



Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP
Escola de Minas
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Campus Morro do Cruzeiro
Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil



MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**“AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO *DUAL-PHASE* 980
AO PROCESSO GTAW”**

Isadora Fernandes Costa de Oliveira

Ouro Preto, Setembro de 2021.

Isadora Fernandes Costa de Oliveira

“Avaliação da soldabilidade do aço *dual-phase* 980 ao processo GTAW”

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheiro Metalúrgico.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro

Ouro Preto, Setembro de 2021.

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

O48a Oliveira, Isadora Fernandes Costa de.
Avaliação da soldabilidade do aço dual-phase 980 ao processo GTAW.
[manuscrito] / Isadora Fernandes Costa de Oliveira. - 2021.
49 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Rangel Porcaro.
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola
de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Soldagem - Gas Tungsten Arc Welding (GTAW). 2. Soldabilidade. 3.
Aço de alta resistência. I. Porcaro, Rodrigo Rangel. II. Universidade
Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 621.791.75

Bibliotecário(a) Responsável: Sione Galvão Rodrigues - CRB6 / 2526



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
Universidade Federal de Ouro Preto
Escola de Minas

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

ATA DE DEFESA DE MONOGRAFIA

Ao terceiro dia do mês de setembro de 2021, às 08 horas e 30 minutos, por meio da plataforma de videoconferência Google Meet, foi realizada a defesa de monografia pela aluna **Isadora Fernandes Costa de Oliveira**, sendo a comissão examinadora constituída pelo Prof. DSc. Rodrigo Rangel Porcaro (Orientador), pelo MSc. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães (REDEMAT/UFOP) e pelo Eng. Salvatore Giuliano Peixoto Tropia de Abreu. A aluna apresentou a monografia intitulada: “*Avaliação da Soldabilidade do aço dual-phase 980 ao processo GTAW*”. A comissão deliberou, por unanimidade, pela aprovação da monografia, concedendo à aluna um prazo de 15 dias para incorporar, no texto final, as alterações sugeridas. Na forma regulamentar, lavrou-se a presente ata que vai devidamente assinada pelos membros da comissão e pela aluna.

Ouro Preto, 03 de setembro de 2021.

Prof. DSc. Rodrigo Rangel Porcaro
Orientador – Presidente

MSc. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães
Membro (REDEMAT)

Eng. Salvatore Giuliano Peixoto Tropia de Abreu
Membro

Isadora Fernandes Costa de Oliveira
Aluna

RESUMO

Os aços *dual-phase* (DP) compreendem uma família dos Avançados de Elevada Resistência Mecânica (AHSS - *Advanced High-Strength Steels*) amplamente usados na indústria automotiva. A combinação apresentada de elevadas resistência mecânica e conformabilidade fazem desses aços uma excelente alternativa para essa aplicação já que propiciam redução de peso das estruturas, diminuição no consumo de combustíveis e também bom desempenho relacionado à segurança dos passageiros. O processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) tem sido investigado na literatura como uma alternativa de crescente aplicação na união dos aços AHSS, além dos processos aplicados usualmente de resistência elétrica, soldagem a *laser* e GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). Nesse sentido, este trabalho se encarregou de caracterizar estruturalmente juntas soldadas do aço DP980 pelo processo GTAW. As juntas soldadas foram realizadas de maneira autógena em uma chapa com 1mm de espessura, a partir de diferentes condições de aporte térmico. Por meio de inspeção visual e de ensaio não destrutivo por partículas magnéticas, verificou-se a integridade das juntas, isentas de descontinuidades. Análises metalográficas e ensaios de microdureza Vickers foram realizadas nas regiões do metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) do cordão de solda. Foi possível constatar a presença dos constituintes: martensita, ferrita de *Widmanstätten* e ferrita acicular nas regiões transformadas pelos ciclos térmicos da soldagem. Apesar de não identificável por microscopia ótica, sugeriu-se a presença do constituinte bainita, como é retratado em outros trabalhos da literatura. Na ZTA, parte da microestrutura exibiu crescimento de grão, não tendo sido claramente observada a ocorrência de super revenimento da martensita. A ZF e zona termicamente afetada de crescimento de grão destacaram-se como as regiões com os maiores valores durezas da junta.

Palavras-chave: *dual-phase*. Soldabilidade. *Gas Tungsten Arc Welding*.

ABSTRACT

Dual-phase (DP) steels comprise a family of Advanced High-Strength Steels (AHSS) widely used in the automotive industry. The combination of high mechanical resistance and formability properties makes these steels an excellent alternative for this application, as they ensure a reduction in the structures weight, a reduction in fuel consumption and also very good performance related to passenger safety. The GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) welding process has been investigated in the literature as an alternative for joining AHSS steels, in addition to the usually applied processes of resistance spot welding, laser welding and GMAW (Gas Metal Arc Welding). In this context, this work was responsible for characterizing welded joints of DP980 steel by the GTAW process. The welded joints were made autogenously on a 1mm thick sheet, from different heat input conditions. Through visual inspection and non-destructive testing by magnetic particles, the integrity of the joints, free of discontinuities, was verified. Metallographic analyzes and Vickers microhardness tests were carried out in the base metal regions (BM), heat affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ) of the weld. It was possible to verify the presence of the constituents: martensite, *Widmanstätten* ferrite and acicular ferrite in the regions transformed by the welding thermal cycles. Although not identifiable by optical microscopy, the presence of the bainite constituent was suggested, as portrayed in other works in the literature. In HAZ, part of the microstructure exhibited grain growth, and the occurrence of super tempering martensite was not clearly identifiable. The FZ and grain growth of the heat-affected zone stood out as the regions with the highest joint hardness values.

Key-words: dual-phase; weldability; Gas Tungsten Arc Welding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1- Microestruturas de aços dual-phase. (a) Esquema; (b) Imagem de microscópio eletrônico de varredura. F: ferrita; M: martensita; RA: austenita retida.....	17
Figura 3.2 - Variação dos limites de escoamento e de resistência com a fração de martensita em aços DP.	18
Figura 3.3 – Rota de processamento de aços dual-phase. LF: laminação a frio.....	19
Figura 3.4 – Curvas tensão-deformação verdadeiras em tração para aços DP.....	19
Figura 3.5 - Aplicações típicas de aços dual-phase em automóveis.....	20
Figura 3.6 - Representação esquemática do processo de soldagem GTAW	21
Figura 3.7 - Esquema de dispositivo de mecanização da soldagem GTAW.....	22
Figura 3.8 – Perfis de dureza de juntas de aços DP450, DP600 e DP980 soldadas a laser.	23
Figura 3.9 - Imagens de MEV do metal base (a), da ZTA-SC a 50µm da ZTA-IC (b, c) e da ZTA-SC a 1000µm da ZTA-IC (d, e)	25
Figura 3.10 - Visão geral de junta dissimilar soldada pelo processo GTAW (a), dos metais base relativos aos aços DP590 (b) e DP980 (c).....	27
Figura 4.1 - Chapa de aço DP980 que foi submetida à soldagem GTAW autógena.....	29
Figura 4.2 - Dispositivo de soldagem GTAW mecanizado utilizado na soldagem autógena de uma chapa de aço DP 980.....	29
Figura 4.3 - Esquema da retirada de amostras para análise metalográfica, do metal base e do cordão de solda obtido pela condição A de soldagem.....	31
Figura 5.1- Visão geral dos cordões soldados, em chapa de aço DP980, de maneira autógena pelo processo GTAW.	33
Figura 5.2 - Inspeção por partículas magnéticas fluorescentes realizada na face (a) e raiz dos cordões de solda (b) de chapas de aço DP980, soldadas pelo processo GTAW.	34
Figura 5.3 - Comparação dos resultados, obtidos pela inspeção por partículas magnéticas fluorescentes, em chapas de: aço carbono convencional, soldada por eletrodo revestidos (a) e de aço DP980, soldada pelo processo GTAW.	35
Figura 5.4 - Microestrutura do MB do aço DP980 avaliada em MO. Ampliação: 100x (a), 200x (b), 500x (c) e 1000x (d). F: ferrita. M: martensita.	36
Figura 5.5 - Micrografias de MO do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. Visão geral da MB, ZTA, ZF e regiões de transição, evidenciando os efeitos dos ciclos térmicos da soldagem. Aumento 200x.	37

Figura 5.6 – Micrografia de MO do aço DP980 soldado por GTAW evidenciando as regiões de ZF, ZTA-CG e ZTA. Aumento 200x.	38
Figura 5.7 - Micrografias de MO na ZTA-CG do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. Destaque para a presença de ferrita primária (a) e martensita (b). Aumento de 1000x.	39
Figura 5.8 - Micrografias da amostra S ₁ da ZF, em MO, do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. (a) aumento de 100x, evidenciado a microestrutura colunar dos grãos; (b) aumento de 1000x, ênfase para a presença dos constituintes ferrita primária e martensita; (c) aumento de 500x, destacando-se a presença de inclusões e da fase ferrita de <i>Widmanstätten</i> e (d) aumento de 1000x, destaque para nucleação da ferrita de <i>Widmanstätten</i> a partir de uma inclusão.	40
Figura 5.9 - Perfil de microdureza Vickers referente à amostra S1 de aço DP980 soldada pelo processo GTAW de maneira autógena.	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Composições químicas de aços <i>dual-phase</i>	16
Tabela 4.1 Composição química (% em peso) do aço DP980 obtida por espectrometria de emissão ótica e prevista pela norma DIN EM 10338.....	27
Tabela 4.2 Parâmetros de soldagem utilizados nas condições de soldagem A e B.....	29

LISTA DE SIGLAS

A _{c1}	Temperatura de início de transformação da austenita no aquecimento
A _{c3}	Temperatura de final de transformação da austenita no aquecimento
AHSS	<i>Advanced High-Strength Steels</i>
CE	Carbono-equivalente
CP	<i>Complex-phase</i>
DEMET	Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
DIN	<i>Deutsche Industrie Normen</i>
DP	<i>Dual-phase</i>
EM	Escola de Minas
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HSLA	<i>High-Strength Low Alloy</i>
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MART	<i>Martensitic</i>
MB	Metal base
MO	Microscópio ótico
TRIP	<i>transformation-induced plasticity</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>

UFOP	Universidade Federal de Ouro Preto
ULSAB	<i>Ultra-Light Steel Auto Body</i>
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTA-CG	Zona termicamente afetada de crescimento de grão
ZTA-IC	Zona termicamente afetada intercrítica
ZTA-SC	Zona termicamente afetada subcrítica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS.....	15
2.1	Objetivo Geral.....	15
2.2	Objetivos Específicos	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1	Aços Dual-Phase.....	16
3.2	Soldagem GTAW (<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>).....	20
3.3	Soldabilidade	22
4	MATERIAIS E MÉTODOS	28
4.1	Materiais	28
4.2	Técnicas Experimentais	28
4.2.1	Soldagem GTAW	28
4.2.2	Ensaio por Partículas Magnéticas.....	30
4.2.3	Análise Metalográfica.....	31
4.2.4	Ensaio de Microdureza Vickers.....	32
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
5.1	Soldagem GTAW	33
5.2	Ensaio por Partículas Magnéticas	34
5.3	Análise Metalográfica.....	35
5.4	Ensaio de Microdureza Vickers	41
6	CONCLUSÃO	44
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	45
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	46

1 INTRODUÇÃO

A categoria de Aços de Elevada Resistência Mecânica (AHSS - *Advanced High-Strength Steels*) é composta por uma série de famílias de aços extensivamente empregados na indústria automobilística. Como notável diferencial, esses aços apresentam elevada resistência mecânica aliada à alta conformabilidade. Sendo, dessa forma, capazes de promover redução de peso dos veículos, com conseqüente queda no consumo de combustíveis, e também boa performance no quesito segurança (FONSTEIN, 2015; HILDITCH *et al.* 2015). O emprego nos veículos desses aços é diverso e ocorre principalmente em regiões da carroceria, como em pilares e barras de reforço, exercendo diferentes funções de absorção de energia ao impacto e também de manutenção da rigidez requerida (WENG, DONG e GAN, 2011).

Os aços *dual-phase* (DP), juntamente com os aços *complex phase* (CP), *transformation induced plasticity* (TRIP) e *martensitic* (MART), enquadram-se no que é reconhecida como a primeira geração dos AHSS (FARIA NETO, FUKUGAUCHI e PEREIRA, 2020). Denominados como bifásicos, a microestrutura dos aços DP constitui-se predominantemente pela combinação das fases ferrita e martensita. Esses aços apresentam sub classificações quanto ao seu grau, caracterizadas por meio do valor máximo de limite de resistência do aço, que é fortemente dependente da composição química da liga (FONSTEIN, 2015).

Apresentando relativa facilidade de fabricação e compatibilidade com o uso automobilístico, faz-se importante a averiguação da soldabilidade dos aços DP frente aos diferentes processos de soldagem, com o objetivo de tornar viável seu uso em escala industrial. Diversos trabalhos têm sido realizados, visando a caracterização de aços DP frente a processos de soldagem por resistência elétrica, soldagem a *laser* e pelo processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), amplamente utilizados na indústria automobilística (BALTAZAR HERNANDEZ *et al.*, 2010; JIA *et al.*, 2016; MARCONI *et al.*, 2020; RAJARAJAN, SIVARAJ e BALASUBRAMANIAN, 2020; ROCHA, MACHADO e MAZZAFERRO, 2014). Como uma alternativa investigada pela literatura na soldagem de aços AHSS, o processo GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) mostra-se como um processo de alta produtividade, capaz de gerar soldas de elevada qualidade, de relativa fácil operação, sendo aplicável à maioria dos metais e juntas dissimilares (O'BRIEN, 2004).

