


Análise microestrutural e mecânica da soldagem GMAW por curto-circuito em aços dual phase DP1000 para aplicações automotivas

 <https://doi.org/10.56238/sevened2024.010-048>

Elizângela de Macêdo Brito

Formação Acadêmica: Doutora em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Ângela Maria de Arruda

Formação Acadêmica: Doutora em Engenharia Urbana
Instituição de Ensino: Universidade Federal de São Carlos - UFSCar - SP

Ayrton de Sá Brandim

Formação Acadêmica: Doutora em Ciências e Eng. de Materiais
Instituição de Ensino: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí - IFPI - PI

Daiany Jacinta de Carvalho

Formação Acadêmica: Eng. Industrial Mecânica UFJF-MG
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Juiz de Fora

Luiz Gustavo Mafra de Ávila

Formação Acadêmica: Eng. Mecânico
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Juiz de Fora - UFJF-MG

Louriel Oliveira Vilarinho

Formação Acadêmica: Pós Doutor em Eng. da Soldagem
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Diandro Bailoni Fernandes

Formação Acadêmica: Doutor em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Edimundo Beneletti Filho

Formação Acadêmica: Doutor em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Daniel Dominices Baia Gomes de Souza

Formação Acadêmica: Doutor em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Joyce Antunes da Silva

Formação Acadêmica: Mestra em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Henrique Nardon Ferraresi

Formação Acadêmica: Doutor em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

Tadeu Messias Donizete Borga

Formação Acadêmica: Doutor em Eng. Mecânica
Instituição de Ensino: Universidade Federal de Uberlândia - UFU-MG

RESUMO

O artigo investiga métodos de soldagem aplicados a aços Dual Phase (DP), com ênfase na classe DP1000, voltados para a indústria automotiva. Os aços DP, conhecidos por sua alta resistência mecânica devido à sua microestrutura específica, são atrativos para a fabricação de veículos mais leves, resistentes e seguros. O método de soldagem escolhido foi o GMAW por curto-circuito convencional, devido à sua eficiência e baixo custo. A caracterização utilizou técnicas avançadas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura com EDS, EBSD, além de ensaios de tração e dureza. As análises microestruturais utilizando microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e EBSD confirmaram a presença de ferrita, martensita e, ocasionalmente, austenita no metal base, conforme especificado pelo fabricante do aço DP1000. A zona fundida (ZF) apresentou variações na dureza, com valores próximos à zona termicamente afetada (ZTA) devido à decarbonetação e à presença de elementos de liga no aço. As análises microestruturais dos cordões de solda por MEV identificaram ferrita proeutetóide, martensita e austenita retida. As modificações nas propriedades microestruturais e mecânicas observadas não comprometeram as características essenciais do material, confirmando que o processo GMAW por curto-circuito se mostrou adequado para aplicações na indústria automotiva.



Palavras-chave: GMAW, Microestrutura, Curto-circuito convencional, DP1000, Soldagem.



1 INTRODUÇÃO

As mudanças climáticas têm se intensificado nas últimas décadas, principalmente devido às atividades humanas. Esse fenômeno, conhecido como aquecimento global, resulta no aumento das temperaturas médias do planeta e dos oceanos. A intensificação do efeito estufa, causada pela maior concentração de gases como dióxido de carbono, metano e óxido nitroso na atmosfera, é a principal responsável pelo aquecimento global (INTERGOVERNMENTAL PANEL ON CLIMATE CHANGE, 2018).

As emissões desses gases de efeito estufa atingiram novos recordes em 2017, conforme relatado pela Administração Nacional Oceânica e Atmosférica dos Estados Unidos (NOAA) e pela Sociedade Meteorológica Americana (AMERICAN METEOROLOGICAL SOCIETY, 2018). No Brasil, as emissões de veículos aumentaram significativamente nas últimas duas décadas, com um crescimento de 192% entre 1994 e 2014. Segundo levantamento do Instituto de Energia e Meio Ambiente no ano de 2015, estima-se que a frota de carros no país dobrará até 2030, alcançando 88 megatoneladas de dióxido de carbono equivalente por ano.

