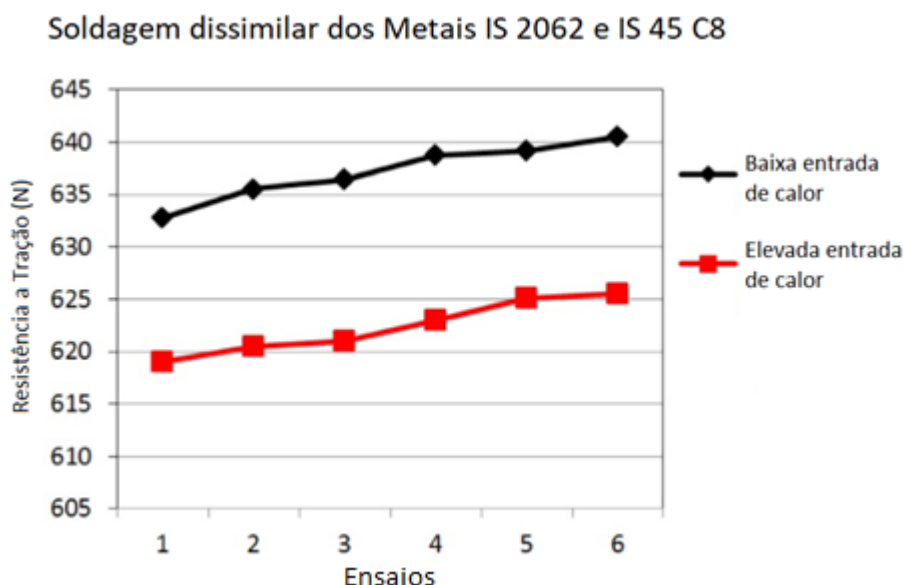
O histórico de fluxo térmico das juntas soldadas tem influência significativa sobre as mudanças estruturais que ocorrem na região da solda e arredores afetadas, bem como sobre o estado das tensões residuais que surgem na solidificação (SCUTELNICU et al., 2008). Mvola et al. (2013) também destacam a importância do

ciclo térmico em uniões dissimilares por governar a composição da microestrutura a qual está relacionada também com as composições químicas dos metais base.

Além dos ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem existe a importância, que pode ser fundamental para garantir a qualidade da união, do controle térmico antes e após a realização da união com tratamentos de pré e pós aquecimento para alcançar ou manter uma microestrutura otimizada em relação às suas propriedades mecânicas (MONIKA et al., 2013).

Monika et al. (2013) estudaram com experimentos a entrada de calor em uniões dissimilares pelo processo MIG e o respectivo efeito causado nas propriedades mecânicas da união. Em uma soldagem entre os metais IS 2062 e IS 45 C8 e uma análise da entrada de calor mostra que com menores entradas de calor atingiu-se maiores valores de resistência a tração, como pode ser observado na Figura 8 a seguir. Por outro lado, houve um aumento da dureza com o aumento da entrada de calor como registraram os autores.

Figura 8 - Resistência a tração em solda dissimilar em função do calor de entrada na soldagem.



Fonte: Adaptado Monika et al. (2013).

2.4.7.1 Pré e pós aquecimento e diferentes condutividades térmicas

O uso de pré-aquecimento e pós aquecimento busca uma regularização da microestrutura a partir de métodos de controle térmico (MARQUES et al., 2009). A

necessidade do uso desses tratamentos tem relação direta com a composição química dos materiais base a serem unidos e das propriedades que se pretende atingir na união (WAINER et al., 1992).

O tratamento de pré-aquecimento tem como funcionalidade introduzir calor nos materiais antes da soldagem em temperaturas que beneficiem na entrada de calor do processo propriamente dito a fim de não precisar alcançar maiores aportes térmicos incidentes (MARQUES et al., 2009), que facilitam a migração de elementos ligantes e taxas elevadas de diluição que podem ser prejudiciais em uniões dissimilares (MVOLA et al., 2013b)

El-Shennawy e Omar (2010) propõem também não usar o tratamento de pré-aquecimento a fim de evitar os efeitos de redução das propriedades de fadiga e resistência a fratura acima da temperatura ambiente, para isso optando pelo uso de pré-aquecimento intrínseco com próprio controle do processo economizado no custo da soldagem.

O uso de pré-aquecimento é abordado também por Kejelin (2006), que estudou a influência e a necessidade dessa técnica em uniões dissimilares de aços que convencionalmente não precisam desse aporte térmico inicial, mas com elevadas espessuras, 20 mm, para contribuir com a tenacidade da união e diminuir a ocorrência de zonas parcialmente diluídas o autor constatou a eficiência da técnica em temperaturas de 100 °C e 200 °C para aços de alta resistência baixa liga soldados com ligas de Níquel.

Já o uso de pós aquecimento está totalmente relacionado em controlar o resfriamento da soldagem da forma mais otimizada para os requisitos necessários (WAINER et al., 1992). Em soldagens dissimilares a complexidade que as diferentes composições químicas dos materiais base trazem para a união facilitam a formação de ZTAs largas e com elevada dureza e um tratamento de pós aquecimento condizente com os metais base otimiza a qualidade da união diminuindo a largura de ZTA e sua dureza significativamente (MVOLA et al., 2013b).

Seliger e Thomas (2006 apud Mvola et al., 2013) utilizaram tratamento de pós aquecimento em juntas dissimilares de aço P22 e P91 soldadas em processos TIG no passe raiz, e eletrodo revestido para preenchimento, o pós aquecimento foi conduzido em temperatura de 760 °C durante duas horas e resfriamento a ar. Mvola et al. (2013) analisou estudos também de uniões dissimilares de P22 e P91 com tratamento de pós aquecimento a fim de alcançar alta performance nas propriedades mecânicas em

elevadas temperaturas, nesse caso um pós aquecimento de 750 °C foi utilizado a fim de diminuir a dureza da ZTA formada do lado do aço P91.

Microestruturas metalúrgicas complexas podem se desenvolver na interface da solda quando há um aporte térmico incidente sobre a união, sendo em serviço durante a soldagem, como em pós aquecimentos. Em temperaturas elevadas há uma facilidade de alteração da microestrutura e por esses motivos deve haver uma compatibilidade favorável dos efeitos do aporte térmico para ambos os materiais base com devida atenção as propriedades térmicas envolvidas, entre elas condutividade térmica e coeficientes de expansão térmica (MVOLA et al., 2013b) (GILLES et al., 2009).

No caso de soldagem envolvendo aços de altas resistências há problemas de amolecimento da ZTA devido ao aporte térmico incidente e migração excessiva de elementos de liga. O tratamento de pós aquecimento aplicado em regiões com austenita pode reduzir significativamente as regiões amolecidas (MOHANDAS; REDDY; KUMAR, 1999 MVOLA; et al., 2013b)

O uso de tratamento pós aquecimento é aplicado também para uma otimização de ductilidade, além de buscar alívio de tensões e reduzir as concentrações de tensão residual na ZTA. Mas independente dos processos aplicados sempre haverá níveis de tensões residuais devidos aos diferentes comportamentos térmicos, indicados pela diferença nos coeficientes de expansão térmica, durante o estágio de resfriamento. O que se busca é reduzir, da forma possível, esses efeitos, a ponto de ser negligenciável, para uma otimização da união (GILLES et al., 2009); (SINGH, 2012).

As diferentes propriedades térmicas dos metais dissimilares são fatores importantes a serem analisados, principalmente quando há uma diferença significativa nesses valores. Scutelnicu et al. (2008) destacam os coeficientes termo físicos: temperatura de fusão, condutividade térmica e coeficiente de expansão.

O fato dos metais base se comportarem com ciclos térmicos diferentes influencia em como a união se comportará em termos do aporte térmico incidente e as respectivas dissipações de calor nos metais envolvidos na união. Tendo que ser contornados com o controle eficiente das entradas de calor antes, durante e após a soldagem evitando ou minimizando tensões residuais, ZTAs, aumentadas fragilizadas, muito endurecidas ou amaciadas pela movimentação e complexidade da microestrutura gerada (EL-SHENNAWY; MASOUND, 2008), (MVOLA et al., 2013b).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo serão apresentadas as metodologias e os materiais utilizados para a realização do projeto afim de cumprir os objetivos desse trabalho.

3.1 MATERIAIS

Os materiais utilizados no desenvolvimento do trabalho são: o Dual Phase 980, na forma de chapa fina com 1,47mm de espessura; Dual Phase 980 em formato tubular, com diâmetro externo de 25,4mm e espessura de parede de 1,47mm; SAE 1020 em formato tubular, com diâmetro externo de 25,4mm e espessura de parede de 2,0 mm.

As chapas de Dual Phase 980 foram obtidas através de laminação a frio, seguida de recozimento contínuo e com revestimento superficial de zincagem, produzidas na ArcelorMittal Vega do Sul. Os tubos do mesmo material foram obtidos por trefilação a frio com alta precisão e costura longitudinal através de soldagem por indução, seguindo um procedimento pré-estabelecidos pela empresa Tuper, desenvolvidos com exclusividade para atender os requisitos da Equipe do Projeto FórmulaCEM. Os tubos do aço SAE 1020 foram obtidos por trefilação sem costura, fornecidos pela empresa Tuper.

A composição química bem como as principais propriedades destes aços, conforme o certificado de qualidade fornecido pelas empresas, são apresentadas na Tabela 2 a seguir.

Tabela 2 – Composição química aço Dual Phase 980 e aço 1020

Aço DualPhase 980 – na forma de chapa fina e de tubo costurado										
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%P	%S	%Nb	%Al	%Ti	%B
0,09	0,285	2,34	0,301	0,176	0,013	0,0022	0,0163	0,047	0,022	0,0014
Aço SAE 1020 – na forma de tubo sem costura										
0,18	0,1	0,45	-	-	0,018	0,002	-	-	-	-

Fonte: ArceloMittal (2015); Tuper (2014)

As chapas de DualPhase 980 foram utilizadas para o estudo de soldabilidade através de juntas planas a topo e os tubos de DualPhase 980 e SAE 1020 destinaram-

se à caracterização mecânica de juntas tubulares em formato “H”, como será descrito no tópico do procedimento experimental.

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Esse subcapítulo compreende as metodologias utilizadas segundo as normas especificadoras para os casos abordados, detalhando os passos e decisões tomadas para conseguir atingir os resultados para uma posterior análise no próximo capítulo.

3.2.1 Metodologia para Qualificação do Processo de Soldagem de Juntas Planas

Para o estudo da soldabilidade do aço Dual Phase 980, através de juntas planas, foi adotado o procedimento para a qualificação do processo de soldagem, com auxílio na norma ASME IX (2010), que estabelece a sequência de atividades a serem executadas com base nas características físicas e metalúrgicas do material, no processo de soldagem escolhido e no entendimento da estrutura da norma (como as informações estão organizadas).

A qualificação do processo consistiu, basicamente, em duas etapas: quanto à especificação propriamente dita e quanto ao registro dos procedimentos de soldagem conforme Artigo 2 da norma. Também, são apresentados os requisitos, cujas etapas descritas abaixo, devem apresentar-se de acordo com o Artigo 1 da mesma.