No que diz respeito à soldabilidade dos aços DP, um importante fator reportado pela literatura consiste na queda de dureza na ZTA (zona termicamente afetada), associado ao revenimento local da martensita. A região pode, assim, introduzir heterogeneidades locais na junta soldada, podendo tornar-se um ponto suscetível à falha. Esse fenômeno recebe forte influência dos ciclos térmicos da soldagem, ou seja, dos parâmetros do processo e também da condição do material a ser soldado: composição química, grau de deformação inicial, fração de martensita, entre outros (KHAN *et al.*, 2008).

No contexto dos desafios de soldabilidade dos aços *dual-phase*, neste trabalho dispôs-se avaliar a influência de ciclos térmicos da soldagem GTAW nas propriedades finais de um aço DP980. Foram realizadas soldagens autógenas pelo processo GTAW em chapas do aço DP980 e efetuadas análises experimentais de metalografia, ensaio não destrutivo e de microdureza do MB e junta soldada, para avaliação das respectivas microestruturas e propriedades mecânicas finais.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar os efeitos dos ciclos térmicos da soldagem GTAW sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas de aço DP980.

2.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar o metal base por meio de metalografia em microscópio ótico;
- Obter juntas soldadas autógenas a partir do processo GTAW mecanizado sob duas diferentes condições de aporte de calor;
- Caracterizar as juntas soldadas do ponto de vista de integridade, por meio de ensaios não destrutivos, além de caracterização metalográfica e mecânica, por meio de microscopia ótica e ensaio de microdureza Vickers.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Dual-Phase

A indústria siderúrgica mundial, em 1994, reuniu fabricantes de chapas de aços, fornecedoras do setor automobilístico, para formar o projeto ULSAB (*Ultra-Light Steel Auto Body*). Compôs-se um consórcio com 35 empresas de 18 países, com a proposta de desenvolver novos aços para o setor automotivo, que apresentassem elevada resistência mecânica, elevada conformabilidade e menor peso possível. Objetivava-se a busca por competitividade do aço frente a ligas de menores densidades (Al e Mg), por aumento da segurança dos passageiros, por menor consumo de combustível pelos veículos, e também por atender à corrente exigência ambiental impostas às indústrias e a outros setores (FONSTEIN, 2015).

Desse esforço, originou-se a categoria de aços AHSS (*Advanced High-Strength Steels*), composta, em sua primeira geração, pelos aços: *dual-phase* (DP), *complex phase* (CP), *transformation-induced plasticity* (TRIP) e *martensitic* (MART). Esses distinguem-se usualmente dos aços HSLA (*High-Strength Low Alloy*), por meio dos seus parâmetros de limite de escoamento (LE) e de limite de resistência à tração (LR) que possuem valores mínimos de aproximadamente, 300MPa e 600Mpa, respectivamente (FONSTEIN, 2015; KUZIAK; KAWALLA e WAENGLER, 2008).

Objeto de interesse específico deste trabalho, os aços chamados *dual-phase* ou bifásicos são assim nomeados devido à referência às duas fases que os constituem predominantemente: ferrita (matriz) e martensita (na morfologia de fibras ou ilhas). Além destas, a microestrutura desses aços pode apresentar pequenas frações de bainita e de austenita retida (ZHANG *et al.*, 2016). A Figura 3.1 apresenta um esquema e uma micrografia típica de um aço DP, nos quais é possível observar ilhas da fase martensita localizadas em contornos de grãos da matriz ferrítica (PIETRZYK *et al.*, 2015).



Figura 3.1 – Microestruturas de aços dual-phase. (a) Esquema; (b) Imagem de microscópio eletrônico de varredura. F: ferrita; M: martensita; RA: austenita retida. Adaptado de Pietrzyk *et al.* (2015).

A composição química típica de um aço DP prevê a presença de 0,05-0,2% de C e 1-2% de Mn, podendo apresentar pequenas porções de silício, nióbio, molibdênio e cromo (MAZAHERI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2014). A Tabela 3.1 apresenta as composições de aços DP450, DP590, DP780 e DP980 fabricados pela empresa nacional Usiminas, levando em consideração os teores máximos possíveis dos elementos químicos presentes. Os teores relativamente maiores de C e de Mn, em comparação com aços convencionais, conferem maior temperabilidade aos aços DP. Destaca-se também a presença comumente significativa do elemento Si que exerce a função de retardar a cinética de formação de carbonetos. Os fatores citados, em combinação, dificultam a formação de perlita ou bainita durante seu processamento (HILDITCH *et al.*, 2015).

Tabela 3.1 – Composições químicas (% em peso) de aços *dual-phase*. Adaptado de Usiminas (2014).

Grau	C_{máx}	Mn_{máx}	Si_{máx}	P_{máx}	S_{máx}
DP450	0,15	2,50	2,00	2,00	0,04
DP590					
DP780	0,18	3,30			
DP980					

A família de aços DP é ampla e abriga uma série de subcategorias, basicamente distinguíveis por suas resistências mecânicas: mais elevadas, quanto maiores as frações de martensita presentes em sua microestrutura (ALIBEYKI *et al.*, 2017; CALCAGNOTTO *et al.*, 2010; PIETRZYK *et al.*, 2015; ZHANG *et al.*, 2016). A Figura 3.2 apresenta essa tendência, evidenciando a relação direta entre o limite de

escoamento (LE) e limite de resistência (LR) à tração e a fração de martensita presente em aços DP, laminados a frio e recozidos (PIETRZYK *et al.*, 2015).

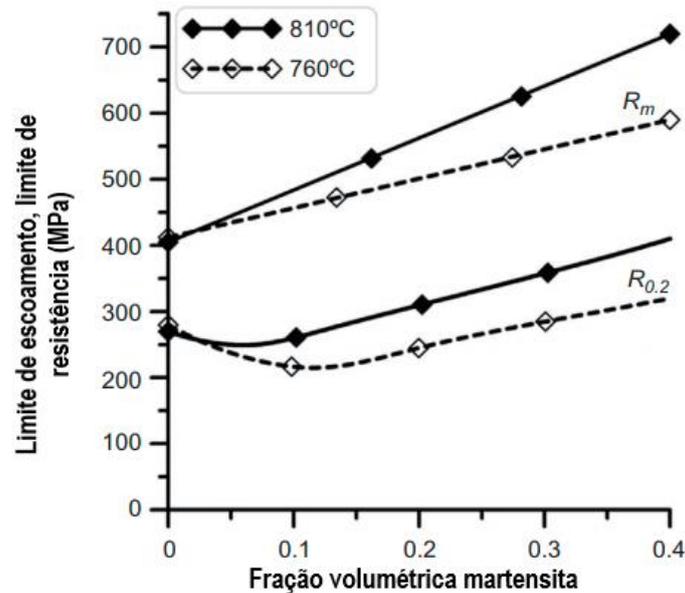


Figura 3.2 – Variação dos limites de escoamento e de resistência com a fração de martensita em aços DP. Adaptado de Pietrzyk *et al.* (2015).

Por outro lado, o aumento de resistência mecânica, associado com a fração de martensita, vem acompanhado de perda de ductilidade do material (TSIPOURIDIS *et al.*, 2006). Sabe-se, ainda, que as propriedades mecânicas finais do aço são dependentes de outros fatores: teor de carbono na martensita; as morfologias das fases presentes; tamanho de grão da ferrita; composição química do aço, bem como da sua rota de processamento (ALIBEYKI *et al.*, 2017; KUZIAK *et al.*, 2008; PIETRZYK *et al.*, 2015).

Em relação à fabricação dos aços DP, o principal desafio consiste na obtenção, por um custo que seja aceitável para a indústria, de uma estrutura de grãos mais refinada e diversos estudos têm sido feitos nesse sentido (CALCAGNOTTO *et al.*, 2010; MAZAHERI *et al.*, 2014; WENG, DONG e GAN, 2011). Mazaheri *et al.* (2014) propuseram uma nova rota de processamento de aços DP, a partir de um aço baixo carbono com microestrutura ferrita-perlita, Figura 3.3. A rota pode ser descrita segundo as seguintes etapas: (i) austenitização completa da microestrutura na temperatura de 880°C, durante 30 minutos; (ii) aquecimento intercrítico na temperatura de 770°C por 10 min, seguido de rápido resfriamento. Etapa tem o objetivo de gerar uma microestrutura final bifásica de martensita e ferrita com frações praticamente equivalentes, favorável à etapa seguinte de laminação a frio; (iii) laminação a frio em escala de laboratório,

promovendo redução de espessura da chapa de 80%; (iv) aquecimento intercrítico em diferentes temperaturas por 8 minutos, obtendo microestrutura ferrita-austenita; (v) resfriamento das amostras em água, numa taxa de 300°C/s.

Mazaheri *et al.* (2014) constataram que a temperatura de aquecimento intercrítico é o principal fator determinante na microestrutura e propriedades finais do aço. A Figura 3.4 compara diferentes curvas de tensão-deformação verdadeiras de tração para diferentes valores de temperatura de aquecimento intercríticas.

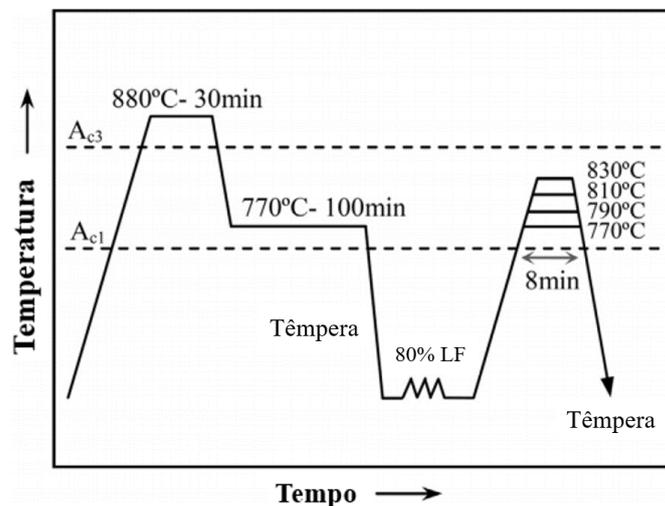


Figura 3.3 – Rota de processamento de aços dual-phase. Adaptado de Mazaheri *et al.* (2014). LF: laminação a frio.

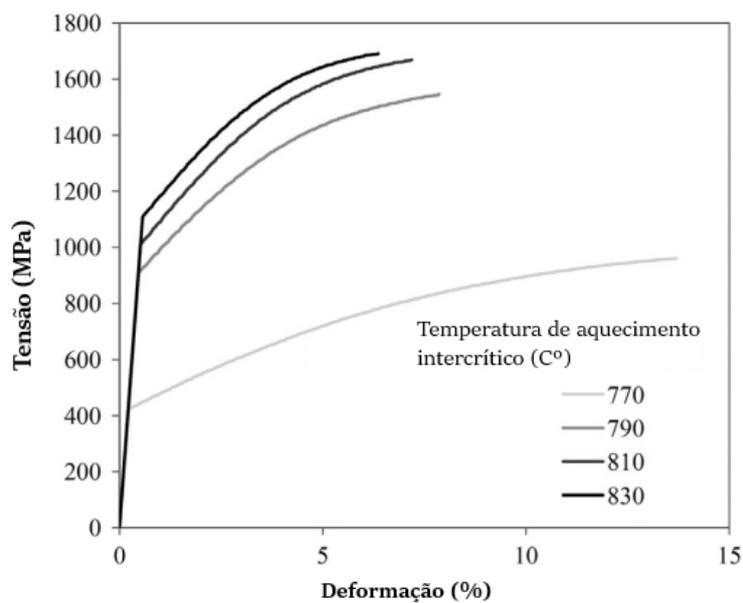


Figura 3.4 – Curvas tensão-deformação verdadeiras em tração para aços DP. Adaptado de Mazaheri *et al.* (2014).

A Figura 3.5 apresenta as aplicações típicas de aços DP em automóveis modernos cujo enfoque ocorre em peças estruturais e de segurança, como vigas longitudinais e barras de reforço. Esse uso é decorrente de uma combinação de várias propriedades mecânicas favoráveis, sendo uma importante delas a elevada capacidade de absorção de energia ao impacto dessa subcategoria de aços AHSS. Outras propriedades mecânicas destacáveis são elevado LR e alongamento, escoamento contínuo com alto coeficiente de encruamento, efeito *bake hardening* e elevada resistência à fadiga (FONSTEIN, 2015; PIETRZYK *et al.*, 2015).