Diante desses desafios, a indústria automotiva tem buscado soluções para reduzir o impacto ambiental de seus produtos. O desenvolvimento de novas ligas metálicas, como os aços avançados de alta resistência e baixa liga (AHSS - Advanced High Strength Steel), desempenha um papel crucial nessa missão. Esses aços, que combinam alta resistência, boa tenacidade, ductilidade e conformabilidade, são ideais para a fabricação de veículos mais leves e seguros (WORLD AUTO STEEL, 2017).

A competição acirrada no setor automotivo faz com que a seleção de materiais seja guiada tanto pelo custo quanto pela segurança. Entre 1980 e 2010, a porcentagem de aço utilizada em veículos aumentou de aproximadamente 53% para 55% em peso, e hoje, cerca de 60% dos materiais em veículos leves da indústria norte-americana são de aço (TAMARELLI, 2017). Esse crescimento reflete a capacidade dos aços AHSS de atender às exigências de desempenho e sustentabilidade da indústria.

Os aços Dual-Phase (DP) são especialmente valorizados na indústria automotiva por permitirem a redução de massa dos veículos, diminuindo a espessura das chapas e/ou as densidades específicas, o que contribui para a redução de emissões de poluentes a um custo acessível (SAMEK & KRIZAN, 2012). Além disso, esses aços oferecem excelente absorção de impacto, aumentando a segurança dos passageiros em caso de colisão (SHOME & TUMULUTU, 2015).

Apesar das vantagens, ainda há desafios relacionados à soldabilidade dos aços DP, que precisam ser superados para sua ampla aplicação na indústria automotiva. Parâmetros de soldagem não padronizados e a necessidade de manter a resistência e tenacidade nas regiões soldadas são questões críticas (SHOME & TUMULUTU, 2015). O processo de soldagem GMAW, amplamente utilizado por

sua alta produtividade, exige um controle rigoroso dos parâmetros para garantir a qualidade das juntas soldadas (RODRIGUES, 2012).

Assim, esse estudo tem como objetivo investigar as mudanças microestruturais e mecânicas de juntas soldadas de aço micro ligado Dual-Phase (DP1000), utilizando o processo de soldagem GMAW por curto-circuito. Busca-se assegurar que as juntas soldadas apresentem boas características mecânicas e metalúrgicas, adequadas às exigências da indústria automotiva.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS – ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL)

O avanço tecnológico em processos como a fundição contínua e o processamento termomecânico tem permitido a criação dos aços avançados de alta resistência (AHSS - Advanced High Strength Steel). Esses aços são caracterizados por suas microestruturas complexas, que incluem ilhas duras de martensita, bainita e/ou austenita residual dispersas em uma matriz de ferrita dúctil. A combinação e a proporção dessas fases são ajustadas para produzir as propriedades mecânicas desejadas (CHATTERJEE & BHADSHIA, 2006).

Os aços AHSS são classificados em diferentes categorias, cada uma com características específicas que atendem a diversas aplicações industriais. De acordo com Keeler, Kimchi e Mooney (2017), as principais classes de AHSS incluem:

Aços de Fase Dupla (DP - Dual Phase): Combinam ferrita e martensita, oferecendo uma excelente combinação de ductilidade e resistência.

Aços de Fase Complexa (CP - Complex Phase): Contêm uma mistura de martensita, bainita e pequenas quantidades de austenita residual e ferrita.