A primeira etapa consiste na Elaboração do Procedimento de Soldagem, EPS (*WPS* sigla em inglês), que é uma preparação descritiva do procedimento de soldagem e permite direcionar a produção da solda para atender os requisitos do código. Nesta etapa são listadas as variáveis essenciais, não essenciais e complementares para um processo específico. Essas variáveis devem ser, inicialmente, estipuladas pelo soldador ou qualificador, e podem ser ajustadas até a obtenção do resultado desejado. A norma sugere o formulário QW482 para orientar o desenvolvimento dessa etapa e que irá assistir a próxima etapa.

A segunda etapa consiste no Registro do Procedimento de Qualificação da Soldagem, RPQS (*PQR* sigla em inglês), onde é feita a gravação das informações utilizadas na soldagem de cada chapa teste (elemento de onde serão removidas as amostras para ensaio). Este registro contém valores das variáveis essenciais e, caso

seja desejado, das variáveis complementares, podendo ser um intervalo de valores se estes são monitorados.

Contém ainda o resultado das amostras ensaiadas, que podem ser apresentados pelo formulário QW483 sugerido. Outro aspecto importante é que os valores registrados na RPQS devem ser verificados pelo contratante, para analisar se estes condizem com os valores utilizados na prática da qualificação e, se houver qualquer alteração no processo de soldagem que seja diferente da RPQS, requer requalificação.

Os requisitos de soldagem são apresentados no Artigo 1 da norma, onde apresentam-se as especificações relativas à preparação (tipo de junta e chanfro), à execução (orientação e posição) e à análise dos resultados dos testes (tração, dobramento, dureza, etc.) solicitados para qualificação.

Os ensaios mecânicos requeridos para qualificação de um processo são especificados para cada situação de qualificação. Neste trabalho foram requeridos dois tipos de ensaio, sendo o ensaio de tração para obter a tensão máxima da junta soldada e os ensaios de dobramento (face e raiz) para verificar o comportamento elástico e grau de estabilidade da junta.

A aprovação do ensaio de tração aplicado se dá quando a tensão que o corpo de prova resistir for, pelo menos, igual a tensão mínima do material base, ou quando a ruptura ocorrer fora da região de interferência da solda e a tensão não seja 5% inferior a tensão mínima do material base. A aprovação do ensaio de dobramento, tanto para raiz quanto para face, se dá quando a solda e a região termicamente afetada permanecerem completamente dentro da região dobrada, não havendo aberturas de descontinuidade maiores que 3 mm.

Por outro lado, os parâmetros do processo influenciam de diferentes maneiras a soldabilidade ao longo do processo, pois afetam com mais ou menos intensidade os aspectos metalúrgicos e mecânicos da junta. Algumas delas têm maior significado no resultado final e são determinantes para o sucesso da qualificação. Em virtude disto as variáveis são classificadas pelo código como sendo: essenciais, essenciais complementares e não essenciais.

As variáveis essenciais são condições, relacionadas ao procedimento ou desempenho do soldador, cuja alteração afeta as propriedades mecânicas da solda. Por exemplo, metal de base, o processo de soldagem, o material de adição, o pré-aquecimento, etc.

As variáveis essenciais complementares, essas variáveis afetam o nível de dureza da junta soldada e estão combinadas com as variáveis essenciais de cada processo. Por exemplo, pré-aquecimento, aporte térmico, etc. Uma vez realizado o procedimento para qualificação de requisitos que não sejam os de nível de dureza, a simples produção de uma nova chapa teste sob as mesmas condições das variáveis essenciais, porém adicionando as variáveis complementares é suficiente para produzir as amostras para nível de dureza. O mesmo deve proceder quando uma variável essencial complementar já estiver qualificada e se desejar qualificar outra.

As variáveis não essenciais são as que não afetam as propriedades mecânicas da solda. Essas variáveis podem ser alteradas no processo sem realização de nova qualificação.

3.2.2 Obtenção dos corpos de prova

A obtenção dos corpos de prova foi realizada a partir da elaboração de uma chapa teste, a qual deve ser produzida levando em conta os ensaios solicitados para a qualificação desejada.

Para a produção das chapas, consultou-se o Artigo 4 da norma, e partindo da característica de espessura, neste caso 1,47 mm, conforme Figura 9, verificam-se os ensaios que são necessários e, deste modo, sabe-se a instrução para fabricação da chapa teste e extração dos corpos de prova e quais as características que esses devem possuir.

Para a situação de qualificação apresentada no trabalho, a espessura da chapa é inferior a 3 mm, o que nos direciona para a primeira linha da tabela, sendo possível verificar a necessidade de dois ensaios de tração, dois ensaios de dobramento de raiz e dois de dobramentos de face. De acordo com a instrução dos ensaios no Artigo 1 da norma, os corpos de prova para o ensaio de tração devem ter as características apresentadas na Figura 10 e devem ser removidos da chapa teste, conforme Figura 10 e 11.

Figura 9 - Característica de espessura da chapa referente a Norma ASME IX.

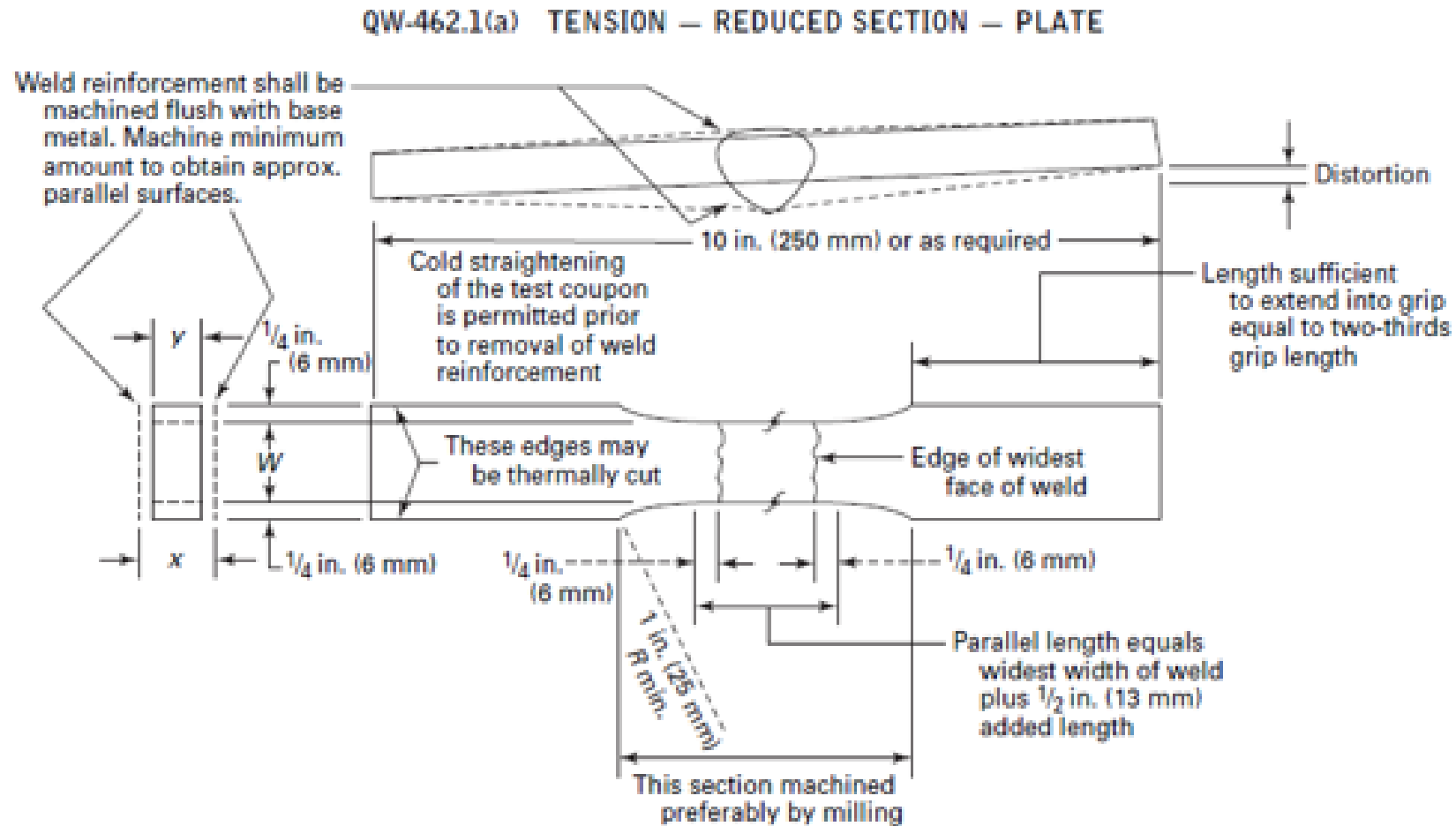
QW-450 SPECIMENS							
QW-451 Procedure Qualification Thickness Limits and Test Specimens							
QW-451.1							
GROOVE-WELD TENSION TESTS AND TRANSVERSE-BEND TESTS							
Thickness T of Test Coupon, Welded, in. (mm)	Range of Thickness T of Base Metal, Qualified, in. (mm) [Notes (1) and (2)]		Maximum Thickness t of Deposited Weld Metal, Qualified, in. (mm) [Notes (1) and (2)]	Type and Number of Tests Required (Tension and Guided-Bend Tests) [Note (2)]			
	Min.	Max.		Tension, QW-150	Side Bend, QW-160	Face Bend, QW-160	Root Bend, QW-160
Less than $\frac{1}{16}$ (1.5)	T	$2T$	$2t$	2	...	2	2
$\frac{1}{16}$ to $\frac{3}{8}$ (1.5 to 10), incl.	$\frac{1}{16}$ (1.5)	$2T$	$2t$	2	Note (5)	2	2
Over $\frac{3}{8}$ (10), but less than $\frac{3}{4}$ (19)	$\frac{3}{16}$ (5)	$2T$	$2t$	2	Note (5)	2	2
$\frac{3}{4}$ (19) to less than $1\frac{1}{2}$ (38)	$\frac{3}{16}$ (5)	$2T$	$2t$ when $t < \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4
$\frac{3}{4}$ (19) to less than $1\frac{1}{2}$ (38)	$\frac{3}{16}$ (5)	$2T$	$2T$ when $t \geq \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4
$1\frac{1}{2}$ (38) to 6 (150), incl.	$\frac{3}{16}$ (5)	8 (200) [Note (3)]	$2t$ when $t < \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4
$1\frac{1}{2}$ (38) to 6 (150), incl.	$\frac{3}{16}$ (5)	8 (200) [Note (3)]	8 (200) [Note (3)] when $t \geq \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4
Over 6 (150)	$\frac{3}{16}$ (5)	$1.33T$	$2t$ when $t < \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4
Over 6 (150)	$\frac{3}{16}$ (5)	$1.33T$	$1.33T$ when $t \geq \frac{3}{4}$ (19)	2 [Note (4)]	4

NOTES:

- (1) The following variables further restrict the limits shown in this table when they are referenced in QW-250 for the process under consideration: QW-403.9, QW-403.10, QW-404.32, and QW-407.4. Also, QW-202.2, QW-202.3, and QW-202.4 provide exemptions that supersede the limits of this table.
- (2) For combination of welding procedures, see QW-200.4.
- (3) For the SMAW, SAW, GMAW, PAW, and GTAW welding processes only; otherwise per Note (1) or $2T$, or $2t$, whichever is applicable.
- (4) See QW-151.1, QW-151.2, and QW-151.3 for details on multiple specimens when coupon thicknesses are over 1 in. (25 mm).
- (5) Four side-bend tests may be substituted for the required face- and root-bend tests, when thickness T is $\frac{3}{8}$ in. (10 mm) and over.