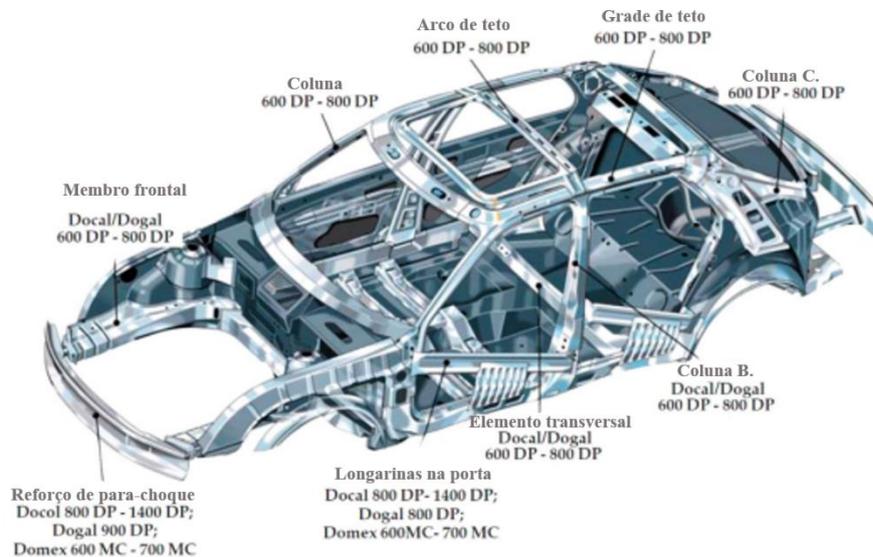


Figura 3.5 - Aplicações típicas de aços dual-phase em automóveis. Adaptado de Olsson *et al.* (2006).

As soldagens, comumente aplicadas aos AHSS na fabricação de veículos, são resistência elétrica, a *laser* e *gas metal arc welding* (GMAW). Novas tecnologias associadas a esses processos têm sido visadas com o objetivo de alcançar melhorias tanto em termos operacionais quanto de propriedades finais da solda (SHOME e TUMULURU, 2015). E, ainda, a literatura tem apresentado, cada vez mais, estudos envolvendo a aplicação da soldagem GTAW como alternativa de união desses aços (ASHRAFI *et al.*, 2017; PÉREZ MEDINA *et al.*, 2017; PHAONIAM *et al.*, 2018).

3.2 Soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*)

A soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), ou TIG (*Tungsten Inert Gas*), utiliza-se fundamentalmente de um arco elétrico, formador de uma poça de fusão, estabelecido entre a peça e um eletrodo não consumível (de W puro ou ligado a óxidos de Th, Ce, La

ou Zr). A configuração básica dispõe ainda da atuação de um gás inerte (Ar, He, ou mistura destes) para proteção do arco e da poça da contaminação atmosférica. Reconhecido entre os processos de soldagem mais versáteis, é capaz de produzir soldas em diferentes posições e de alta qualidade, pode ser realizado com ou sem metal de adição, possui aplicabilidade em componentes de pequena espessura (menores que 1mm) e pode ser empregado a inúmeras ligas ferrosas e não-ferrosas (JENNEY e O'BRIEN, 2001; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

A Figura 3.6 apresenta um esquema básico do processo GTAW e alguns de seus atributos típicos. As principais variáveis de operação são: comprimento do arco; corrente de soldagem; tipo de gás de proteção; velocidade de deslocamento e velocidade de alimentação do metal de adição (quando houver) (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; O'BRIEN, 2004).

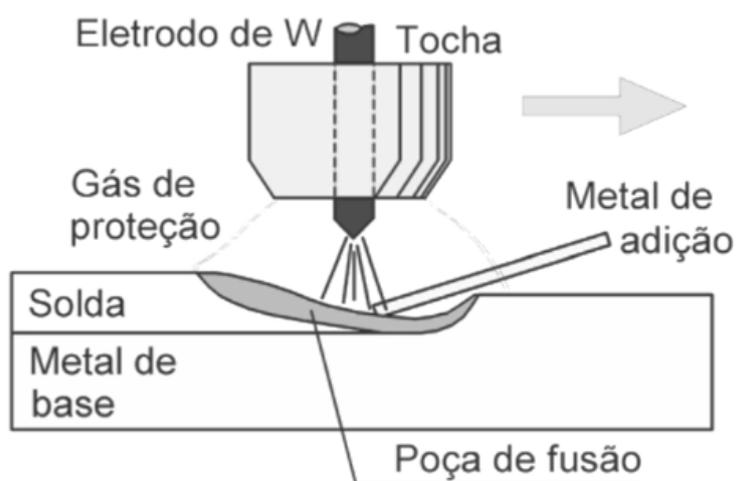


Figura 3.6 - Representação esquemática do processo de soldagem GTAW (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

Sob o ponto de vista de limitações do processo GTAW, podem ser citadas: (i) pequenas taxas de deposição de soldagem; (ii) apresenta baixa tolerância para presença de contaminantes nos metais de adição e base; (iii) produz soldas, para peças com espessuras inferiores a 10mm, de qualidade equivalente à de processos com eletrodo consumível, porém por um custo mais elevado, (iv) exige alto nível de especialização do operador (O'BRIEN, 2004).

Em termos de operação do processo, a soldagem GTAW pode ser manual, mecanizada, semi-automática ou automática. Na modalidade mecanizada, a tocha se move de maneira

plana ao longo do caminho de soldagem, promovendo maior controle da velocidade de avanço e do aporte de calor cedido ao conjunto soldado. Essa configuração decorre sob um constante acompanhamento por parte do soldador, exigindo deste prontidão para efetuar eventuais ajustes na direção da tocha, na taxa de alimentação de arame, na corrente de operação, entre outros (O'BRIEN, 2004). A Figura 3.7 apresenta um dispositivo de soldagem GTAW mecanizado, desenvolvido por Tavares *et al.* (2020). Esses autores mostraram que a mecanização da soldagem conduz a um maior controle dos parâmetros do processo que, por sua vez, determinam uma série de influências sobre os modos de solidificação, estrutura da junta, bem como do surgimento de discontinuidades no processo.

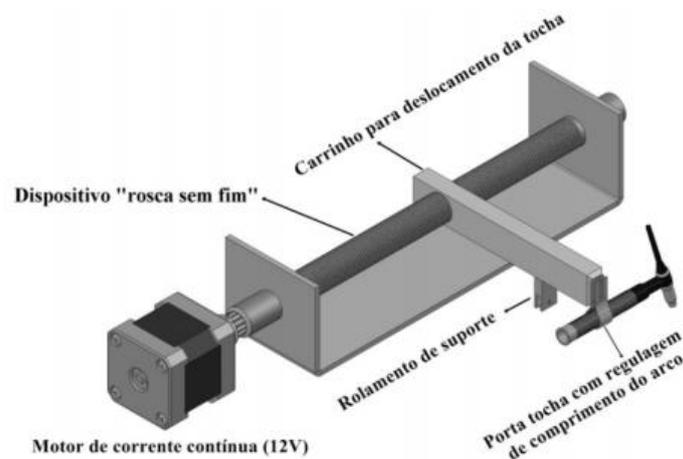


Figura 3.7 - Esquema de dispositivo de mecanização da soldagem GTAW (TAVARES *et al.*, 2020).

3.3 Soldabilidade

A soldabilidade de um material diz respeito a sua habilidade de ser soldado adequadamente, compondo uma determinada estrutura, e ainda apresentar desempenho satisfatório para a aplicação requerida pelo menor custo possível. Como a soldagem implica em aporte térmico ao material e/ou sua deformação plástica, uma série de inconvenientes pode acometer o componente logo após o processo ou mesmo durante sua aplicação: incorporação de inclusões, surgimento de porosidades e trincas, ocorrência de empenamentos, aparecimento de rupturas devido à alteração local de microestrutura em comparação ao metal base, entre outros (MODENESI, 2008). Para adequada averiguação da soldabilidade de um material, devem ser conhecidas sua composição química, propriedades mecânicas e as condições de tratamentos térmicos às quais foi submetido (O'BRIEN, 2004).

O conceito de carbono-equivalente (CE) apresenta-se como um relevante artifício de avaliação da soldabilidade, principalmente, de aços considerados transformáveis e possuidores de elevados teores de C e outros elementos de liga. Por meio do CE, busca-se estimar a temperabilidade de um aço, a partir da sua composição química, frente aos ciclos térmicos de soldagem e seus efeitos. O principal efeito considerado é o surgimento de trincas induzidas pelo H, geralmente na região de crescimento de grão da ZTA (MODENESI, 2012). A Equação 3.1, proposta pelo *International Institute of Welding* (IIW), mostra-se como uma fórmula amplamente usada para determinação do CE.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5} + \frac{\%Ni+\%Cu}{15} \quad (3.1)$$

Na avaliação da soldabilidade dos aços DP, apresenta-se como um importante fator, a queda de dureza na ZTA, provocada pelo revenimento da martensita. Xia *et al.* (2008) constataram essa queda em amostras de DP450, DP600 e DP980 soldadas a laser, Figura 3.8. A avaliação dos perfis de dureza Vickers dessas amostras evidencia, ainda, que o amaciamento do material é maior para maiores frações de martensita presentes no aço, como no caso do DP980. Burns (2009) também constata e discute a ocorrência desse amaciamento, acrescentando que o aumento do aporte térmico de soldagem tende a ser um elemento potencializador do fenômeno.

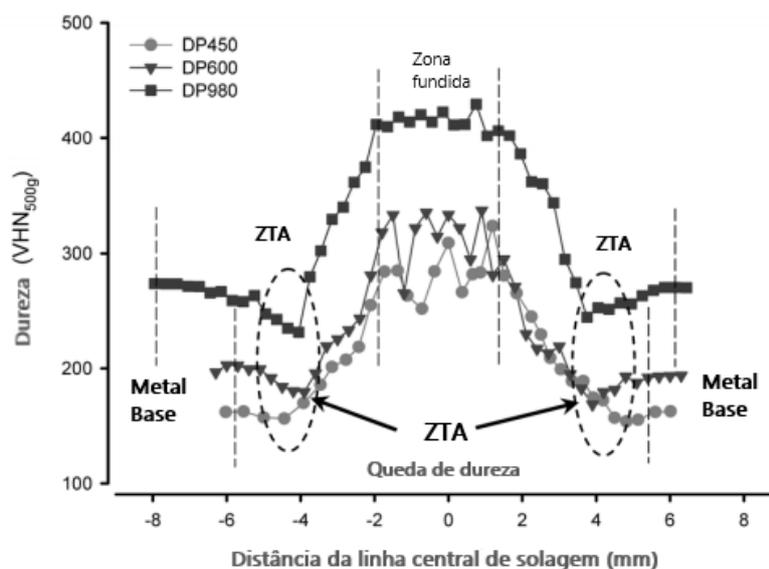


Figura 3.8 – Perfis de dureza de juntas de aços DP450, DP600 e DP980 soldadas a laser. Adaptado de Xia *et al.* (2008)

Ao longo da literatura, encontram-se diversos trabalhos desenvolvidos com o objetivo de caracterizar a soldabilidade da família de aços DP aos processos de soldagem por resistência elétrica, a *laser* e GMAW, muito empregados na indústria automobilística. (BALTAZAR HERNANDEZ *et al.*, 2010; MARCONI *et al.*, 2020; PÉREZ MEDINA *et al.*, 2017; ROCHA; MACHADO; MAZZAFERRO, 2014)

Devido ao baixo custo relativo, à robustez, à elevada velocidade do processo, e outros convenientes, a soldagem por resistência elétrica é considerada uma técnica predominantemente aplicada na fabricação automobilística dos aços AHSS (CHABOK *et al.*, 2017). Chabok *et al.* 2017 estudaram o efeito da soldagem por resistência elétrica, de pulso único e de pulso duplo, na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço DP1000 de emprego automotivo. Entre os métodos usados para caracterizar as juntas soldadas, foram geradas micrografias por microscopia eletrônica de varredura do metal base e das duas juntas na região da ZTA subcrítica (ZTA-SC), onde as temperaturas de pico situam-se abaixo de A_{c1} , Figura 3.9.