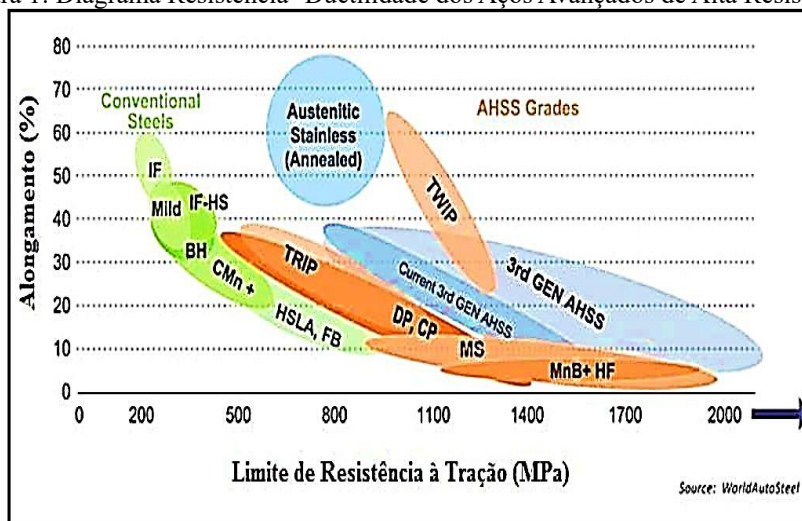
Aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP - Transformation Induced Plasticity): Incluem ferrita, bainita e austenita residual que se transforma em martensita sob deformação, aumentando a ductilidade e a resistência.

Aços Martensíticos (MS - Martensitic): Compostos principalmente de martensita, proporcionam alta resistência e são utilizados em componentes de segurança que requerem alta absorção de energia.

Os AHSS apresentam uma tensão de ruptura superior aos aços HSLA (High-Strength Low-Alloy), mantendo a mesma ductilidade. Os mecanismos de endurecimento nos AHSS incluem endurecimento por solução sólida, precipitação, refinamento de grão e transformação de fase austenítica para martensítica (BLECK, 2004). Isso torna os AHSS ideais para aplicações automotivas, especialmente na produção de estruturas resistentes a choques, onde força e absorção de energia são essenciais (TASAN et al., 2015).

A microestrutura multifásica dos AHSS, composta por uma matriz de ferrita e ilhas de martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida, permite a fabricação de chapas mais finas sem comprometer a rigidez estrutural. Na figura 1, é apresentada a classificação dos níveis de resistência em função do alongamento para a ampla variedade de classes dos aços avançados de alta resistência.

Figura 1: Diagrama Resistência- Ductilidade dos Aços Avançados de Alta Resistência.



Fonte: Adaptado de Keeler e Kimchi (2017).

2.2 AÇOS DUAL PHASE - DP

Segundo Kou (2020), os aços Dual Phase (DP), são nomeados com base em sua tensão de escoamento e limite de resistência à tração. Por exemplo, a classe DP500/800 indica um aço com 500 MPa de tensão de escoamento e 800 MPa de limite de resistência à tração. Geralmente, esses aços são classificados pelo limite de resistência à tração e estão disponíveis comercialmente na faixa de 600 a 1200 Mpa.

As propriedades específicas dos aços DP são atribuídas principalmente à sua microestrutura, que consiste em ilhas de martensita, uma fase dura, embutidas em uma matriz de ferrita, que é macia e dúctil (CALCAGNOTTO *et al.*, 2011). A fase martensítica confere resistência, enquanto a fase ferrítica proporciona ductilidade. A fração volumétrica de martensita determina o nível de resistência do material, permitindo que esses aços atinjam uma faixa de resistência à tração entre 500 e 1200 MPa (FONSTEIN, 2015).