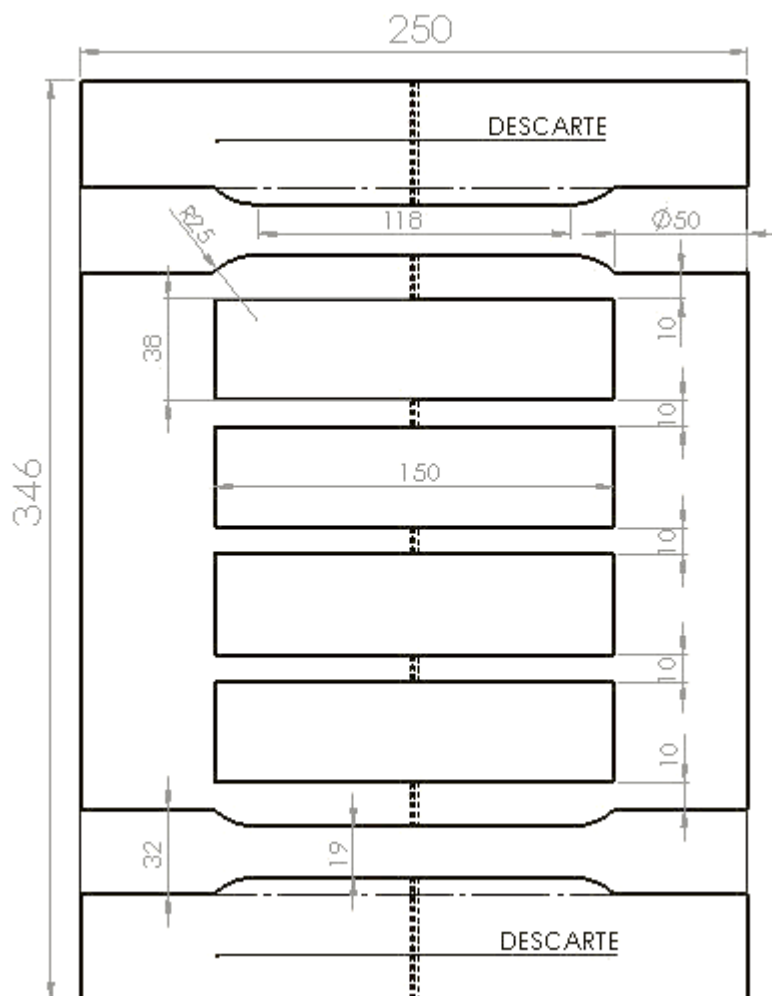
Fonte: ASME IX (2010).

Figura 10 - Características dos corpos de provas da Norma ASME IX.



Fonte: ASME IX (2010).

Figura 11. Maneira de remoção dos corpos de prova da chapa teste segundo Norma ASME IX.



Fonte: Adaptado de ASME IX (2010).

3.2.3 Qualificação do Processo TIG para soldagem de Juntas planas de DualPhase 980

Tendo visto que o material base é um aço do tipo HSLA (*High Strength Low Alloy* – Alta Resistência Baixa Liga), ele naturalmente contém relações entre o teor de carbono e de elementos de liga, diferentes às dos aços convencionais. A presença de elementos de liga justificam sua alta resistência a tensão de ruptura e escoamento, além da alta resistência a corrosão atmosférica. As altas resistências de tensão a ruptura e escoamento, 991 MPa e 699 MPa, respectivamente, por parte do metal base, exigem um cuidado especial na escolha do material de adição (varetas), quando necessário for. Como este estudo da qualificação da soldagem se refere a soldagem

de um chassi tubular de um veículo tipo Fórmula SAE, o uso de material de adição se torna imprescindível na união das juntas. Com isso, os arames selecionados devem possuir valores mínimos de tensão de ruptura e escoamento iguais ou superiores àqueles do metal de base (DP980).

Sendo o DP980 com características metalúrgicas diferenciadas, percebeu-se a necessidade de um breve estudo metalúrgico, para verificar sua composição química e posteriormente calcular o percentual de carbono equivalente (CE), conforme a Equação 1 (MODONESI, 2011).

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Ni+\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (1)$$

Considerando a composição química do material, o resultado de CE foi de 0,565%, constatou-se que este aço é de difícil soldabilidade, por ser superior a 0,25%, de acordo com Modenese (2011). Pelo teor de carbono equivalente os autores sugerem a realização de pré-aquecimento da junta, afim evitar fragilização a frio. Entretanto, neste estudo, descartou-se o uso de pré-aquecimento levando em consideração a dificuldade que isso acarreta na fabricação do chassi.

Na aplicação prática do processo de união discorrido até então, utilizou-se uma fonte de soldagem eletrônica, mais especificamente, da marca Lincoln Electric, modelo Square Wave TIG 255. Por ser uma fonte eletrônica, configurou-se a mesma para trabalhar com corrente contínua (CC). Devido à necessidade de uma maior concentração de calor na peça de trabalho, optou-se por polaridade direta (CC-), e variou-se a corrente em quatro níveis (I) de soldagem em 36 A, 40 A, 44 A e 48 A. O valor da tensão (V) se manteve praticamente constante, com valor médio de 15 V, devido ao alto gabarito do soldador, configurando quatro arranjos de variáveis experimentais.

O arco voltaico estabelecido para conduzir a corrente até a peça de trabalho foi aberto pela técnica de alta frequência. O eletrodo de tungstênio continha 2 % de Tório (Th) por ser o mais usual em soldagens de chapas finas. O gás inerte utilizado para garantir a proteção da poça de fusão e do cordão de solda, foi o Argônio (Ar) em seu estado puro. Optou-se pelo gás inerte 100 % Ar, pois este possui tanto calor específico (cp) quanto potencial de ionização menores que o Hélio, consequentemente, o Ar necessita de menos energia para se aquecer, gerando menor

penetração na poça de fusão. Entre outras vantagens que influenciaram na utilização do Ar puro, está no seu preço (sendo mais barato e acessível que o Hélio), além de apresentar maior estabilidade do arco voltaico devido a sua maior densidade.

A fonte Square Wave TIG 255 proporcionou, também, escolher o modo de soldagem, no caso, selecionou-se o modo 4-step (4 etapas), que consiste basicamente em 4 toques no botão de disparo, sendo cada um responsável por: iniciar o fluxo de gás (1), abrir o arco voltaico (2), encerrar o arco (3), e encerrar o fluxo de gás (4). Este modo foi setado de acordo com a experiência e prática do soldador.

Por tato, os dados e valores dos parâmetros e variáveis deste processo de soldagem TIG foram: gás 100% Ar; modo 4-step; CC(-); $I = 36 \text{ A}, 40 \text{ A}, 44 \text{ A}, 48 \text{ A}$; $V = 15 \text{ V}$.

3.2.4 Preparação da Chapa Teste e Corpos de Prova

O processo de manufatura dos corpos de prova foi realizado logo após o recebimento das chapas de DP980. As chapas foram cortadas seguindo as devidas geometrias e dimensões estabelecidas pela ASME IX, conforme a Figura 10, junto à empresa Lusinox, de Joinville-SC, com auxílio de uma cortadeira 3D.

Com os cortes devidamente feitos, iniciou-se o processo de limpeza na região de soldagem das chapas testes, com o objetivo de retirar a camada de Zinco (Zn) presente na superfície do DP980, diminuindo assim, seus efeitos prejudiciais à soldagem. Para isto, utilizou-se um fluxo químico especial, no caso, o Fluxo Inox SD-867-05F. Porém, mesmo após a fluxagem, observou-se algumas camadas de Zn na superfície, forçando, portanto, o uso de um esmeril comum para se fazer o lixamento das regiões e garantir, enfim, uma boa limpeza.

Retiradas as impurezas, posicionou-se as chapas testes para em seguida iniciar o processo de soldagem com TIG. O resultado da soldagem das chapas pode ser verificado na Figura 12. Vale ressaltar que todo o equipamento de soldagem foi configurado em paralelo com a preparação das chapas em questão.

Por fim, a partir das chapas testes, correspondente a cada um dos quatro arranjos experimentais, foram extraídos os corpos de prova para ensaios de tração e dobramento, com auxílio de um ferramental constituído por matriz / punção, acoplados a prensa Servo hidráulica, disponível no Laboratório de Metalurgia da ArcelorMittal

Vega do Sul. A geometria dos corpos de prova seguiu as instruções da norma ASME IX, como representado na Figura 13.

Figura 12 - Amostra de chapa de aço DP980 com soldagem plana pelo processo TIG, utilizando a vareta ER90S-B3.



Fonte: Autor (2016).

Figura 13 - (a) Representação gráfica dos corpos de prova, (b) corpo de prova após extraído das chapas testes.



(a)



(b)

Fonte: Autor (2016).

Foi confeccionada uma chapa teste para cada arranjo experimental e por cada chapa teste foram extraídos dois corpos de prova de ensaio de tração. Para o controle dos corpos de prova de cada chapa teste adotou-se um código constituído por letra e números, como relacionado na Tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros de soldagem das chapas teste.

Chapa teste	Corrente (A)	Corpo de prova para ensaio de tração	
		Início	Fim
1	36	36-i	36-f
2	40	40-1	40-f
3	44	44-i	44-f
4	48	48-f	48-f

Fonte: Autor: (2016)

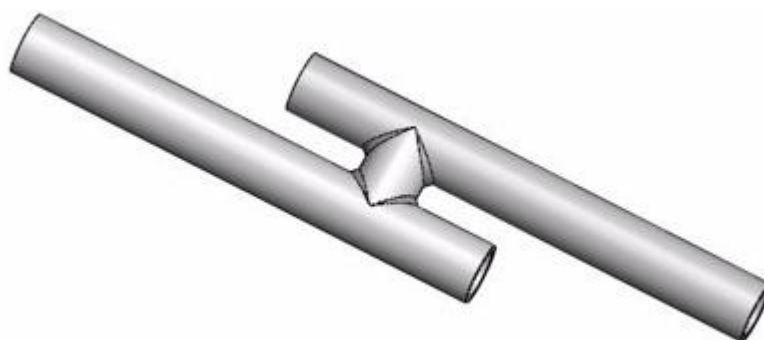
3.2.5 Metodologia para Validação de Juntas Tubulares em “H”

Juntas tubulares em “H” é um requerimento proposto pela SAE Brasil, aplicável em situações nas quais as equipes que desenvolvem o projeto de veículo Fórmula SAE, propõem o uso de materiais alternativos para a fabricação do chassi, diferente de aquele que é estabelecido no regulamento da competição, neste caso o SAE 1020.

Para validar o uso de materiais alternativos as equipes de projeto devem comprovar que a junção de tubos com o novo material bem como a junção híbrida do novo material com o material convencional, atinge pelo menos 95% do limite de resistência mecânica de aquele obtido na junção de tubos do material regulamentado.