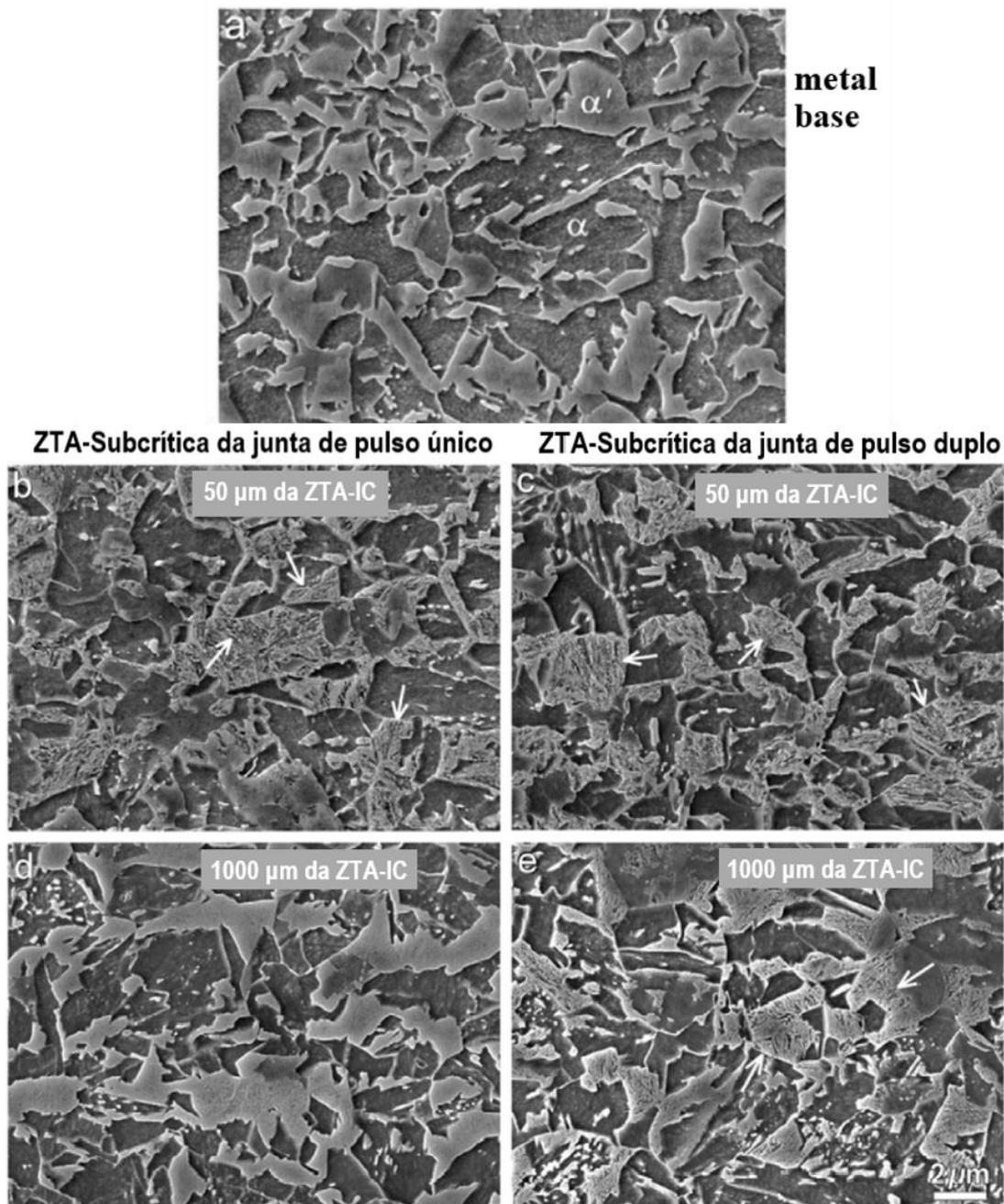


Figura 3.9 - Imagens de MEV do metal base (a), da ZTA-SC a 50 μ m da ZTA-IC (b, c) e da ZTA-SC a 1000 μ m da ZTA-IC (d, e). Adaptado de Chabok *et al.* (2017).

Chabok *et al.* (2017) descreveram a microestrutura do metal base sendo composta por ilhas de martensita dispersas em matriz ferrítica, Figura 3.9 (a). A 50 μ m da ZTA intercrítica (ZTA-IC), ambas as condições de soldagem culminaram em decomposição das ilhas de martensita a partir do seu revenimento, evidenciada pela presença de partículas sub-microscópicas ao longo dos contornos de grão prévios da austenita, bem como em regiões entre os agregados e de contornos de grão da martensita (indicadas pelas setas), Figura 3.9 (b) e (c). As Figuras 3.9 (d) e (e) apresentam aspectos da microestrutura das juntas soldadas localizadas a 1000 μ m da ZTA-IC. Segundo os autores, para a

soldagem de pulso único, a microestrutura desta região apresentou-se muito similar à do MB. Enquanto que a soldagem de pulso duplo promoveu um revenimento parcial da martensita nesta faixa. Dessa forma foi constatado que a soldagem por duplo pulso provocou não só o amaciamento da martensita em regiões próximas à ZTA-IC, como ampliou a faixa do material submetido ao revenimento.

Tailored-welded blanks são uniões, muito usadas na indústria automotiva, entre chapas de materiais dissimilares de diferentes propriedades (geometria, composição química, resistência mecânica, revestimento da superfície, entre outras). Phaoniam *et al.* (2018) investigaram uniões dissimilares de chapas de aços DP590 e DP980, com respectivas espessuras de 1mm e 1,2mm, realizadas por soldagem GTAW autógena. Os autores examinaram, por microscopia ótica, as regiões de metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) ou de junta dissimilar, Figura 3.10. Os metais base dos aços DP590 e DP980 são exibidos nas Figuras 3.9 (b) e (c), respectivamente, sendo possível constatar ser mais grosseira a granulação referente ao aço DP980. Quanto à ZF, Figura 3.9 (a), a microestrutura foi caracterizada pela presença de grãos colunares de solidificação compostos por feixes de martensita dispersos na matriz ferrítica. Relativamente à ZTA da junta, os autores indicaram que a distribuição térmica durante a soldagem afetou de diferentes modos os metais base. A ZTA do aço DP980 apresentou revenimento da martensita, evidenciada pela queda de dureza comparativamente ao metal base. Por outro lado, a ZTA do aço DP590 apresentou uma estrutura de grãos relativamente refinada de martensita na presença da matriz ferrítica, ocasionando aumento de dureza em relação ao respectivo MB.

MB:DP590 | ZTA | ZF | ZTA | MB:DP980

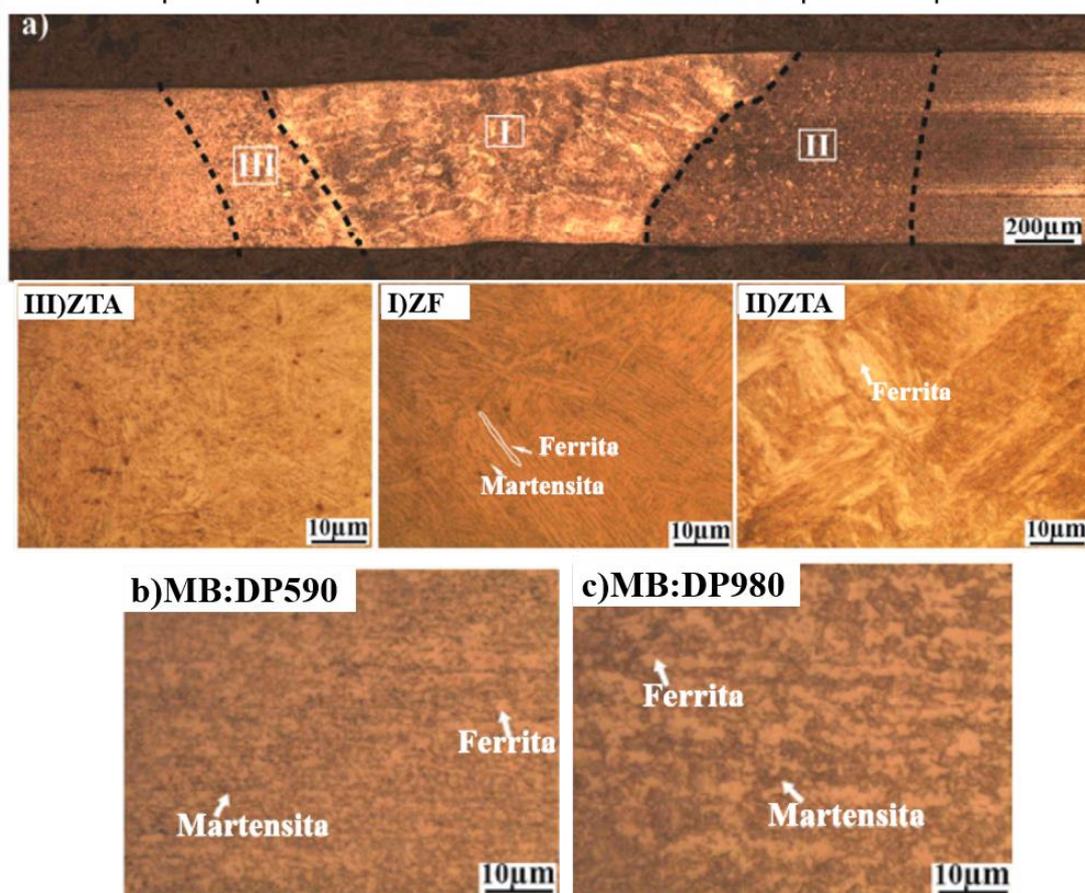


Figura 3.10 - Visão geral de junta dissimilar soldada pelo processo GTAW (a), dos metais base relativos aos aços DP590 (b) e DP980 (c). Adaptado de Phaoniam *et al.* (2018).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Trabalhou-se com chapas de 1mm de espessura do aço DP980, de fabricação nacional. A Tabela 4.1 apresenta a composição química, obtida por meio de espectrometria de emissão ótica por Montesano (2019), na caracterização de um aço DP980, fabricado pela mesma empresa. O autor constata a validação dos resultados por mostrarem-se compatíveis ao obtido por outros trabalhos da literatura, ao apresentado pela fabricante no seu catálogo, bem como ao previsto pela norma DIN EN 10338. Além disso, evidencia-se o valor de carbono-equivalente respectivo à composição química apresentada, calculado por meio da equação proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (Equação 3.1).

Tabela 4.1 – Composição química (% em peso) do aço DP980 obtida por espectrometria de emissão ótica por Montesano (2019) e prevista pela norma DIN EN 10338.

Análise Química em laboratório (MONTESANO, 2019)										
C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B	CE_{IIW}
0,159	2,22	0,469	0,020	0,0056	0,0324	0,0236	0,0028	0,0042	0,0014	0,53

Norma DIN EN 10338 (valores máximos)								
C	Mn	Si	P	S	Al	Cr + Mo	Nb + Ti	B
0,23	2,50	0,8	0,08	0,015	2,0	1,0	0,15	0,005

4.2 Técnicas Experimentais

4.2.1 Soldagem GTAW

Foram obtidas amostras de aço DP980 de dimensões 200mmx200mmx1mm por corte em guilhotina, Figura 4.1. A soldagem GTAW foi do tipo autógena, realizada sobre a amostra na posição horizontal, em único passe e em direção transversal à de laminação da chapa. Foram gerados dois cordões de solda, a partir da aplicação de correntes elétricas contínuas diferentes (80A e 40A), mantendo-se os demais parâmetros do processo constantes. Assim, em cada uma das condições citadas, os aportes de calor teóricos foram 0,267kJ/mm e 0,133kJ/mm, respectivamente.



Figura 4.1 - Chapa de aço DP980 que foi submetida à soldagem GTAW autógena (próprio da autora).

O dispositivo de soldagem utilizado foi do tipo mecanizado, desenvolvida por Tavares *et al.*, 2020 e pertencente ao Laboratório de Soldagem do DEMET/EM/UFOP, Figura 4.2. A velocidade de soldagem selecionada foi de 3mm/s, determinada por meio de ajustes preliminares, tomando como referência intervalos de valores possíveis da soldagem GTAW em materiais similares (MOURAD; KHOURSHID e SHAREF, 2012; XIA *et al.*, 2008). Além disso, utilizou-se previamente uma tira de aço baixo C de mesma espessura (1mm), como material de sacrifício, com o objetivo de padronizar a corrente máxima. A tensão aplicada foi de 10V, com configuração corrente contínua e eletrodo negativo.



Figura 4.2 - Dispositivo de soldagem GTAW mecanizado utilizado na soldagem autógena de uma chapa de aço DP 980 (próprio da autora).

Utilizou-se gás inerte Ar (99,9% de pureza): (i) injetado a partir da tocha, abrangendo a porção superior do ambiente de soldagem; (ii) partir de um suporte de gás de purga, localizado na região inferior da chapa, promovendo a proteção da raiz da junta (LIMA, 2019). No que diz respeito à formação do arco, utilizou-se um eletrodo de W com 2% de Th, de 1,6mm de diâmetro e com extremidade apontada. Destaca-se o emprego de barras chatas para travamento das amostras, com o objetivo de uniformizar a transferência de calor resultante do contato chapa-mesa. A Tabela 4.2 apresenta um resumo dos parâmetros dos processos, nas condições de diferentes correntes elétricas de soldagem.

Tabela 4.2 – Parâmetros de soldagem usados nos experimentos para as condições de soldagem A e B.

Condição de soldagem	A	B
Velocidade de soldagem (mm/s)	3	3
Tensão de aplicação (V)	10	10
Corrente elétrica (A)	80	40
Comprimento do arco elétrico (mm)	3	3
Aporte de calor teórico* (kJ/mm)	0,267	0,133
Vazão de gás inerte de purga (L/min)	2	2
Vazão de gás inerte tocha (L/min)	10	10
Eletrodo	98% W + 2% Th	98% W + 2% Th

* Neste cálculo, não foi considerada a eficiência de transferência de calor.

4.2.2 Ensaio por Partículas Magnéticas

Com o objetivo de identificar possíveis descontinuidades superficiais resultantes da soldagem, realizaram-se ensaios não destrutivos por partículas magnéticas fluorescentes nos cordões de solda, segundo a norma ASTM E709 (2015), tendo em vista o comportamento ferromagnético dos aços *dual-phase*. Utilizou-se a técnica de magnetização com *Yoke*, dispositivo de corrente alternada, com aplicação de partículas magnéticas via úmida e de contraste fluorescente. Devido ao aspecto muito fino das partículas usadas em suspensão líquida, faz-se típico deste ensaio não destrutivo a detecção de descontinuidades muito pequenas no material (ANDREUCCI, 2014). O ensaio abrangeu a face e a raiz dos cordões, com aplicação da magnetização nas direções paralela e transversal a estes. O exame e avaliação dos resultados do ensaio foram feitos em ambiente escuro, a partir do uso de luz ultravioleta.