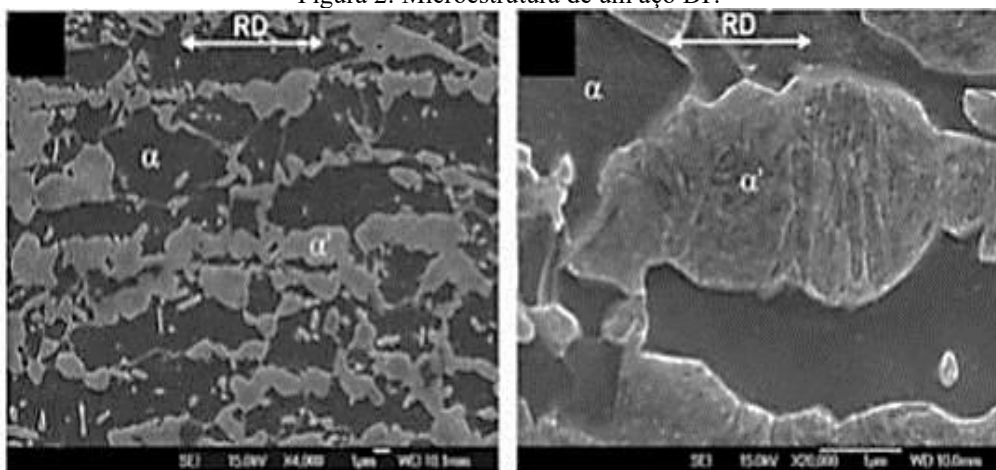
Além das fases tradicionais de martensita e ferrita, outros arranjos microestruturais, como bainita, austenita e carbonetos, podem estar presentes, dependendo da rota de processamento térmico e da composição química da liga (SEYEDREZAI *et al.*, 2014; GHASSEMI-ARMAKI *et al.*, 2014).

Uma ampla gama de propriedades mecânicas pode ser adaptada nos aços DP por meio do controle de fatores como fração volumétrica de martensita, teor médio de carbono e sua distribuição na martensita, ductilidade, distribuição de martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de elementos de liga (ZHANG *et al.*, 2016).

Fonstein (2015) em sua pesquisa comparando os aços HSLA (High-Strength Low-Alloy), os aços DP contêm mais de 1% de elementos de liga. Sua composição química varia, mas os principais elementos de liga incluem carbono, manganês e silício. Outros elementos, como alumínio, nitrogênio, fósforo e enxofre, também podem estar presentes em quantidades menores. O aço Dual Phase no geral possui adições de Mn e Si. A figura 2 apresenta 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.

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.

Figura 2: Microestrutura de um aço DP.



Fonte: Fonstein, et. al., 2015.

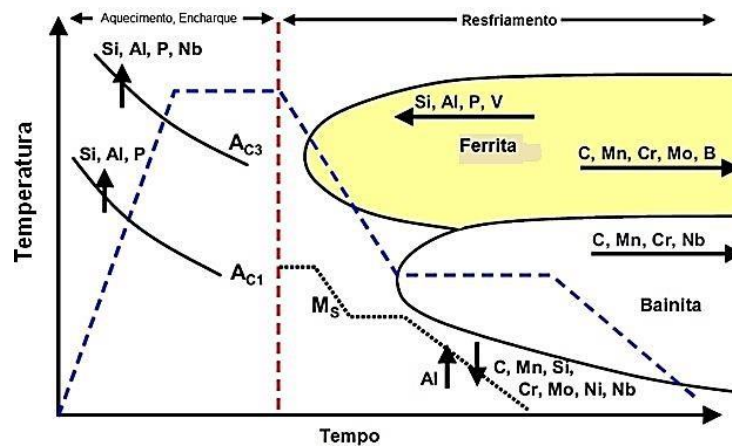
2.3 ELEMENTOS DE LIGA DOS AÇOS DP'S

Nos aços DP's para adquirir microestruturas visando propriedades mecânicas ótimas, são inseridos elementos de liga, tais elementos fazem controle da fração volumétrica de martensita, que se forma após o tratamento térmico de têmpera e aumentar a resistência do aço por meio de mecanismos de endurecimento por solução sólida e precipitação. A figura 3 apresenta o diagrama do efeito da inserção de elementos de liga sobre a cinética das transformações de fases para os aços avançados de alta resistência. Verifica-se que os elementos de liga podem acelerar ou retardar as reações de transformação e, desta forma, influenciam na microestrutura final do material (ALLAM, 2015).

Em termos de composição química, os aços bifásicos contêm um teor de carbono na faixa de 0,06-0,15% em peso (TASAN et al., 2015). Este elemento tem a função de endurecer a martensita e estabilizar a austenita, retardando a transformação da ferrita e bainita, que permite taxas mais lentas de resfriamento para a obtenção de martensita, como pode ser interpretado pela análise da figura 3.