Para tanto, a SAE desenvolveu o modelo de corpo de prova com a forma de um “H”, como aquele representado na Figura 14.

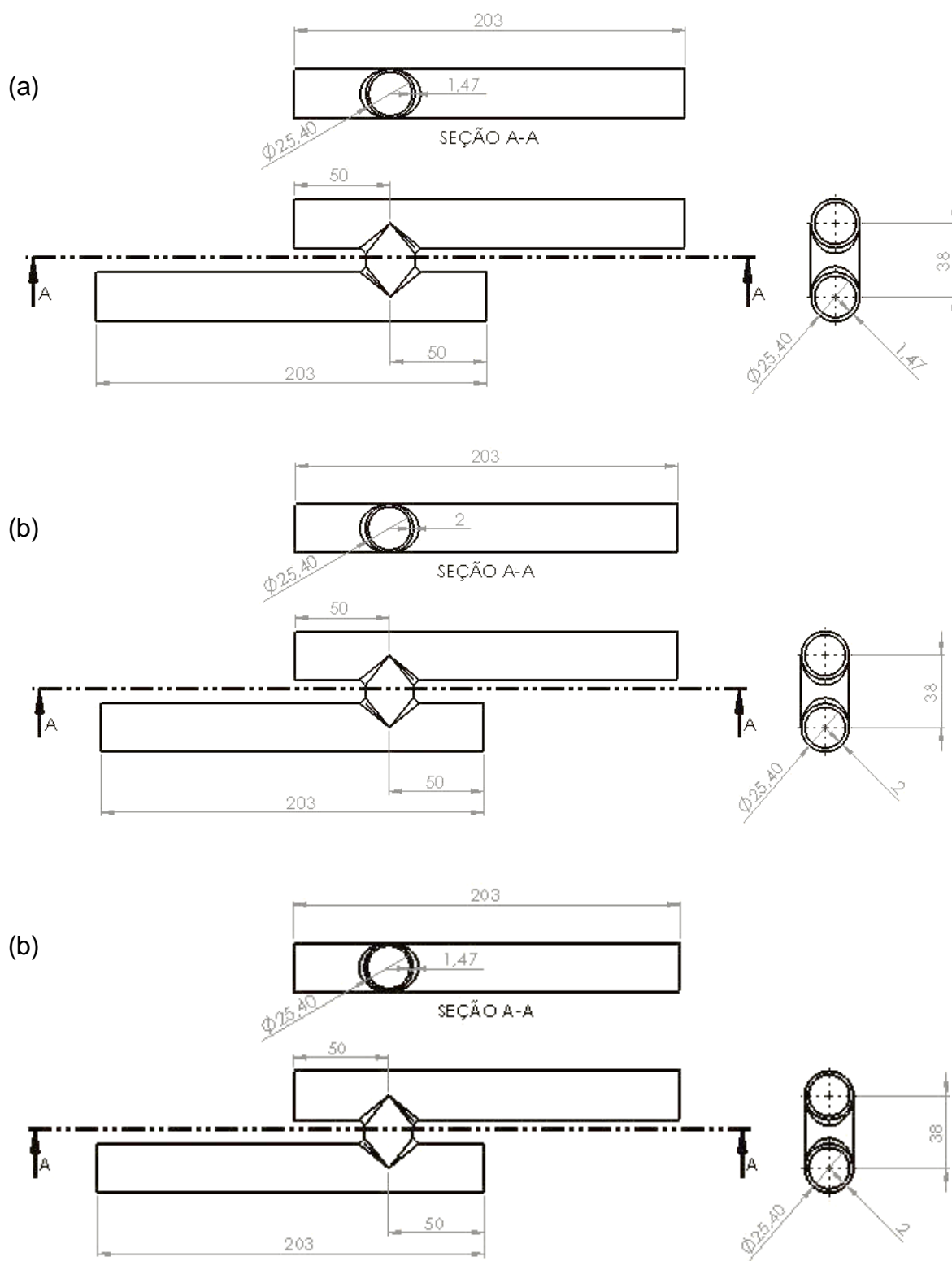
Figura 14 - Representação gráfica dos corpos de prova em “H” para validar estruturas tubulares em materiais alternativos aplicáveis em projetos veiculares FSAE.



Fonte: SAE International (2017).

Neste trabalho, foram confeccionados três combinações diferentes de corpos de prova como os representados na Figura 14 com os arranjos de materiais descritos a seguir: 1° Corpo de prova em “H” com os três elementos tubulares em DualPhase 980 (espessura de parede 1,47 mm); 2°- Corpo de prova em “H” com os três elementos tubulares em SAE 1020 (espessura de parede 2mm); 3° Corpo de prova em “H” híbrido (elementos dispostos longitudinalmente em aço SAE 1020 (espessura de parede de 2 mm) e elemento disposto transversalmente em aço DualPhase 980 (espessura de parede 1,47 mm). Os três arranjos de “H” são ilustrados na figura 15. Para cada arranjo foram confeccionados e ensaiados cinco corpos de prova.

Figura 15 - Arranjos de corpos de prova em “H” para validar estruturas tubulares:
(a) H – DP980/DP980; (b) H – SAE1020/SAE1020; (c) H – SAE1020/DP980.



Fonte: Autor (2017).

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA

Esse subcapítulo apresenta os ensaios utilizados e a forma que os experimentos foram direcionados para adquirir informações da microestrutura das uniões, como também os valores de resistência à tração.

3.3.1. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG), com as quais se procurou a identificação de fases e constituintes microestruturais, bem como a caracterização dos aspectos morfológicos das transformações de fase predominantes na zona de metal fundido, termicamente afetada e de metal base em amostras das juntas planas.

As amostras utilizadas para a caracterização microestrutural foram extraídas da região central de cada chapa teste.

Antes da análise microestrutural as amostras foram submetidas aos procedimentos de preparação metalográfica que consistiram em embutimento em baquelite, lixamento com sequência padrão de lixas com granulação de 80, 120, 320, 600 e 1200 grãos/cm², seguidas de polimento em pano contendo pastas de diamante com granos de 3 µ para acabamento e de 1 µ para polimento final.

A microscopia óptica foi realizada como auxílio de um microscópio Olympus modelo BX51, auxiliado de software para processamento de imagens do tipo Image Pro-Plus, localizado no Laboratório de Metalurgia da ArcelorMittal Vega do Sul.

Para realizar a caracterização microestrutural foi utilizado o Nital 3%, como reagente químico para os procedimentos de ataque superficial, através do qual foi possível constatar os aspectos morfológicos das transformações de fase das diferentes regiões das amostras.

Buscando colaborar com a caracterização da morfologia iniciada com o auxílio de MO, foi utilizada a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), pela sua capacidade de magnificação; e pela versatilidade para a análise microestrutural, pois além de complementar as informações obtidas pela MO.

As amostras para microscopia eletrônica foram preparadas seguindo o procedimento descrito para microscopia óptica, somado à limpeza por ultrassom e polimento final com agente à base de sílica coloidal.

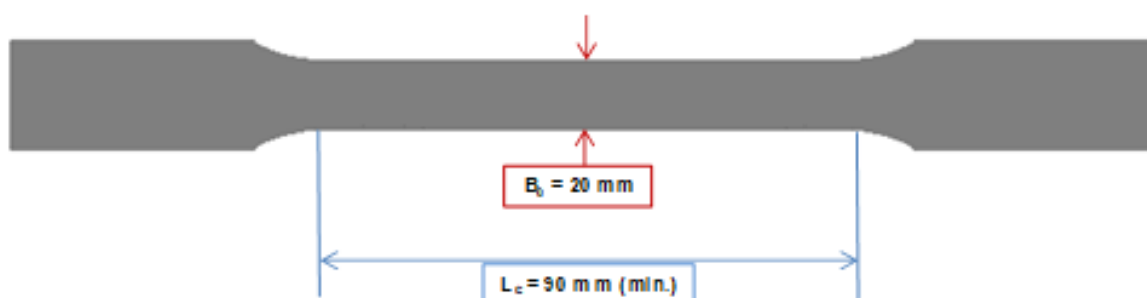
A caracterização foi feita no mesmo Laboratório da ArcelorMittal, para o qual foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG), modelo Karl Zeiss Supra 55VP.

3.3.2 Ensaios Mecânicos

Os ensaios de resistência mecânica à tração uniaxial foram realizados no laboratório da de Metalurgia da ArcelorMittal, utilizando uma Máquina Universal de Ensaios de Resistência à Tração da marca Instron, modelo 5988, com capacidade de carga de 400 kN.

As propriedades mecânicas verificadas nos ensaios de tração foram: Limite de escoamento (LE); Limite de Resistência à tração uniaxial (LR); e Alongamento Total, tanto no metal base, para caracterizar o estado inicial, como nos corpos de prova extraídos dos arranjos experimentais de juntas planas e nos corpos de prova dos arranjos de juntas tubulares em “H”. O corpo de prova desenvolvido para caracterizar o metal base aparece representado na figura 16 e obedece à geometria estabelecida pela norma

Figura 16 - Dimensões dos corpos de prova conforme ISO NBR 6892
- Anexo B - Tipo 2.



Fonte: ABNT (2015).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesse capítulo serão apresentados os resultados obtidos referentes aos experimentos detalhados no capítulo anterior de metodologias.

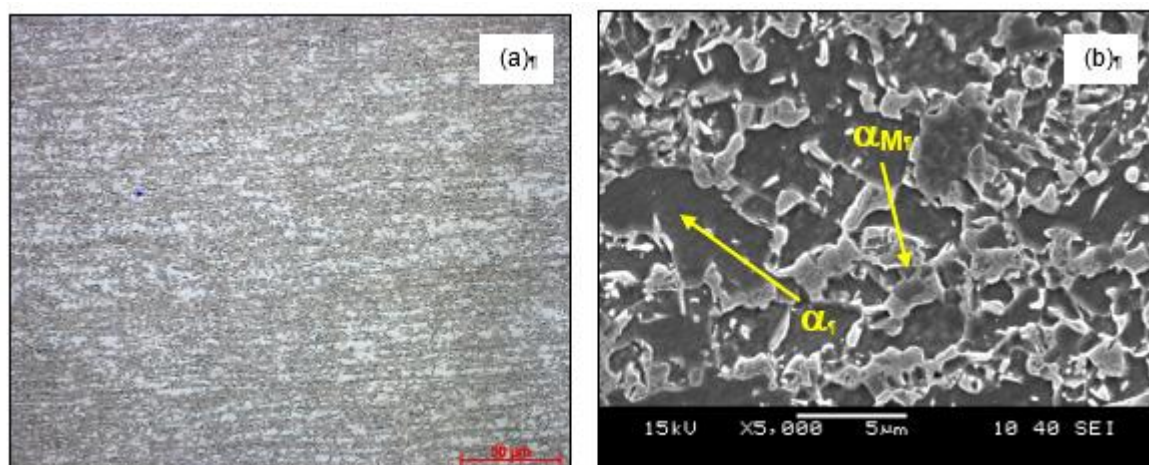
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE

O material base foi caracterizado com microscopia óptica e eletrônica de varredura com o intuito de conhecer as características da microestrutura de partida no aço DualPhase980, de modo a avaliar as modificações posteriores que a mesma sofre como consequência do aporte térmico associado ao procedimento de soldagem.