4.2.3 Análise Metalográfica

Realizaram-se análises micrográficas do metal base (MB) e do cordão de solda, gerado pela condição A de soldagem, nas regiões do MB, zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). A chapa soldada foi inicialmente cortada com uma guilhotina em amostras menores, seguindo as marcações indicadas na Figura 4.3. S₁ refere-se à amostra da condição de soldagem A e MB refere-se à amostra correspondente ao metal base. Ambas as amostras foram analisadas ao longo da seção transversal da chapa (espessura). A retirada de amostra do cordão soldado levou em conta: o descarte das regiões de extremidade e escolha do ponto a partir do qual a largura da ZTA apresenta-se constante.

A preparação de amostras seguiu os procedimentos padrão para metalografia de acordo com a norma ASTM E3-11 (2017). Inicialmente realizou-se embutimento a frio com uso de resina epóxi, seguido da etapa de lixamento em desbastadeira elétrica com lixa de grão 120#. Adiante, efetuou-se o lixamento a úmido na sequência de lixas 240#, 320#, 400#, 600# e 1200#. Após subsequente lavagem e secagem das superfícies, foram executados três polimentos: em pasta de alumina de 1µm, seguido de pasta de diamante 1µm e, por fim, em pasta de diamante de 0,25µm. A última etapa da preparação de amostras consistiu no ataque químico, realizado nas superfícies, com o reagente Nital 2%. O microscópio óptico utilizado foi do modelo Leica DM2700M.

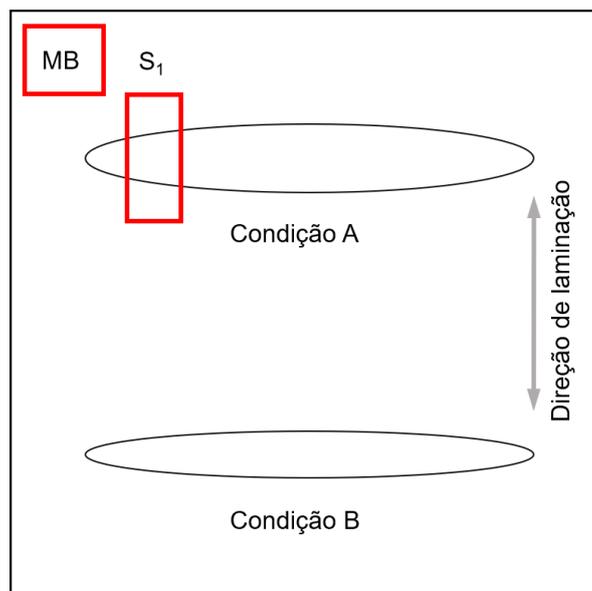


Figura 4.3 - Esquema da retirada de amostras para análise metalográfica, do metal base e do cordão de solda obtido pela condição A de soldagem (próprio da autora).

4.2.4 Ensaio de Microdureza Vickers

A fim de avaliar e qualificar as heterogeneidades provocadas pela soldagem GTAW no aço DP 980, foram realizados ensaios de microdureza Vickers no plano da espessura da chapa. Entre cada indentação estabeleceu-se uma distância de 0,3mm e as medidas foram realizadas no MB, ZTA e ZF, gerando, assim, um perfil de microdureza para o cordão de solda relativo à condição A de soldagem. A amostra ensaiada contou com preparação metalográfica prévia, a aplicação da carga de ensaio foi de 0,3kgf em um intervalo de tempo de 5s. O ensaio foi realizado a partir de um microdurômetro da marca Pantec e modelo HXD-1000TM, pertencente ao Laboratório de Tratamentos Térmicos e Metalografia do DEMET/EM/UFOP.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Soldagem GTAW

A Figura 5.1 apresenta uma visão geral do aspecto das juntas soldadas de maneira autógena, do aço DP980, a partir do processo GTAW. Como será adiante corroborado, por meio de ensaios não destrutivos por partículas magnéticas, os cordões de solda apresentaram bom aspecto e acabamento, livres de descontinuidades decorrentes da soldagem. Phaniman *et al.* (2018) fizeram observações macrográficas dos cordões obtidos pela união dissimilar e autógena dos aços DP590 e DP980 a partir da soldagem GTAW. Os autores constataram penetração total da solda, ausência de filmes de óxidos, bem como de outros defeitos indesejáveis, validando as condições de soldagem por eles adotadas.

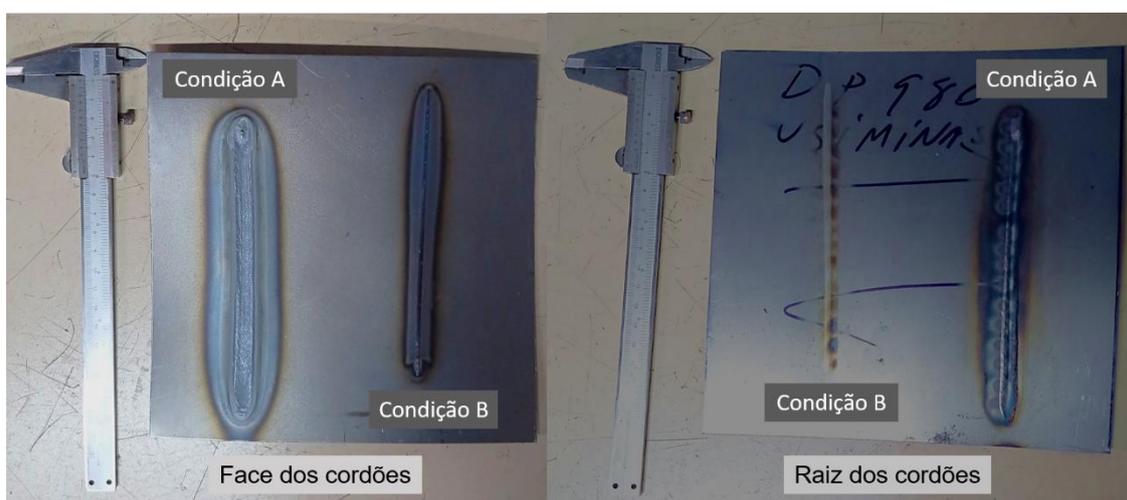


Figura 5.1– Visão geral dos cordões soldados, em chapa de aço DP980, de maneira autógena pelo processo GTAW.

Ainda a partir de observações da Figura 5.1, é possível destacar os efeitos dos diferentes aportes térmicos, respectivos às condições de soldagem A e B, nos formatos finais dos cordões. Na condição A, de maior aporte térmico, a largura do cordão gerado, assim como da ZF e ZTA, visíveis macrograficamente, apresentam-se maiores quando comparados aos cordões gerados pela condição B, de menor aporte térmico. Além disso, pela avaliação da raiz dos cordões, nota-se a ocorrência de penetração total da solda na condição A de soldagem, e de penetração parcial na condição B.

5.2 Ensaio por Partículas Magnéticas

As Figuras 5.2 (a) e (b) apresentam, respectivamente, a face e a raiz dos cordões de solda do aço DP980, após a realização do ensaio por partículas magnéticas fluorescentes. A partir de uma primeira observação das indicações, não foi possível identificar acúmulos localizados de pó ferromagnético ao longo dos cordões de solda, nas regiões da ZF e ZTA, denotando ausência de descontinuidades, eventualmente geradas pela soldagem.

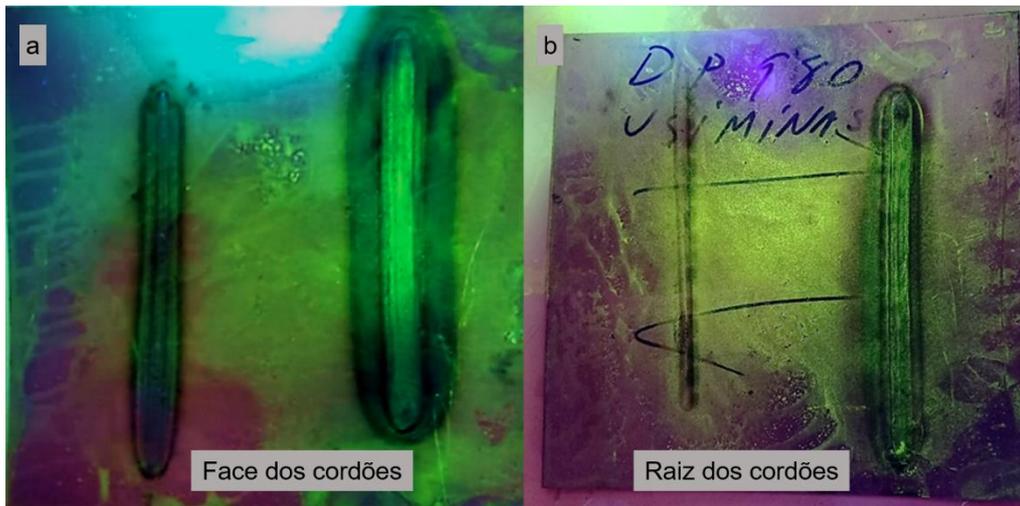


Figura 5.2 – Inspeção por partículas magnéticas fluorescentes realizada na face (a) e raiz dos cordões de solda (b) de chapas de aço DP980, soldadas pelo processo GTAW.

Para fins comparativos na interpretação dos resultados, lançou-se mão de uma chapa soldada de aço carbono convencional (3mm de espessura), também inspecionada pelo método de ensaio não destrutivo por partículas magnéticas de contraste fluorescente, Figura 5.3 (a). Observa-se a relativa boa sensibilidade do ensaio pelo realce de finas trincas, próximas à superfície, presentes na chapa comparativa, evidenciando, em contrapartida, a ausência de descontinuidades nos cordões do aço DP980 (Figura 5.3 (b)). As trincas na chapa de 3mm foram geradas pela adição proposital de metal Cu, durante a operação de soldagem por eletrodos revestidos, com o objetivo de induzir a formação de trincas finas de solidificação e, assim, de comprovar a sensibilidade do ensaio não destrutivo, validando suas condições selecionadas.

Segundo Jenney e O'Brien (2001), as descontinuidades características da soldagem distinguem-se, em termos do seu tipo e extensão, pela avaliação das indicações de largura, formato, altura, dentre outros, detectadas pelo ensaio não destrutivo. No ensaio por partículas magnéticas fluorescentes, as descontinuidades mais comuns e aplicáveis ao processo de soldagem GTAW são: trincas sub e superficiais, fusão incompleta, porosidade, preenchimento incompleto da junta, entre outros.

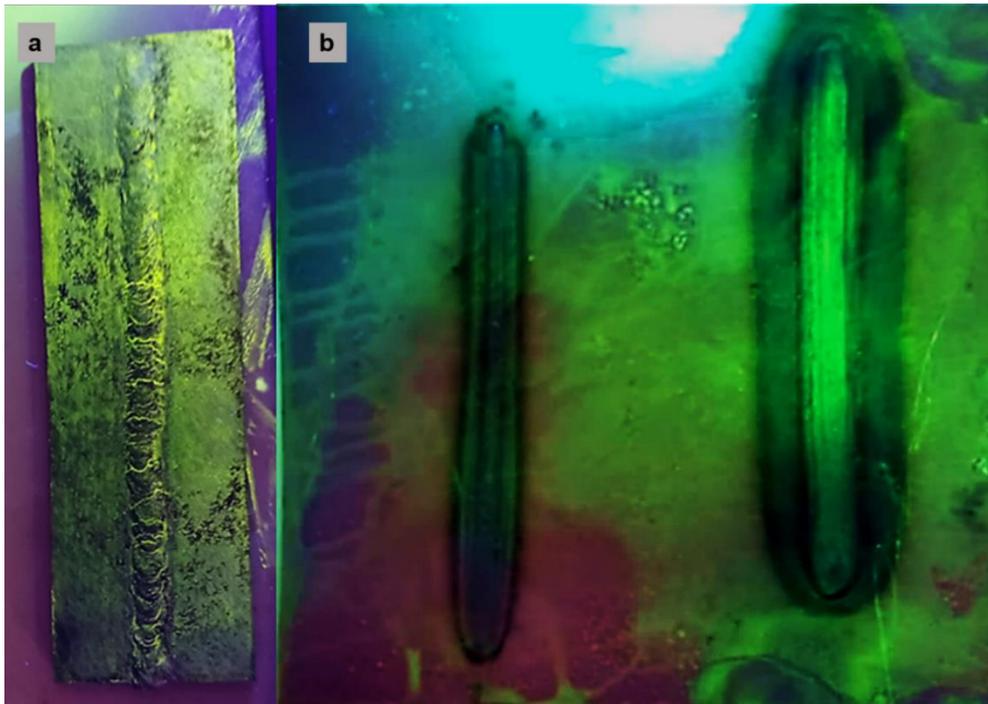


Figura 5.3 - Comparação dos resultados, obtidos pela inspeção por partículas magnéticas fluorescentes, em chapas de: aço carbono convencional, soldada por eletrodo revestidos (a) e de aço DP980, soldada pelo processo GTAW.