Além disso, um baixo teor de carbono melhora significativamente a soldabilidade e tenacidade do material (SHI et al., 2014).

Figura 3: Desenho esquemático do efeito dos elementos de liga na temperatura e cinética da transformação de fases dos AHSS



Fonte: Adaptado de Allam (2015)

Os teores típicos de manganês empregados nos aços bifásicos variam de 1,5 a 3% em peso. É empregado para retardar o início da transformação da austenita e, destaforma, permitir o emprego de velocidades de resfriamento mais lentas durante o tratamento de têmpera. A difusão do manganês é substancialmente mais lenta na austenita do que na ferrita (KUANG et al., 2008). Portanto, se durante o recozimento intercítico o tempo de encharque for curto, pode ocorrer uma concentração de manganês nos contornos de grão da austenita, que aumenta o endurecimento local após o tratamento térmico, conforme figura 4.

Figura 4: Região enriquecida de manganês dentro de uma partícula de martensita



Fonte: Adaptado de Kuang et al. (2008)

A utilização de elementos microligantes como vanádio, nióbio e titânio têm por finalidade favorecer o mecanismo de endurecimento por precipitação e promover o refinamento de grão da microestrutura. Para aumentar a temperabilidade, podem ser adicionados cromo e molibdênio ao aço.

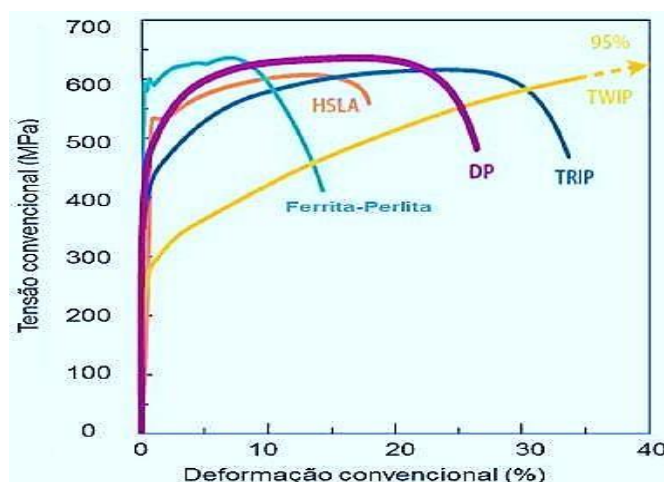
Esses elementos também diminuem a temperatura de transformação da bainita, limitando assim a sua formação.

2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS DP'S

O desempenho mecânico é o principal fator que impulsiona o desenvolvimento dos aços bifásicos, uma vez que estes materiais apresentam boas características de resistência mecânica, conformabilidade, escoamento contínuo (ausência das bandas de Lüders), elevada taxa inicial de encruamento e ductilidade (WANG *et al.*, 2013). São essas características mecânicas que permitem que os aços bifásicos sejam cada vez mais utilizados pela indústria automobilística para atender as demandas de redução de peso e alta resistência à colisão.

Tasan *et al.* (2015), estabeleceram uma comparação das propriedades à tração entre os aços bifásicos com os aços ferrítico-perlítico, high-strength low-alloy (HSLA), TRIP e TWIP, conforme Figura 5. Em relação aos outros aços analisados, os aços bifásicos demonstraram um comportamento único em virtude de sua microestrutura ser composta por uma matriz macia de ferrita e partículas de martensita com alta dureza. Embora as classes de aços avançados de alta resistência (AHSS), mais recentes, exibam maior ductilidade, os aços TRIP e TWIP, por enquanto, tem sua utilização limitada na indústria automotiva por fatores como: segregação de manganês, alto custo da liga e a baixa soldabilidade.