As imagens da Figura 17 apresentam a morfologia e fração volumétrica dos constituintes microestruturais do aço em estudo.

Figura 17 - Microestrutura inicial do aço DualPhase 980, em estado de recozido.

(a) MO (500x), (b) MEV (5000x), Nital 3%.



Fonte: Autor (2016).

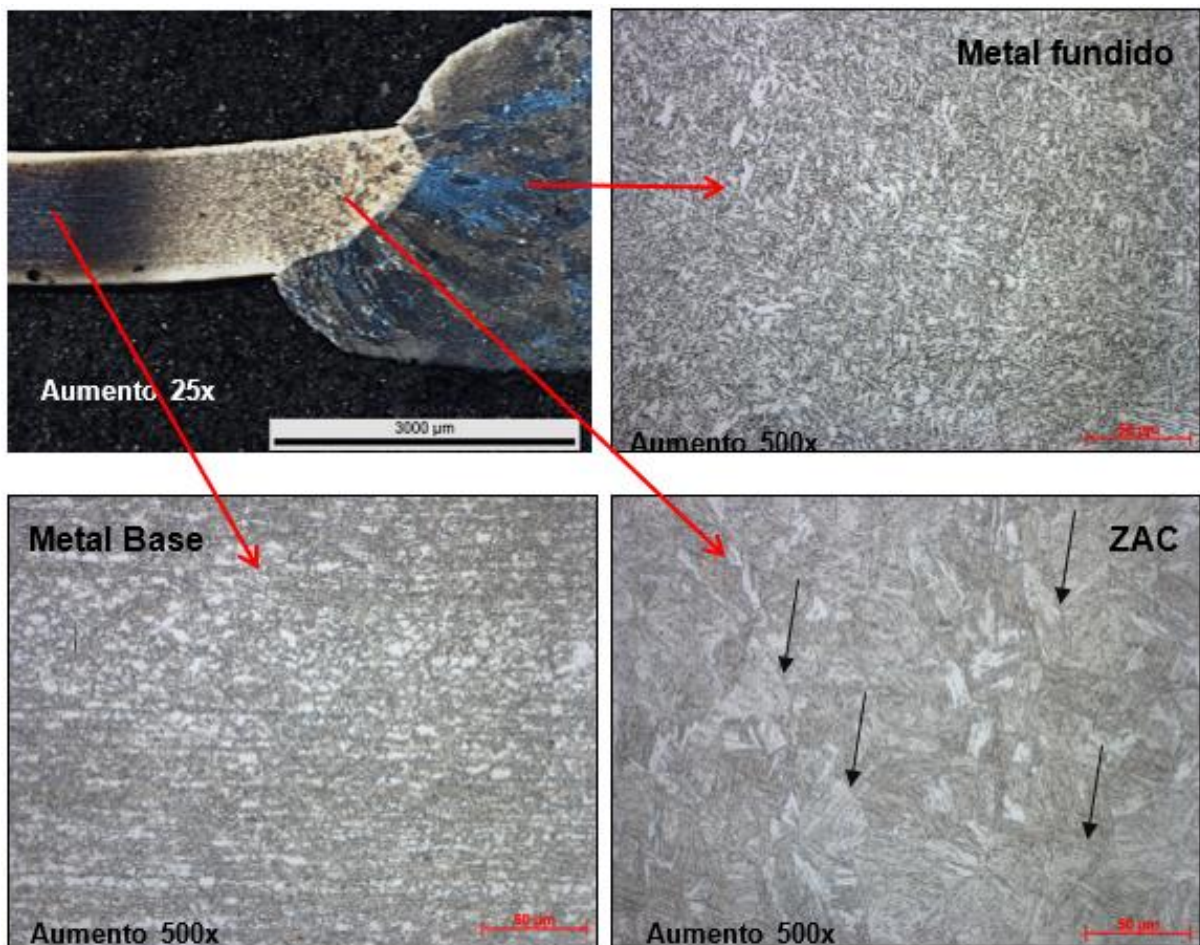
Observa-se, através das imagens da Figura 17, a presença de uma microestrutura bifásica constituída por: 55 % de ferrita (fase mais escura e lisa) e por 45 % de martensita (fase mais clara em relevo), bem característica dos aços Dual Phase 980 obtidos com controle no resfriamento após recozimento contínuo.

Os ensaios de resistência mecânica à tração, realizado em três corpos de prova limite de escoamento de 699 MPa, limite de resistência a tração máxima de 978 MPa, alongamento total de 8 % medido por extensômetro.

4.2 COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS PLANAS DE DUAL PHASE 980

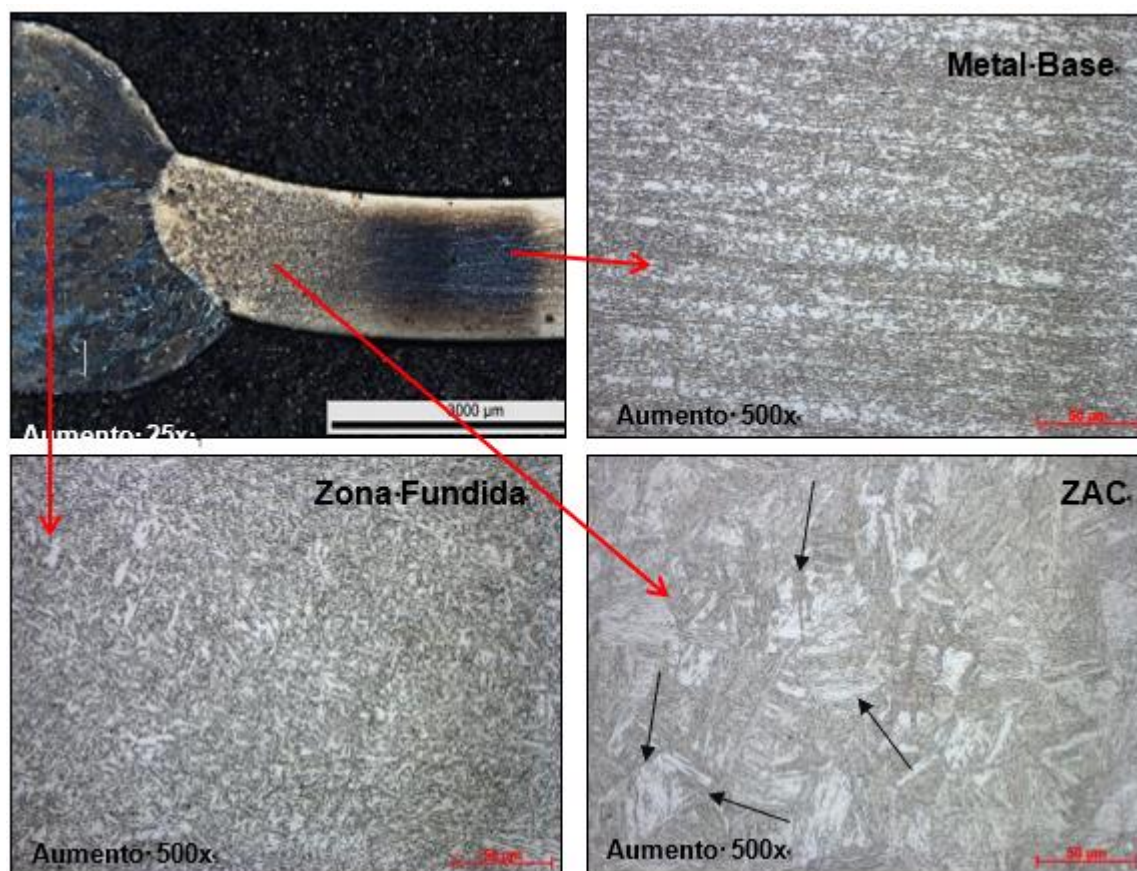
Através das micrografias da Figura 18 pode-se evidenciar de modo panorâmico as diferenças microestruturais desde o centro da costura soldada (Metal Fundido) até a extremidade onde se observa a microestrutura do metal base, essas modificações microestruturais estão associadas diretamente ao ciclo térmico que foi promovido durante a junção das chapas. As microimagens das Figuras 18 e 19 ilustram os aspectos microestruturais das diferentes regiões atingidas pelo ciclo térmico durante o procedimento de soldagem das junções planas.

Figura 18 - Modificações microestruturais em juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 36A).



Fonte: Autor (2017).

Figura 19 - Modificações microestruturais em juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 48A).



Fonte:Autor (2017).

Como constatado nas Figuras 18 e 19, na intermediação entre o metal fundido e o metal base, observa-se na ZTA, na qual é possível evidenciar o aumento do tamanho dos grãos numa micro-região mais próxima do metal fundido. As setas sobrepostas à imagem da zona afetada pelo calor indicam os contornos dos antigos grãos de austenita, atingidos durante o sobreaquecimento ocasionado pelo aporte térmico durante a soldagem, a partir dos quais nucleiam as novas fases durante o resfriamento do material.

Ao examinar o tamanho de grão na região de granulação grosseira, pode constatar-se que o grão cresce proporcional ao aumento do aporte térmico, variando de 45 μm para 65 μm , nas juntas planas realizadas com corrente de 36 A e 48 A. As medidas de tamanho de grão foram realizadas com auxílio de lentes graduadas acopladas ao microscópio óptico, avaliando cinco campos em cada amostra.

A Tabela 4 e o gráfico da Figura 20 apresentam a relação entre o tamanho de grão médio na microrregião de granulação grosseira com a corrente de soldagem utilizada na confecção das juntas planas. Pode se verificar que o aumento da corrente de soldagem (A) favorece o crescimento de grãos na zona afetada pelo calor.

Tabela 4 - Resultados das medidas de tamanho de grão na micro-região GG ZAC nas juntas planas de aço DualPhase 980.

Chapa teste	I (A)	TG (μm)	Desvio
1	36	45	3
2	40	51	2
3	44	58	3
4	48	65	2

Fonte: O Autor (2017).

Figura 20 - Relação entre o tamanho médio de grãos na micro-região GG ZAC com a intensidade de corrente durante soldagem de juntas planas de aço DualPhase 980.