Agarwal *et al.* (2019) avaliaram a susceptibilidade ao trincamento a quente (trincas de solidificação) em aços avançados de alta resistência mecânica soldados a laser: TRIP e DP. Realizou-se uma série de experimentos, sob diferentes condições de distância à extremidade livre das chapas, aporte térmico e velocidade de soldagem. Foi constatado pelos autores que o aço DP não sofreu trincamento em nenhum dos experimentos, diferentemente do aço TRIP. A ocorrência das trincas de solidificação foi atribuída pelos autores à deformação induzida na zona pastosa pelo processo de soldagem em combinação com características metalúrgicas das ligas presentes durante a soldagem. Foi observado que, devido ao teor relativamente mais elevado de S, os aços TRIP apresentaram considerável segregação deste elemento nos contornos de grão prévios de austenita, apresentando maior susceptibilidade ao trincamento. A morfologia da solidificação, presença de inclusões, velocidade de avanço da interface de solidificação e alimentação do líquido interdendrítico foram apontados pelos autores como outros fatores de influência na geração de trincas a quente na soldagem.

5.3 Análise Metalográfica

As imagens de MO, referentes à amostra de MB do aço DP980, são apresentadas na Figura 5.4 com os respectivos aumentos de 100x, 200x, 500x e 1000x. As micrografias foram realizadas no plano da espessura da chapa, a partir das quais é possível identificar

a orientação alongada dos grãos na direção de laminação (DL) da chapa. Observa-se também o aspecto refinado dos grãos corroborando a elevada resistência mecânica desta liga (em torno de 1000MPa). A microestrutura, no MO, apresenta-se composta pela fase martensítica, de aspecto escuro, dispersa em matriz ferrítica, de aspecto claro, observação reportada por uma série de outros trabalhos, relativos à caracterização dos aços *dual-phase* (HE *et al.*, 2021; MARCONI *et al.*, 2020; RAJARAJAN; SIVARAJ; BALASUBRAMANIAN, 2020; SEZGIN; HAYAT, 2020). Montesano (2019) investiga e discute o aspecto bandeado da microestrutura como resultado da etapa de laminação a quente da chapa, responsável por alinhar as segregações em bandas longitudinais. Esse fenômeno de segregação é fortemente influenciado pelos significativos teores de Mn presentes nos aços DP980.

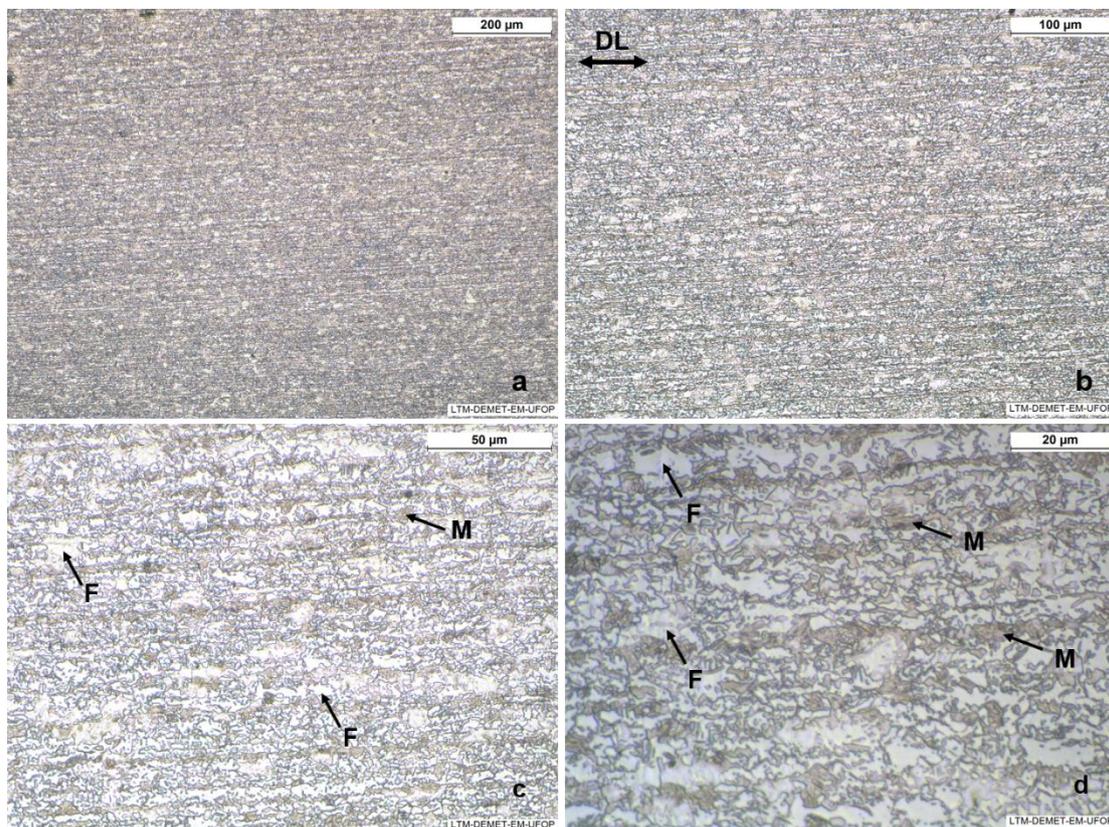


Figura 5.4– Microestrutura do MB do aço DP980 avaliada em MO. Ampliação: 100x (a), 200x (b), 500x (c) e 1000x (d). F: ferrita. M: martensita.

A Figura 5.5 apresenta micrografias, obtidas por microscópio ótico, da amostra S₁, referente ao plano de espessura da chapa e à condição A de soldagem. As micrografias apresentam uma visão geral da evolução da microestrutura do aço DP980 ao longo do MB, ZTA e ZF bem como em regiões de transição destas. A partir do MB em direção à ZF, é possível observar a ocorrência de mudanças microestruturais no aço DP980

decorrentes dos ciclos térmicos da soldagem. Notam-se a perda gradual do alinhamento dos grãos na direção de laminação, modificações na morfologia e tamanho de grão, associadas, inclusive às transformações de fases ocorridas na ZTA e ZF.

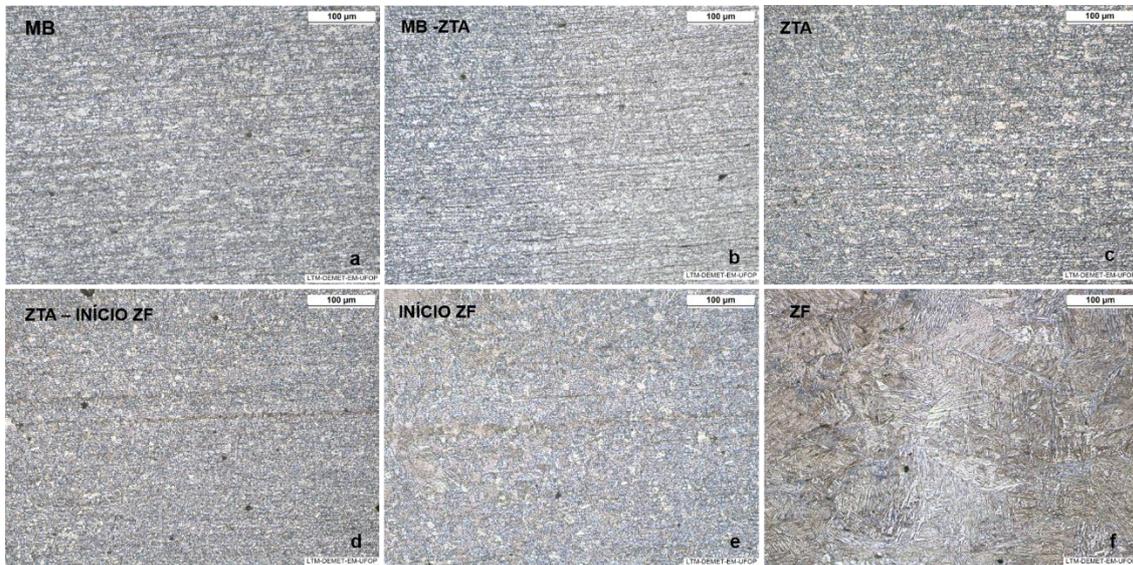


Figura 5.5 - Micrografias de MO do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. Visão geral da MB, ZTA, ZF e regiões de transição, evidenciando os efeitos dos ciclos térmicos da soldagem. Aumento 200x.

A ZTA-CG é uma importante região na avaliação de propriedades mecânicas de juntas soldadas, pois pode apresentar-se como um local de decréscimo de tenacidade dado o crescimento de grão local. A Figura 5.6 apresenta faixas de transição entre a ZF, ZTA-CG e ZTA, onde são evidenciadas as distintas variações da microestrutura do material provocadas pelos ciclos térmicos da soldagem GTAW.

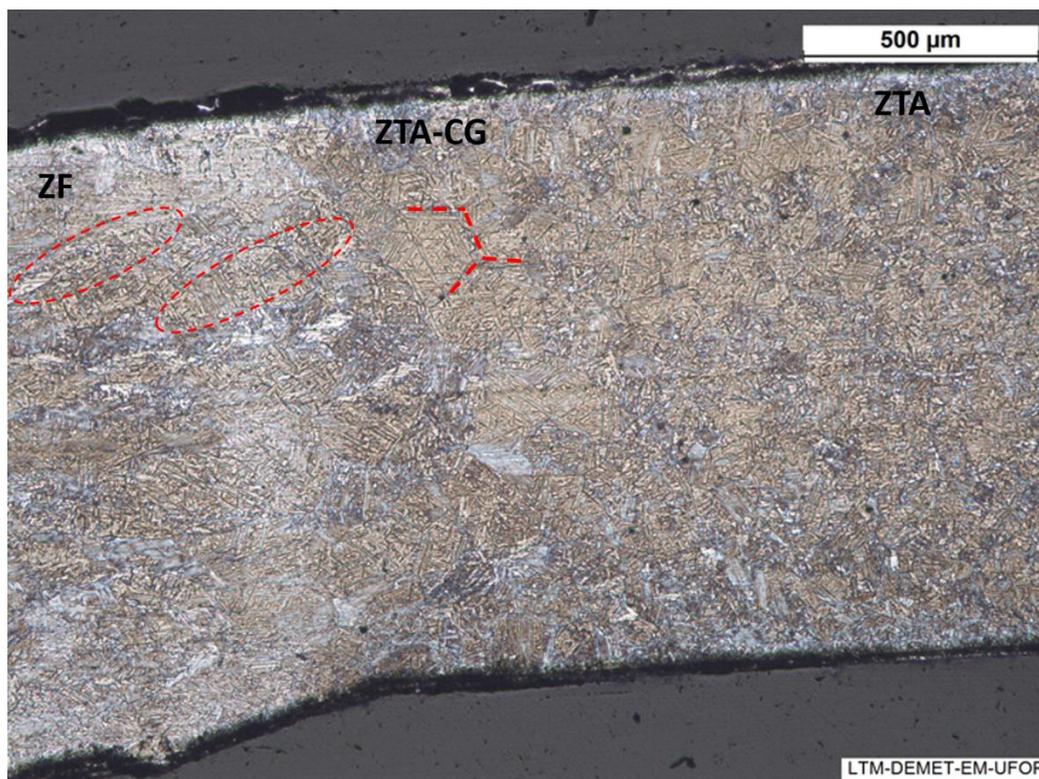


Figura 5.6 – Micrografia de MO do aço DP980 soldado por GTAW evidenciando as regiões de ZF, ZTA-CG e ZTA. Aumento 200x.

A partir da ZTA, em direção à ZF, é possível identificar o aumento no tamanho de grão, típico da ZTA-CG, sendo os grãos desta região caracterizados por contornos próximos a poligonais. Além disso, observa-se a presença de grãos colunares na ZF, característicos da macroestrutura de solidificação de juntas soldadas por processos de fusão, que crescem de maneira epitaxial a partir dos grãos da ZTA-CG. A região de transição da ZF e ZTA-CG exibe uma faixa de aspecto claro, que pode ser motivo da queda de dureza localizada, como será mostrado pelos resultados de microdureza, embora análises por MO não sejam suficientes para explicar o fenômeno. Por fim, não se fez evidente por meio das micrografias a existência da região de refino de grão entre a ZTA-CG e a ZTA, que estaria sujeita ao tratamento de normalização em decorrência dos ciclos térmicos locais. Esse fato pode ser explicado pela microestrutura já previamente refinada exibida pelo aço DP980 no seu estado de entrega.

São apresentadas micrografias, sob aumento de 1000x, da ZTA-CG da junta soldada na Figura 5.7. São indicadas as presenças de ferrita primária de aspecto claro, Figura 5.7 (a) e de agregados de martensita, Figura 5.7 (b). As setas apontam a presença de martensita na micrografia, enquanto que a ferrita primária é evidenciada por círculos tracejados.