Figura 5: Comparação das curvas Tensão versus Deformação entre os aços bifásicos, ferrítico- perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP



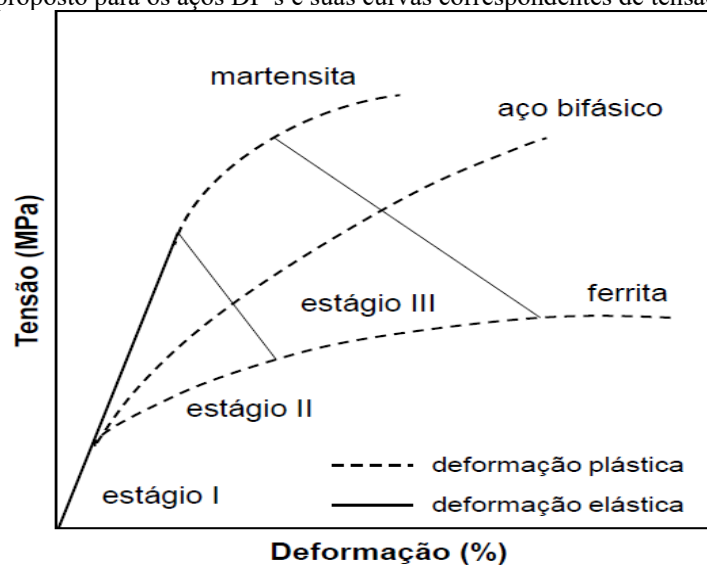
Fonte: Adaptado de Tasan, et al. (2015)

2.5 DEFORMAÇÃO NOS AÇOS DP'S

Em relação à deformação, Fonstein (2015), concluiu que o comportamento dos aços bifásicos é análogo às ligas heterogêneas que contém fases com propriedades mecânicas substancialmente diferentes e, portanto, podem ser considerados materiais compostos. Sendo assim, suas propriedades mecânicas são determinadas pelas propriedades individuais das fases e seus parâmetros estereológicos.

A Figura 6 representa um diagrama modelo de deformação proposto para os aços DP's, que considera o comportamento individual das fases em relação à deformação. De acordo com Han *et al.*, (2011), a curva tensão versus deformação pode ser dividida em três estágios distintos. O estágio I corresponde à região na qual ferrita e martensita se deformam elasticamente. No estágio II a ferrita começa a sofrer deformação plástica enquanto a martensita continua se deformando elasticamente. No estágio III as duas fases se deformam plasticamente.

Figura 6: Modelo proposto para os aços DP's e suas curvas correspondentes de tensão versus deformação.



Fonte: Adaptado de Han et al. (2011)

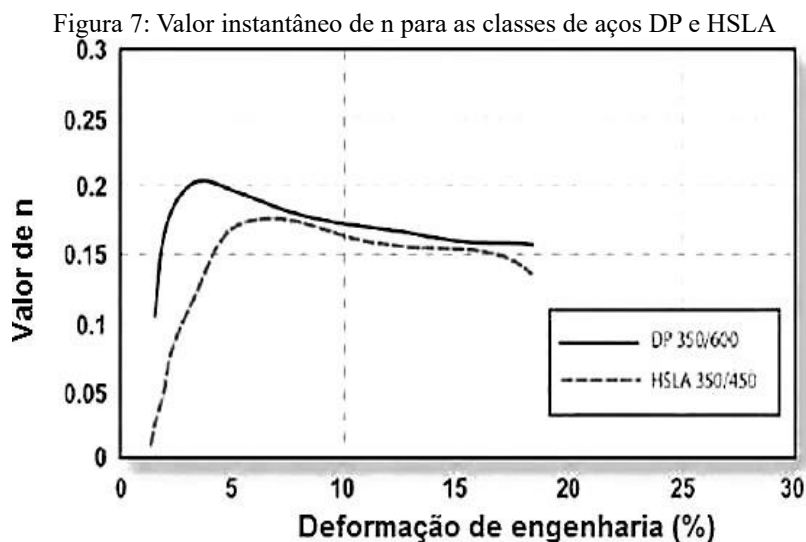
Inicialmente, os aços DP's se deformam elasticamente até o princípio do escoamento contínuo e das altas taxas de encruamento, que determina o início da deformação plástica. Com o prosseguimento da deformação plástica, a taxa de encruamento diminui até alcançar o limite de resistência que determina o início da instabilidade plástica e, conseqüentemente, a ruptura do material.