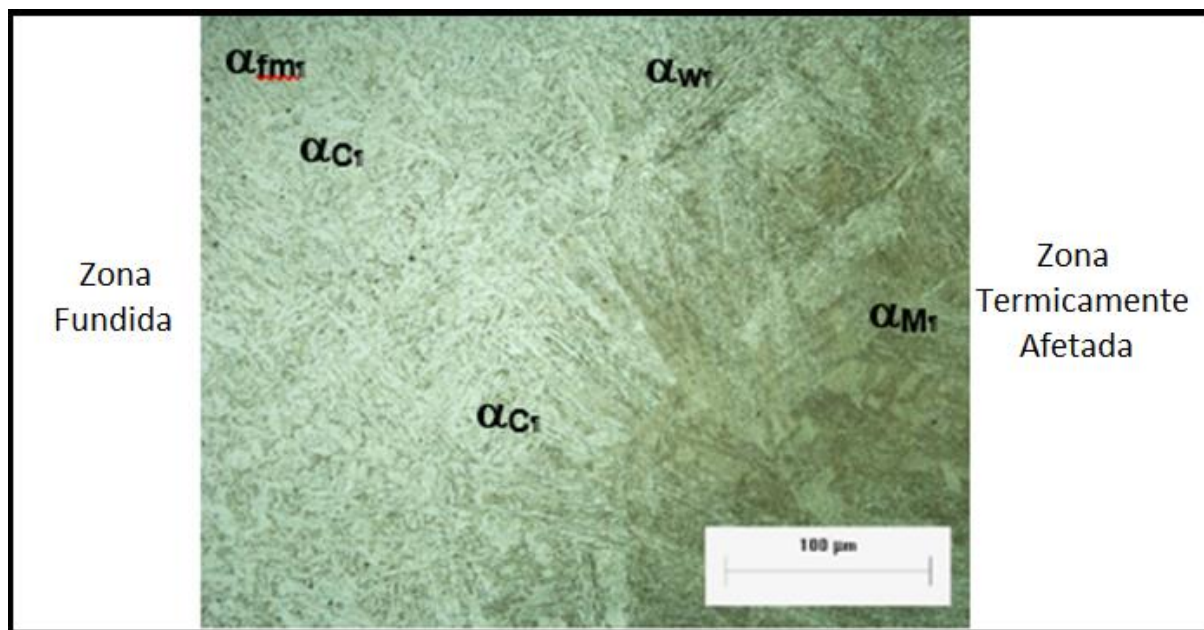


Fonte: O Autor (2017).

Em relação aos aspectos da microestrutura o ciclo de resfriamento imposto ao material, depois de realizada a soldagem, decide as características morfológicas dos produtos da transformação de fase nas regiões da ZTA, onde durante o aquecimento o material atingiu o seu estado austenítico. A Figura 21 mostra uma microestrutura bem representativa da transição entre o metal fundido e a zona termicamente afetada do metal base observada nas amostras correspondentes com estudo. Do lado do metal fundido constata-se a presença de ferrita colunar (α_c), com

segunda fase alinhada, como consequência do modo de crescimento epitaxial, que é bem característico do processo de solidificação do metal depositado.

Figura 21 - Modificações microestruturais em junta plana de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG (I= 36A), microrregião de transição.



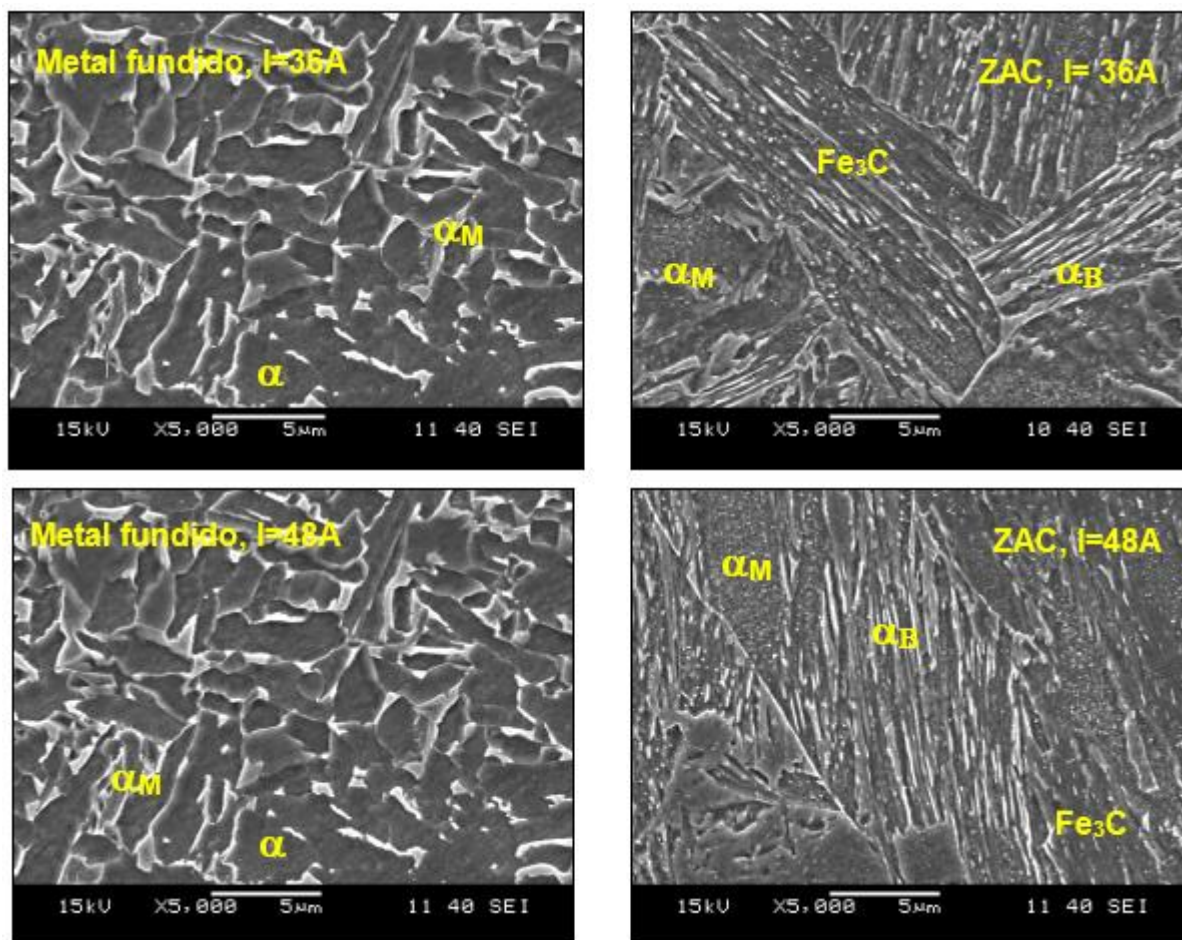
Fonte: O Autor (2017).

Mais próximo do centro do cordão de solda constata-se a presença de ferrita fina massiva (α_{fm}). Do lado da zona termicamente afetada observam-se locais genuinamente martensíticos (α_M) e locais contendo placas laterais em forma de longas ripas de ferrita de Widmanstätten (α_W) que se projetam bilateralmente em direção ao metal fundido (de um lado) e ao metal base (do outro lado).

As imagens de MEV apresentadas na Figura 22 ilustram as morfologias típicas no centro da zona de metal fundido e na zona termicamente afetada, correspondentes às condições experimentais, envolvendo a menor e maior corrente de soldagem. É possível corroborar a tendência para crescimento de grão austenítico com o aumento da corrente, visto o expressivo tamanho das colônias de ferrita acicular que são observadas nas imagens.

Figura 22 - Modificações microestruturais na microrregião de fundição e na GG ZAC, de juntas planas de aço DualPhase 980 obtidas por processo TIG, com I= 36 e

48A. Onde: α_M - martensita, α_B - bainita, α -ferrita, Fe_3C -cementita.



Fonte: O Autor (2017).

Na zona de metal fundido observa-se uma microestrutura refinada, no centro da microrregião da ZF, constituída por ferrita e martensita distribuída de modo homogêneo em forma de partícula. No caso da microrregião com grãos grosseiros na zona afetada pelo calor a microestrutura é mista, constituída por feixes de ferrita bainítica entremeados de finos filmes de cementita bem como ilhas de martensita.

A microestrutura da zona afetada pelo calor mostra-se predominantemente martensíticas, com dispersão de finas partículas de cementita que se corresponde com o estado de revenimento que ocorre nesta região como consequência do tratamento térmico ocasionado pelo ciclo de soldagem, reafirmando o proposto pela literatura.

4.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS PLANAS DE DUAL PHASE 980

Tomando por base as propriedades mecânicas originais das ligas, os resultados após os diferentes ciclos de soldagem, para a confecção das chapas para testes, apresentam perdas pouco representativas nos limites de resistência mecânica a tração (LR) e de escoamento (LE) das juntas.

A Figura 23 apresenta uma imagem fotográfica de um dos conjuntos de corpos de prova que foram ensaiados, na qual pode ser constatado que a ruptura acontece na zona afetada pelo calor. Os resultados dos ensaios mecânicos das juntas planas são mostrados na Tabela 5.

Figura 23 – Corpos de prova apresentando ruptura na zona afetada pelo calor em juntas planas de aços DualPhase 980.



Fonte: Autor (2016).

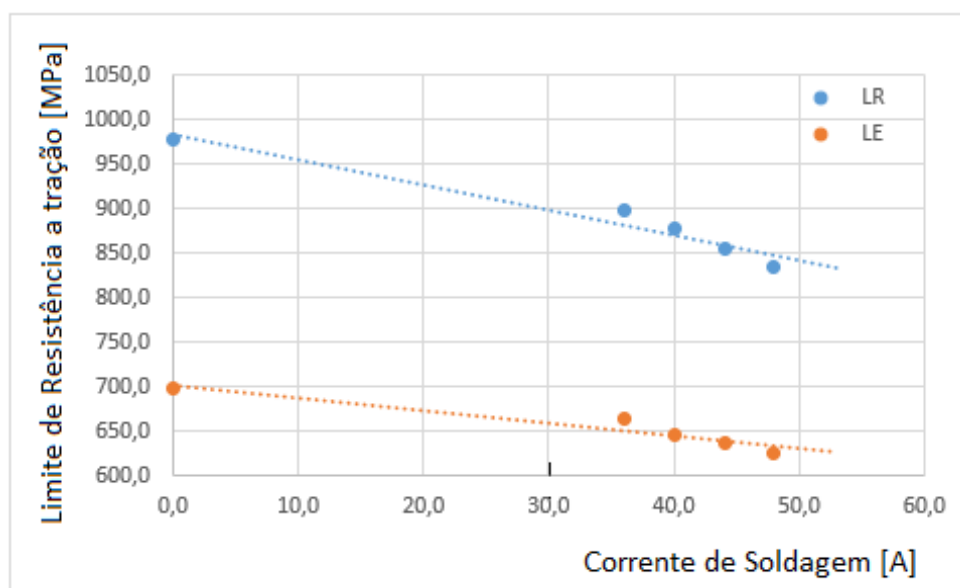
O gráfico da Figura 24 apresenta a tendência do comportamento mecânico das juntas planas obtidas sob condições diferentes de amperagem com soldagem TIG. Constata-se uma queda gradual tanto do limite de resistência a tração (LR) quanto do limite de escoamento (LE). A queda gradual dos limites de resistência ocorre na medida em que aumenta a corrente de soldagem.

Tabela 5 - Resultados dos ensaios mecânicos de juntas planas de aço DualPhase 980, soldagem por TIG com corrente variável.

Chapa teste	CP	I (A)	LR (MPa)	LE (MPa)	AT(%)
1	1	36	895,0	658,0	6,0
	2		900,0	672,0	6,0
	média		897,5	665,0	6,0
2	1	40	880,0	644,0	4,0
	2		875,0	648,0	3,0
	média		877,5	646,0	3,5
3	1	44	860,0	638,0	4,0
	2		852,0	635,0	3,0
	média		856,0	636,5	3,5
4	1	48	838,0	628,0	3,0
	2		832,0	624,0	4,0
	média		835,0	626,0	3,5
Metal Base	1	-	980,0	702,0	9,0
	2		976,0	697,0	7,0
	média		978,0	699,5	8,0

Fonte: Autor (2017).