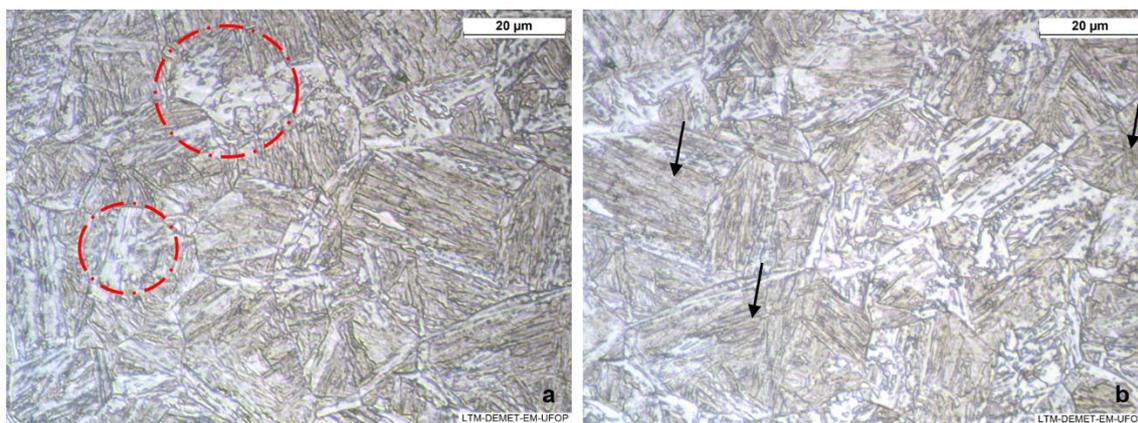


Figura 5.7 - Micrografias de MO na ZTA-CG do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. Destaque para a presença de ferrita primária (a) e martensita (b). Aumento de 1000x.

A Figura 5.8 apresenta a ZF da amostra S₁ sob aumentos de 100x e 500x. Como a ser discutido adiante nos resultados de medição de microdureza Vickers, a ZF, juntamente com a ZTA-CG, apresentou os maiores valores de dureza. Sabe-se que a microestrutura final de juntas soldadas de aços é estreitamente dependente do grau do aço DP analisado e do processo de soldagem empregado (taxa de resfriamento), além do teor de oxigênio na solda e tamanho de grão austenítico (KOU, 2003).

A partir da análise das micrografias da ZF, sugere-se uma microestrutura mista composta pelos constituintes: martensita, bainita, ferrita de *Widmanstätten* e ferrita acicular. Os elevados valores de dureza encontrados nessa região sinalizam ocorrer a predominância dos constituintes martensita e bainita. Embora a distinção entre estes não seja possível apenas pela análise em MO, esta ocorrência é reportada em trabalhos semelhantes (PÉREZ MEDINA *et al.*, 2017; ROCHA, MACHADO e MAZZAFERRO, 2014). A presença desses constituintes de maiores durezas aparece como resultado das taxas de resfriamento relativamente altas típicas de processos de soldagem ao arco elétrico, bem como do elevado valor de carbono-equivalente ($CE = 0,53$), respectivo deste aço DP980.

Em contra partida, em processos de soldagem com taxas de resfriamento ainda mais elevadas (soldagem a laser ou por resistência elétrica), o que se observa é uma predominância de martensita na ZF, como apresentado em outros trabalhos (JIA *et al.*, 2016; RAJARAJAN; SIVARAJ e BALASUBRAMANIAN, 2020; SEZGIN e HAYAT, 2020).

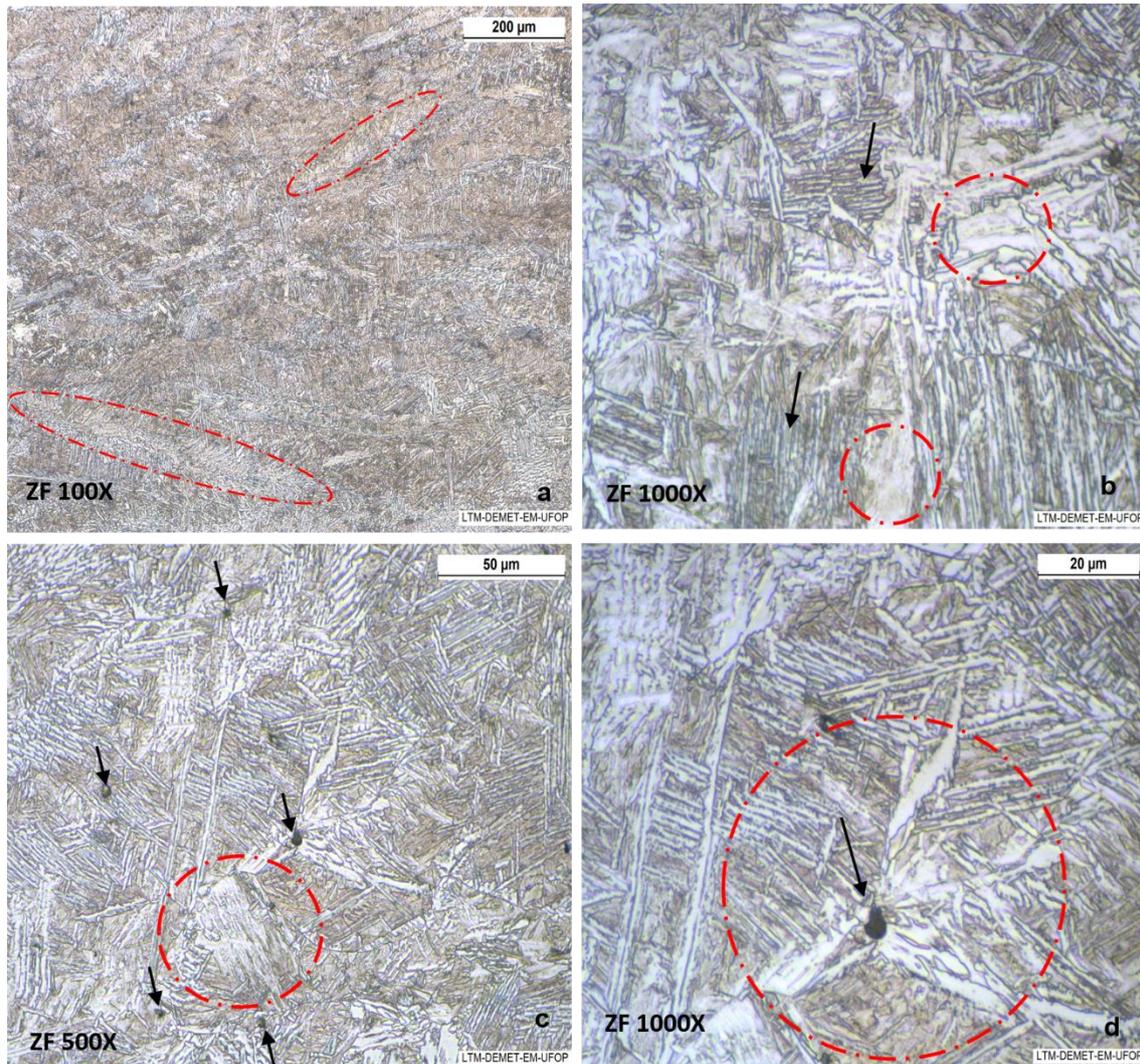


Figura 5.8 - Micrografias da amostra S₁ da ZF, em MO, do aço DP980 soldado pelo processo GTAW. (a) aumento de 100x, evidenciado a microestrutura colunar dos grãos; (b) aumento de 1000x, ênfase para a presença dos constituintes ferrita primária e martensita; (c) aumento de 500x, destacando-se a presença de inclusões e da fase ferrita de *Widmanstätten* e (d) aumento de 1000x, destaque para nucleação da ferrita de *Widmanstätten* a partir de uma inclusão.

Ainda pela avaliação da Figura 5.8 (a), é possível identificar, na ZF, a estrutura colunar de grãos, muito característica de processos de soldagem por fusão. Na Figura 5.8 (b), são indicadas as presenças de ferrita primária (círculo tracejado) e de agregados de martensita (setas). Na Figura 5.8 (c), destaca-se pelo círculo tracejado, a ferrita de *Widmanstätten*. Além disso, nota-se a presença de inclusões de óxidos, de aspecto arredondado e escuro, incorporadas à junta durante a etapa de fusão da liga (indicadas pelas setas). Isso se deve à ocorrência eventual de contaminações químicas em processos de soldagem por fusão, ainda que se faça uso de gases de proteção, dada à elevada reatividade do metal líquido diante do ambiente atmosférico. A partir disso, como indicado pelo círculo tracejado na Figura 5.8 (d), é possível observar a presença da fase ferrita de *Widmanstätten*, formada

em temperaturas intermediárias de transformação quando comparadas com as ferritas primária e acicular, nucleando-se a partir de uma inclusão no interior do grão.

Lee *et al.* (2014) Investigaram o efeito das soldagens a laser, GMAW e GTAW na evolução microestrutural e mecânica de aços DP780, tendo sido constatada influência direta dos aportes térmicos empregados e das taxas de resfriamentos nas características finais da microestrutura (tamanho, morfologia e dureza dos constituintes). Os autores observaram que os tamanhos da ZF e ZTA aumentaram com o aumento do aporte térmico, enquanto que ocorreu um acréscimo da dureza da junta soldada com o aumento das taxas de resfriamento.

5.4 Ensaio de Microdureza Vickers

A Figura 5.9 apresenta o perfil de microdureza Vickers, medido ao longo da espessura da amostra S₁, referente à condição de soldagem A. O gráfico foi sub dividido nas regiões do MB, ZTA, ZTA-SC (ZTA sub crítica), ZTA-CG (ZTA de crescimento de grão) e ZF, a partir da medição dos valores de dureza em análise combinada da microestrutura por meio do microscópio ótico do microdurômetro. A partir de uma análise inicial, constatase que a região do MB apresentou valores de dureza da ordem de grandeza esperada para a microestrutura bifásica: ferrita e martensita revenida de um aço DP980, como relatado por outros trabalhos (ROCHA, MACHADO e MAZZAFERO, 2014; MATSUNO *et al.*, 2016; ZHANG *et al.*, 2016). Na denominada ZTA-SC, nota-se um decréscimo de dureza, ainda que tênue, em relação ao MB, sugerindo a ocorrência de um super revenimento local da martensita.

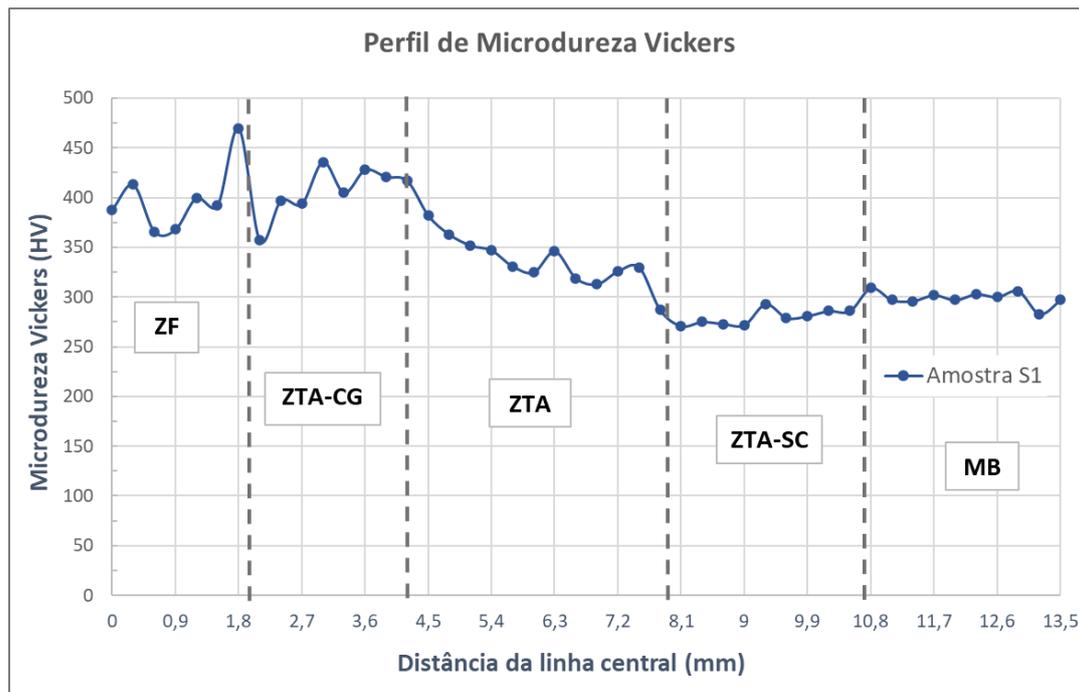


Figura 5.9 - Perfil de microdureza Vickers referente à amostra S1 de aço DP980 soldada pelo processo GTAW de maneira autógena.

A ZTA foi definida como sendo a região do material sujeita a aquecimento inter ou supercrítico durante a soldagem, embora ainda não apresentasse aumento significativo no tamanho de grão. A avaliação do perfil de microdureza da ZTA permite a constatação da ocorrência de um aumento gradual desses valores, no sentido de aproximação da ZF. Este fato é explicado pela formação de constituintes de elevada dureza (martensita e bainita) em decorrência dos ciclos térmicos da soldagem, expressos nas taxas de resfriamento relativamente altas, em associação com o elevado valor de CE deste aço DP980. À medida que se aproxima da linha central da ZF, as temperaturas de pico na ZTA aumentam, e, conseqüentemente, ocorre um aumento da proporção do material austenitizado, subsequentemente decomposto em novos constituintes e fases durante o resfriamento.