Figura 24 - Relação entre o Comportamento Mecânico das juntas planas do aço DualPhase 980 com o aporte térmico durante a soldagem com TIG.



Fonte: Autor (2017).

Este comportamento está relacionado com a análise da microestrutura percorrida anteriormente. Nas condições experimentais onde constatou-se a maior fração de filmes e partículas finas de cementita, há decréscimo do limite de resistência a tração e do alongamento do material, isto pode estar associado ao revenimento da martensita na zona afetada pelo calor.

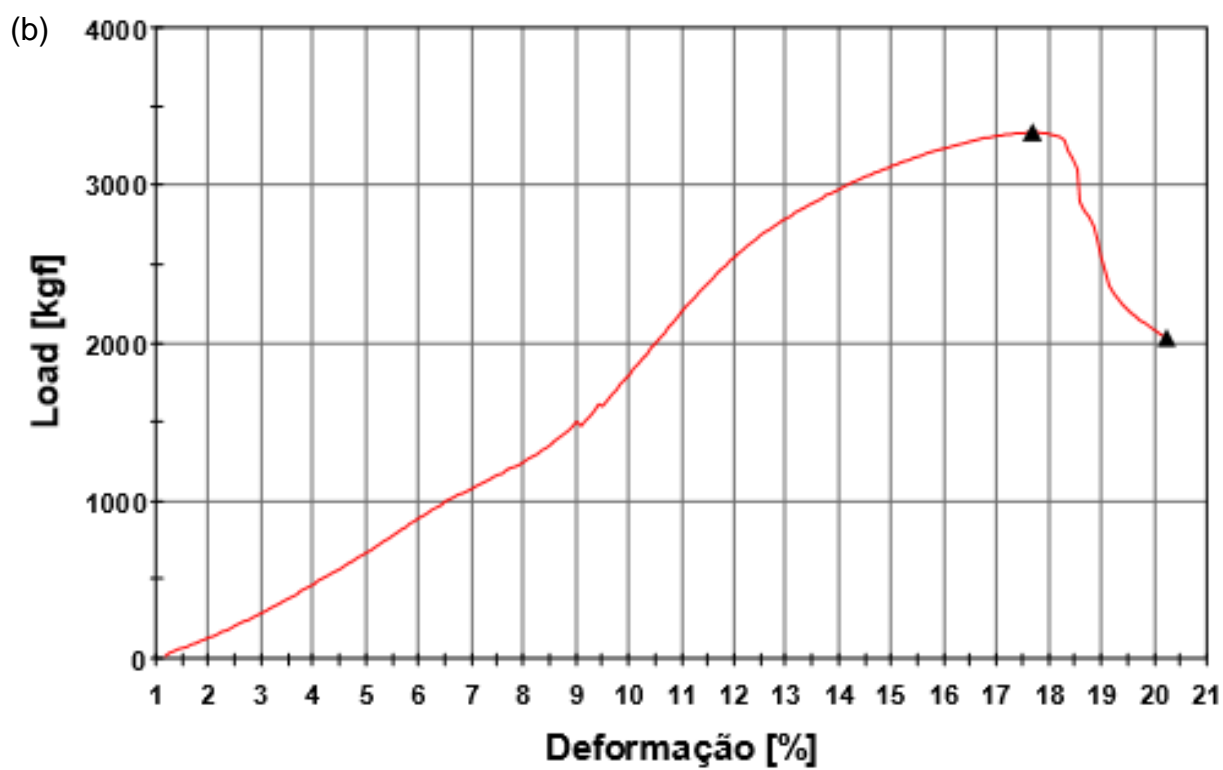
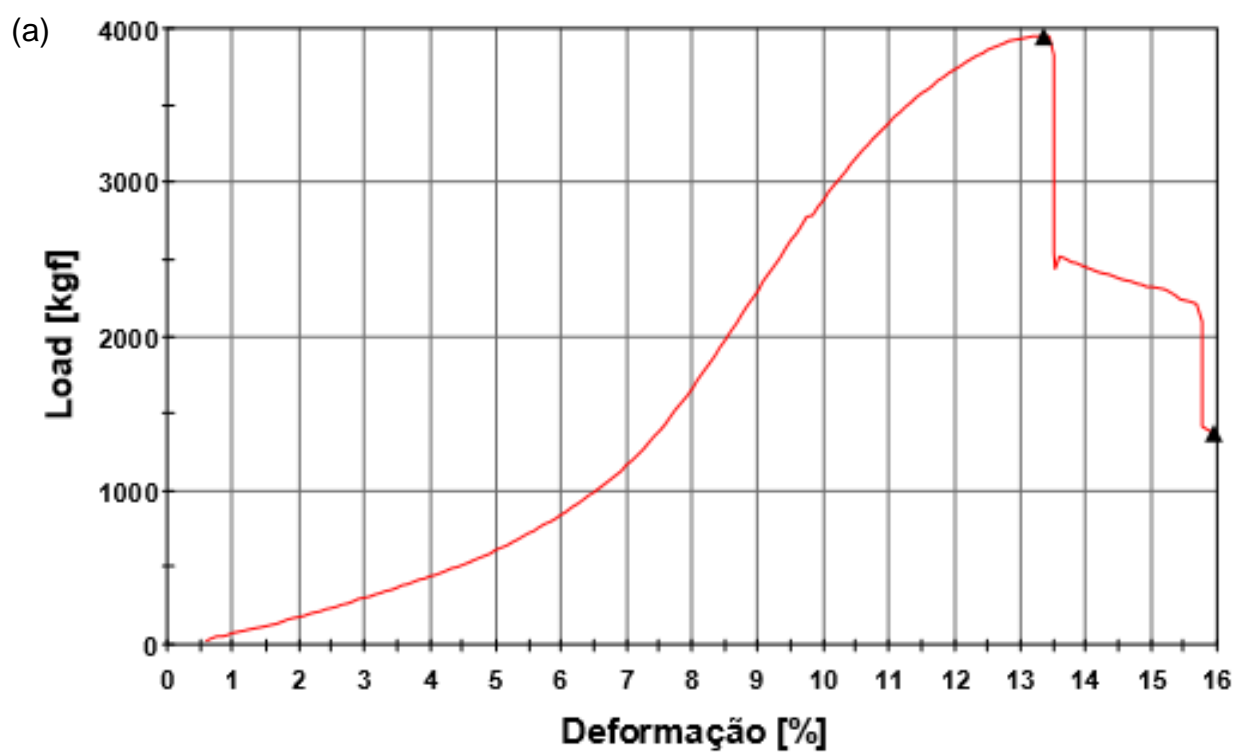
Quanto maior é o aporte térmico, dado através do aumento da corrente, maior é a energia para promover a difusividade do carbono contido na martensita do Aço DualPhase 980 e, conseqüentemente, maior potencial para a formação de cementita.

Pelos resultados obtidos recomenda-se o uso de processo TIG com correntes que não ultrapassem o valor de 40 A para soldagens de chapas de 1,47 mm.

4.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS EM “H”

Os resultados dos ensaios mecânicos de resistência à tração dos corpos de prova em “H” aparecem relacionados na Tabela 6. A Figura 25 apresenta os traços característicos do comportamento mecânico das juntas tubulares DP980/DP980 e DP980/SAE1020.

Figura 25 - Gráficos característicos do comportamento mecânico das juntas tubulares. (a) "H" – DP980/DP980, (b) "H" – DP980/SAE1020.



Fonte: Autor (2017).

Tabela 6 - Resultados dos ensaios mecânicos de juntas planas de aço DualPhase 980, soldagem por TIG com corrente variável.

CP em H	CP	I (A)	Carga Máxima (kgf)
DP980/DP980	1	36	3911,2
	2		3974,4
	3		3951,3
	4		4050,2
	5		3989,2
	média		3942,8
SAE1020/SAE1020	1		3188,3
	2		3366,2
	3		3286,4
	4		3240,4
	5		3190,8
	média		3277,3
DP980/SAE1020	1		3341,6
	2		3293,1
	3		3229,5
	4		3329,5
	5		3361,9
	média		3311,1
95% kgf - SAE1020/SAE 1020			3113,4

Fonte: O Autor (2017).

A Figura 26 apresenta um dos corpos de prova fixo na máquina universal de ensaio num momento que apresenta a ruptura na zona afetada pelo calor.

Figura 26 - Locais preferenciais para a ocorrência de ruptura em corpos de prova em "H".

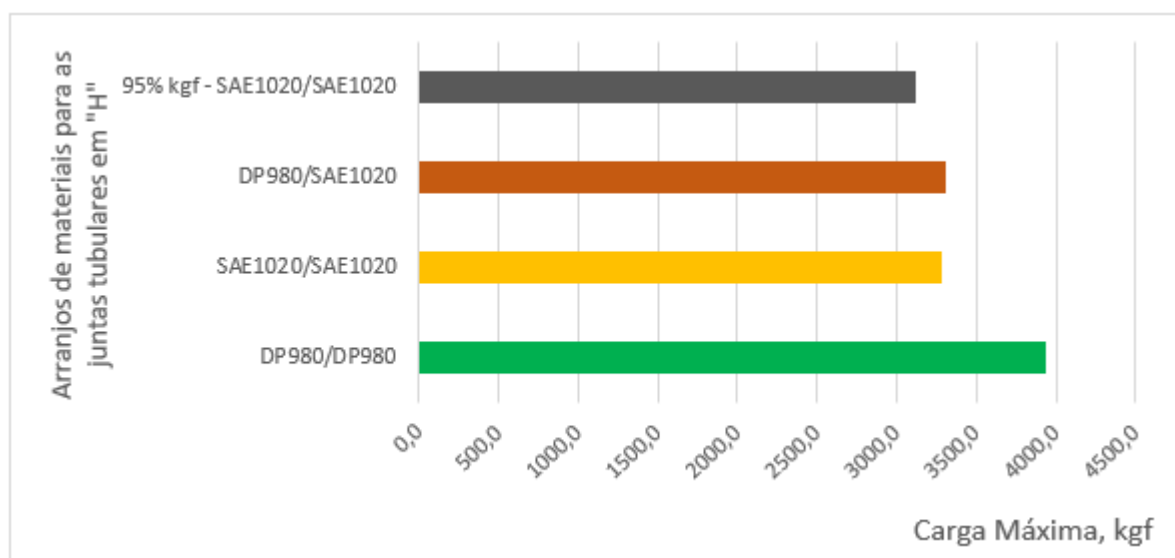


Fonte: O Autor (2007).

Com o auxílio do gráfico da Figura 27 é possível verificar que o limite de carga máxima médio, obtido através de ensaios de resistência à tração, nos arranjos de materiais DP980/DP980 e DP980/SAE1020, dos corpos de prova em “H” atingiram um valor superior ao que corresponde a 95% da carga máxima atingida no ensaio da junta tubular em “H” constituída por SAE1020/SAE1020, ambos atendendo os requisitos estabelecidos pela SAE.

O corpo de prova em “H” com o arranjo DP980/SAE1020 e DP980/DP980 mostraram-se 6 e 21% superior, respectivamente, ao limite de resistência estabelecido pela SAE Brasil para validar o uso de juntas tubulares em materiais alternativo. Portanto, as juntas tubulares com o mesmo material DP980/DP980 e com materiais dissimilares DP980/SAE1020 podem ser homologadas perante o órgão certificador.

Figura 27 - Comparativo para valor medido da carga máxima dos diferentes arranjos de materiais para as juntas tubulares em “H”.



Fonte: O Autor (2017).

5. CONCLUSÕES

As conclusões deste trabalho são:

- Foi constatado que o fenômeno de crescimento de grão na zona termicamente afetada é mais extenso e acentuado nas condições experimentais onde é maior energia de ativação interposta pelo processo de soldagem TIG;
- Verificou-se que a formação de martensita e de agregados de ferrita com carboneto é maior quando aumenta a corrente de soldagem no processo TIG, onde é mais abrupta a taxa de resfriamento nessas condições experimentais;
- A microestrutura da zona afetada pelo calor mostra-se predominantemente martensítica, com dispersão de finas partículas de cementita, as quais precipitam como consequência do processo de revenimento na zona afetada pelo calor causando queda no limite de resistência mecânica e no limite de escoamento;
- Pelos resultados obtidos recomenda-se o uso de processo TIG com correntes que não ultrapassem o valor de 40 A para espessura de chapa de 1,47 mm;
- A partir dos ensaios de resistência a tração referentes às chapas planas, foi possível verificar a ruptura dos corpos de prova na zona afetada pelo calor do aço DP980, constatando a queda de resistência a tração localizada devido o revenimento dessa região;
- Foi possível obter, nos arranjos de materiais em “H” de DP980/DP980 e DP980/SAE1020, limites de carga máxima superior a 95% em relação à obtida em juntas tubulares confeccionadas em SAE1020/SAE1020, de modo que ambos arranjos atendem os requisitos para a homologação de materiais alternativos que são exigidos pela SAE Brasil.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO

- Caracterizar a superfície de fratura dos materiais ensaiados com auxílio de MEV;
- Caracterizar a microestrutura das juntas tubulares em H e estabelecer correlação com o comportamento mecânico.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M.; FARIAS, J. P.; SILVA, C. C. Efeito da técnica de dupla camada sobre a microestrutura e tenacidade da ZAC do aço ABNT 4140 recuperado por soldagem. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 2., 2003, Uberlândia. **Anais...**. Uberlândia: Abcm, 2003. 10 p. Disponível em: <http://abcm.org.br/anais/cobef/2003/artigos/COF03_0543.pdf>. Acesso em: 15 set. 2017.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASME IX: **Welding and Brazing Qualifications**. New York, NY. 2010

ARCELORMITTAL. Catálogo de Produtos. 2015. Disponível em: <http://vega.arcelormittal.com/produtos_mercados/catalogos/pdf/arcelormittal-catalogo-acos-planos.pdf>. Acesso em: 20 out. 2016. ASKOY M., ESIN A. Improving the Mechanical Properties of Structural Carbon Steel by Dual-Phase Heat Treatment. J. Mater. Eng., Vol. 10, No. 4, 281-287, 1988.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ISO NBR 6892, ABNT, 2015.

BIRO E., McDERMID J.R., EMBURY J.D., ZHOU Y. Softening Kinetics in Subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 41, Sept., p. 2348-2356, 2010.

DRUMOND, J. Efeito do Si e de parâmetros de processo nas microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio. Dissertação de Mestrado. UFSC, 2012.

EL-SHENNAWY, M.; OMAR, A. A. Similar and Dissimilar Welding of Ductile Cast Iron. In: MATADOR CONFERENCE, 36., 2010, London. **Proceedings...**. London: Springer, 2010. p. 297-302. Disponível em: <https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-1-84996-432-6_68#citeas>. Acesso em: 05 mar. 2017.

_____; MASOUND, M. I. Similar and Dissimilar Welding in Special Applications. In: CAIRO UNIVERSITY INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL DESIGN AND PRODUCTION, 9., 2008, Cairo, Egypt. **Proceedings...**. Cairo, Egypt: Mdp, 2008. p. 741 - 751. Disponível em: <http://www.academia.edu/12097132/Similar_and_Dissimilar_Welding_in_Special_Applications>. Acesso em: 24 mar. 2017.

FAIRCHILD, D. P.; et al. Study Concerning Inter-critical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steel. **Welding Journal**, p.321s-329s, dec. 1991.

FORTES, Cleber. **Metalurgia da soldagem**. Apostila. 48 p. Contagem: ESAB Indústria e Comércio Ltda., 2005. Disponível em: <<http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostilametalurgiasoldagem.pdf>>. Acesso em: 14 maio 2017.

GILLES, P.; ROBIN, V.; FONTAINE, M. Welding Residual Stress Effect on Dissimilar Metal Weld Junction Fracture. In: INTERNATIONAL PRESSURE VESSEL TECHNOLOGY, 12., 2009, Jeju Island, South Korea. **Proceedings...** . Jeju Island, South Korea, 2009. p. 1 - 8. Disponível em:

<http://www.academia.edu/28368190/Welding_Residual_Stress_Effect_on_Dissimilar_Metal_Weld_Junction_Fracture>. Acesso em: 02 mar. 2017.

GORNI A., BRANCHINI O. A Produção de Chapas de Aço Bifásico. Máquinas e metais, Abr., p 84-90, 1989.

HERNANDEZ V. H., NAYAK S., ZHOU Y. Tempering of Martensite in Dual-Phase and Its Effects on Softening Behavior. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 42A, Oct., p. 3115-3129, 2011. KARTAL, M. E. et al. The influence of welding procedure and plate geometry on residual stresses in thick components. **International Journal of Solids and Structures**, v. 80, p. 420-429, fev. 2016. Disponível em:

<<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768315004175>>. Acesso em: 20 set. 2017.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. 2006. 108 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2006. Disponível em:

<<http://tede.ufsc.br/teses/PCEM0133.pdf>>. Acesso em: 05 abr. 2017.

KOU, S. Welding Metallurgy. 2a ed., John Wiley & Sons, 2003

KOLUKISA, S. The effect of the welding temperature on the weldability in diffusion welding of martensitic (AISI 420) stainless steel with ductile (spheroidal graphite-nodular) cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 186, n. 1-3, p. 33-36, maio 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.11.148>. Disponível em:

<<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013606011368>>. Acesso em: 28 mar. 2017.

KRAUSS G. Steels: Processing, Structure and Performance, 1a ed., Ohio: ASM International, 2005

KUZIAK, R., KAWALLA R., WAENGLER S. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. Achieves of civil and mechanical engineering, Vol.. 8, No. 2,p. 103117, 2008.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem: Fundamentos e tecnologia. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MODONESI, P. J.. Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas. 2011. 26 p.

MONIKA, K. et al. The Effect of Heat input on the Mechanical Properties of MIG Welded Dissimilar Joints. **International Journal of Engineering Research & Technology**, p. 1406-1413. set. 2013. Disponível em: <<http://www.ijert.org/view-pdf/5199/the-effect-of-heat-input-on-the-mechanical-properties-of-mig-welded-dissimilar-joints>>. Acesso em: 07 abr. 2017.

MVOLA, B.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Dissimilar ferrous metals welding using advanced gas metal arc welding processes. **Advanced Materials Science**, v. 38, n. 2, p.125-137, 16 dez. 2013b.

MVOLA, B.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Welding of dissimilar non-ferrous metals by GMAW processes. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering**, v. 9, n. 1, p.1-11, 17 out. 2013a. Disponível em: <<https://ijmme.springeropen.com/articles/10.1186/s40712-014-0021-8>>. Acesso em: 25 mar. 2017.

NILSSON T. Welding of AHSS/UHSS Steel - A guide for the automotive industry, SSAB, 2012.

O'BRIEN, A. Material and application: In: O'BRIEN, A. **Welding Handbook: Welding Science and Technology**. 9. ed. Florida: Aws, 2011. v. 1.

PANDA S.K., SREENIVASAN N., KUNTZ M.L., ZHOU Y. Numerical Simulations and Experimental Results of Tensile Test Behavior of Laser Butt Welded DP980 Steels. *Journal of Engineering and Materials Technology*, Vol. 130, No. 4, p. 041003-1 - 0410039, 2008.

PATEL, J. H.; PATANGE, Dr. G. S. Joining of Dissimilar Material in MIG Welding: A Review. **International Journal of Scientific Research in Science and Technology**, p. 280-282. 30 abr. 2017. Disponível em: <<http://ijsrst.com/IJSRST173383.php>>. Acesso em: 10 ago. 2017.

PEREZ, F. R. C. **A influência da temperatura de pré-aquecimento e tectimento na microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem MIG/MAG robotizada de aços SAE 8620 com ABNT LN28**. 2007. 113 p. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista. Bauru, 2007.

ROCHA, I. C. L.. PROPRIEDADES MECÂNICO/METALÚRGICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE DP1000 E O EFEITO DE BAKE HARDENING. 2014. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas Metalurgia e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

SAE INTERNATIONAL. **Fórmula SAE Rules 2017/2018**, 2017.

SCUTELNICU, E. et al. Arc Welding of Dissimilar: FEA and Experiments. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TRENDS IN WELDING RESEARCH, 8., 2008, Pine Mountain, Georgia, USA. **Proceedings...** p. 241-246. Pine Mountain, Georgia, USA: ASM International, 2008. Disponível em: <https://books.google.com.br/books?id=3i5yIJ_p-48C&pg=PA241&lpg=PA241&dq=arc+welding+of+dissimilar+metals:+FEA+and+Experiments&source=bl&ots=qMckVtlkcE&sig=T8ordoCePEeoWx8PF19K6ay46YA&hl=pt-BR&sa=X&ved=0ahUKEwjZydXzhtjWAhVEg5AKHeoYBdUQ6AEIOTAC#v=onepage&q=arc+welding+of+dissimilar+metals:+FEA+and+Experiments&f=false>. Acesso em: 08 abr. 2017.

SHEN X.P.; Priestner R. Effect of Boron on the Microstructure and Tensile Properties of Dual-Phase Steel. Metallurgical Transactions A, vol. 21A, p. 2547-2553, September 1990.

SINGH, R. Applied Welding Engineering: Processes Codes and Standards. Butterworth-heinemann, 2012.

SPEICH, G.R. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels. Fundamentals of Dual Phase Steels. The Metallurgical Society of AIME, Chicago, p. 3-45, February 1981.

TUPER. Tabela técnica de produtos. 2014. Disponível em:
https://www.tuper.com.br/wp-content/uploads/2014/05/tuper_tabela_tecnica.pdf

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem**: Processos e Metalurgia. São Paulo: Blucher, 1992.

WORLD AUTO STEEL. Automotive Steel Performance Advantage (ASPA), 2007

XIA M., BIRO E., TIAN Z., ZHOU Y. Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels. ISIJ International, Vol. 48, No. 6, p. 809814, 2008.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. (Org.). **Soldagem**. São Paulo: Senai, 1997.

ZRNIK, J. et al.. Recent Progress in High Strength Low Carbon Steels. ISSN 0543-5846 , 2006.