A ZTA-CG caracteriza-se por uma parcela da ZTA, adjacente à ZF, na qual as temperaturas máximas atingidas são consideravelmente maiores do que A_{c3} , implicando em um crescimento de grão local. Sabe-se que o aumento no tamanho de grão acarreta em aumento de temperabilidade do material, propiciando, por sua vez, o surgimento de fases e de constituintes de maiores durezas, em resultado dos ciclos térmicos da soldagem. Além disso, tais fases apresentam-se em maiores frações, uma vez que a microestrutura totalmente foi austenitizada, o que também contribui para o aumento de dureza local.

Rocha (2014) relatou, na caracterização de um aço DP1000 soldado pelo processo MAG, sob a variação de diversos parâmetros (aporte térmico, velocidade de soldagem, tipo de metal de adição), que a região da ZTA-CG apresentou as maiores durezas da junta em todas as situações. Por outro lado, em regiões mais próximas da ZF, é exibida uma queda local de dureza, também reportada por Medina *et al.* (2017), que pode ser explicada por um aumento excessivo dos grãos. Denotando que, uma vez que as fases e constituintes de elevada dureza também estejam presentes nessa localidade, o aumento no tamanho de grão exerceu a contribuição última na dureza, no sentido de diminuí-la. Sob outra perspectiva, essa queda local de dureza pode estar relacionada à aferição de dureza de uma fase mais macia que compõe a microestrutura significativamente mista do aço DP980.

De maneira geral, pode-se considerar q a ZF apresentou valores médios de dureza iguais ao da ZTA-CG. Eles se mostram compatíveis e da mesma ordem de grandeza aos reportados por outros trabalhos. Wang *et al.* (2016) estudaram o efeito do aporte térmico da soldagem a laser na microestrutura e propriedades de aços DP1000. Os autores relataram que as maiores medidas de dureza, na ZF, superaram valores 400HV. A mesma faixa de referência na aferição de dureza na ZF foi identificada por Jia *et al.* (2016) no estudo de soldagem por laser a fibra em aço DP980. Ainda, Sezgin e Hayat (2020) obtiveram valores na ordem de 300HV na ZF para aço DP1000 soldado por feixe de elétrons.

6 CONCLUSÃO

Diante dos resultados obtidos na caracterização por análises metalográficas, ensaio de microdureza e ensaio não destrutivo de juntas soldadas pelo processo GTAW do aço *dual-phase* 980, conclui-se que:

- Sob condições de aportes térmicos diferentes, os cordões obtidos em chapa de 1mm de espessura apresentaram-se, por meio de inspeção visual e de ensaios não destrutivos por partículas magnéticas, livres de descontinuidades. Comparativamente, a condição de maior aporte térmico gerou um cordão de maior largura e que também implicou em penetração total da chapa;
- A microestrutura do MB, em análise em MO, apresentou-se refinada e com grãos alinhados no sentido de laminação, sendo composta por martensita dispersa em matriz ferrítica;
- O cordão (de maior aporte térmico), analisado por MO, não apresentou significativa queda de dureza na ZTA-SC. A microestrutura da ZTA exibiu maiores durezas do que o MB, revelando a presença mista dos constituintes: martensita, ferrita de *Widmanstätten* e ferrita acicular;
- Observou-se a ocorrência de aumento do tamanho de grão relativo à ZTA-CG. Em regiões muito próximas à ZF apresenta-se como explicação possível para queda de dureza apresentada;
- A ZTA-CG e ZF exibiram valores médios de dureza compatíveis e os maiores do cordão de solda. Esses elevados valores relacionam-se com a presença em sua microestrutura das constituintes martensita e bainita. Este sendo corroborado por outros trabalhos, embora não identificável diretamente por MO;
- Apesar da macrografia livre de trincamento pós soldagem, o aço DP980 apresentou relativa dificuldade de soldabilidade. Isso se deve à microestrutura frágil gerada a partir dos ciclos térmicos da soldagem, associada ao elevado valor de carbono-equivalente do aço.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Ressalta-se que parte dos resultados inicialmente previstos para trabalho não foram gerados, em decorrência de acesso limitado aos laboratórios da universidade no contexto de pandemia da COVID-19. Assim, a partir das conclusões expostas, apresenta-se como sugestão de trabalhos futuros a realização de caracterização completa de cordões soldados sob diferentes aportes térmicos, a fim de avaliar de maneira mais detalhada e precisa os diferentes efeitos do processo GTAW em chapas de aços DP980. Sugere-se a realização, de caráter comparativo, de ensaios de microdureza Vickers e de tração, bem como de análises em microscópio eletrônico de varredura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E709: **standard guide for magnetic particle testing**. Philadelphia, 2015, 48p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3 – 11: standard guide for preparation of metallographic specimens**. West Conshohocken: ASTM, 2017. 12p.

AGARWAL, G.; KUMAR, A.; RICHARDSON, L.M.; HERMANS, M.J.M. Evaluation of solidification cracking susceptibility during laser welding in advanced high strength automotive steels. **Materials and Design**, v. 183, p. 108104, 2019.

ALIBEYKI, M; MIRZADEH, H.; NAJAFI, M.; KALHOR, A. Modification of rule of mixtures for estimation of the mechanical properties of dual-Phase steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 6, p. 2683–2688, 2017.

ANDREUCCI, R. **Partículas Magnéticas**.p.68. 2014. Disponível em: <<http://www.abendi.org.br/abendi/default.aspx?mn=943&c=481&s=&friendly=>>. Acesso em: 18 de ago. 2021.

ASHRAFI, H.; SHAMANIAN, M.; EMADI, R.; SAEIDI, N. Microstructure, tensile properties and work hardening behavior of GTA-Welded dual-phase steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 3, p. 1414–1423, 2017.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; PANDA, S. K.; OKITA, Y.; ZHOU, N. Y. A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 6, p. 1638–1647, 2010.

BURNS, T. J. **Weldability of a dual-phase sheet steel by the gas metal arc welding process**. 2009. 290f. Dissertação (Mestrado em Ciências Aplicadas em Engenharia Mecânica). Universidade de Waterloo, Waterloo, Ontario, Canadá, 2009.

CALCAGNOTTO, M.; PONGE, D.; DEMIR, E.; RAABE, D. Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 10–11, p. 2738–2746, 2010.

CHABOK, A.; VAN DER AA, E.; DE HOSSON, J. T. M.; PEI, Y. T. Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel. **Materials and Design**, v. 124, p. 171–182, 2017.

FARIA NETO, A. R.; FUKUGAUCHI, C. S.; PEREIRA, M. S. Indústria Automotiva : Aços Avançados De Alta Resistência – Revisão. **Engenharia III**, v. 21, n. 1, p. 25–33, 2020.

FONSTEIN, N. **Advanced High Strength Sheet Steels**. Suíça: Springer, 2015. 415 p.

HE, H.; FOROUZAN, F.; VOLPP, J.; ROBERTSON, S. M.; VUORINEN, E. Microstructure and mechanical properties of laser-welded DP steels used in the automotive industry. **Materials**, v. 14, n. 2, p. 1–14, 2021.

HILDITCH, T. B., SOUZA, T., HODGSON, P. D. In: SHOME, M.; TUMULURU, M. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015, p. 9–28.

JENNEY, C. L.; O'BRIEN, A. **Welding Handbook Welding Science & Technology**. 9 ed. Miami: American Welding Society, 2001. 985p.

JIA, Q.; GUO, W.; PENG, P.; LI, M.; ZHU, Y.; ZOU, G. Microstructure and strain rate dependent tensile behavior of fiber laser-welded DP980 steel joint. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 2, p. 668–676, 2016.

KHAN, M. I.; KUNTZ, M. L.; BIRO, E.; SHOU, Y. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels. **Materials Transactions**, v. 49, n. 7, p. 1629–1637, 2008.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2 ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003. p. cm.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, 2008.

LEE, J. H.; PARK, S. H.; KNON, H. S.; KIM, G. S.; SOO, C.. Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel: Comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance. **Materials and Design**, v. 64, p. 559–565, 2014.

LIMA, E. F. P. **Avaliação do efeito de gás de purga na estrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas em aço TRIP 780 obtidas pelo processo TIG mecanizado.** 2019. 25f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica). Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.

MARCONI, C.; CONSIGLI, C.; CASTILLO, M. J.; SVOBODA, H. Efecto de los parámetros de proceso sobre las propiedades mecánicas de uniones GMAW-Brazing de acero DP 1000. **Soldagem & Inspeção**, v. 25, n. Cm, p. 1–17, 2020.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia.** 3 ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009. 363p.

MATSUNO, T.; SATO, K.; OKAMOTO, R.; MIZUMURA, M.; SUEHIRO, M. Synergy effect of shear angle and anisotropic material ductility on hole-expansion ratio of high-strength steels. **Journal of Materials Processing Technology.** Amsterdam, v. 230, p.167–176, 2016.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 619, p. 1–11, 2014.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas.** p. 26, 2008. Disponível em:<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/class_processos_sold.pdf>. Acesso em: 25 ago. 2021.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** p. 79, 2012. Disponível em:<<https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metferritic1.pdf>>. Acesso em: 20 ago. 2021.

MONTESANO, J. A. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico DP980 empregado na indústria automobilística.** 2019. 198f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. SP, Brasil, 2019.

MOURAD, A. I.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. **Materials Science & Engineering A**, v. 549, p. 105–113, 2012.

O'BRIEN, A. **Welding Handbook Welding Processes, Part 1**. 9 ed. Miami: American Welding Society, 2004. 982p.

OLSSON, K., GLADH, M., HEDIN, J.E., LARSSON, J.; Microalloyed high-strength steels. **Advanced Materials & Processes**, v. 164, n. 8, p. 44-46, 2006.

PÉREZ MEDINA, G. Y.; DELGADO, E. H.; PÉREZ MIRANDA, A. F.; FERREIRA, H. L. Phases quantification in DP600 steel welded by GTAW process using SEM and atomic force microscopy1. **Materials Research**, v. 20, n. 5, p. 1161–1165, 2017.

PHAONIAM, R.; KAEWWICHIT, J.; LAWANWONG, K. Comparative study of dissimilar tailor-welded blanks between DP590 and DP980 dual phase steels. **MATEC Web of Conferences**, v. 192, p. 1–4, 2018.

PIETRZYK, M.; MADEJ, L.; RAUCH, L.; SZELIGA, D. Case Studies. **Computational Materials Engineering Achieving High Accuracy and Efficiency in Metals Processing Simulations**. Kraków: Butterworth-Heinemann, 2015, p. 291-350.

RAJARAJAN, C.; SIVARAJ, P.; BALASUBRAMANIAN, V. Microstructural analysis of weld nugget properties on resistance spot-welded advance high strength dual phase ($\alpha+\alpha'$) steel joints. **Materials Research Express**, v. 7, n. 1, p. 016555, 2020.

ROCHA, I. C. L. **Propriedades mecânico/metalúrgicas de juntas soldadas de DP1000 e o efeito de bake hardening**. 2014. 290f. Dissertação. Mestrado em Engenharia-Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil, 2014.

ROCHA, I.; MACHADO, I.; MAZZAFERRO, C. Mechanical and metallurgical properties of DP 1000 steel square butt welded joints with GMAW. **International Journal of Engineering & Technology**, v. 4, n. 1, p. 26, 2014.

TAVARES, T. B.; PORCARO, R. R.; CÂNDIDO, L. C.; FARIA, G. L.; DÂMASO, H. V. Desenvolvimento de dispositivo de baixo custo para mecanização da soldagem GTAW e sua aplicação em estudo de solidificação de aço ABNT 430. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v.14, n.1, p. 13–22, 2020.

SEZGIN, C. T.; HAYAT, F. The microstructure and mechanical behavior of trip 800 and

dp 1000 steels welded by electron beam welding method. **Soldagem e Inspecao**, v. 25, p. 1–12, 2020.

SHOME, M.; TUMULURU, M. Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS). In: SHOME, M.; TUMULURU, M. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2015. p. 1–8.

TSIPOURIDIS, P.; WERNER, E.; KREMPASZKY, C.; TRAGL, E. Formability of high strength dual-phase steels. **Steel Research International**, v. 77, n. 9-10, p. 654–667, 2006.

USIMINAS. **Laminados a frio**. 2014. Disponível em: <https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2019/11/LAMINADOSFRIO-PORT.pdf>. Acesso em: 20 jul. 2021.

WANG, J.; YANG, L.; SUN, M.; LIU, T.; LI, H. Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding. **Materials and Design**, v. 90, p. 642–649, 201

WENG, Y., DONG, H., GAN, Y. **Advanced Steels The Recent Scenario in Steel Science and Technology**. Heidelberg: Springer, 2011. 523p.

XIA, M.; BIRO, E.; TIAN, Z.; ZHOU, Y. N. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. **ISIJ International**, v. 48, n. 6, p. 809–814, 2008.

ZHANG, F.; RUI MI, A.; WO, P. C.; FIELD, D. P. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 659, p. 93–103, 2016.