2.6 EXPOENTE DE ENCRUAMENTO

O expoente de encruamento (n) é definido como a taxa de aumento da resistência com a deformação plástica. Altos valores de n estão associados à boa conformabilidade dos metais, uma vez que há uma distribuição mais uniforme das deformações durante o processo de conformação, evitando a instabilidade plástica e a ruptura. A principal diferença entre os aços bifásicos (DP) e os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) é que os primeiros apresentam altos valores de expoente de encruamento e, portanto, são utilizados na fabricação de peças com geometria mais complexa para a indústria automobilística (DEMERI, 2013).

Os aços convencionais apresentam um valor constante para o expoente de encruamento à medida que aumentam as deformações. Dessa forma, os valores de n eram obtidos na faixa de deformação de 10 a 20%. Atualmente, algumas classes dos aços avançados de alta resistência (AHSS)

exibem um expoente de encruamento que varia com a deformação. A Figura 7 exibe a comparação do comportamento do valor de n entre um aço HSLA 350/450 e um aço DP 350/600. Constata-se que os aços bifásicos exibem um alto valor de n para pequenas deformações. A partir de deformações da ordem de 7 a 8%, os valores para o expoente de encruamento entre os aços bifásicos e os aços HSLA se aproximam.



Fonte: Adaptado de Demeri (2013)

O rápido encruamento dos aços bifásicos pode ser atribuído a três fatores:

A tensão residual gerada durante o tratamento térmico de têmpera é aliviada pela deformação plástica;

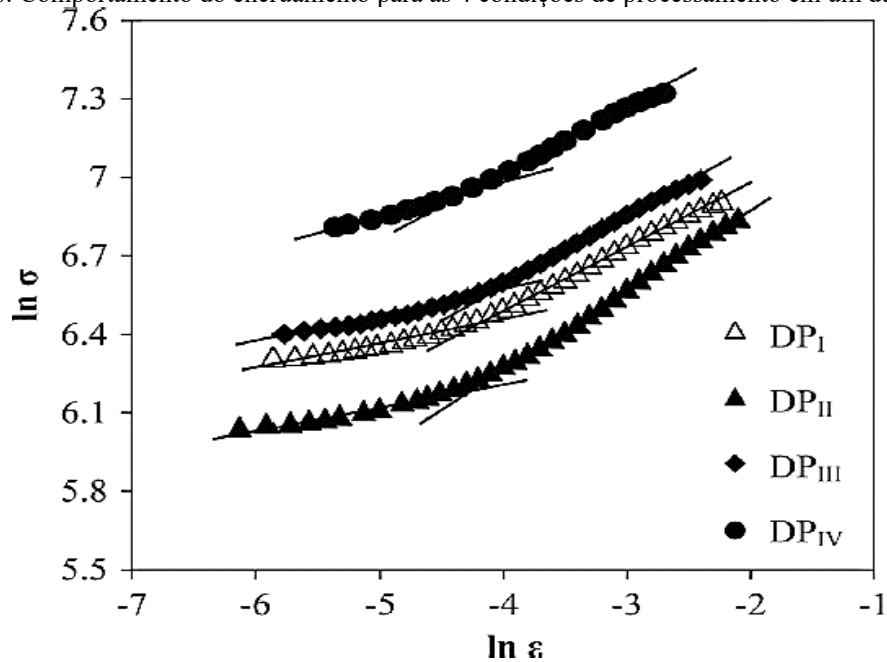
O aumento da densidade de discordâncias na matriz ferrítica;

A incompatibilidade plástica entre as fases de ferrita e martensita provocam tensões de compressão na ferrita, e estas tensões restringem o deslocamento das discordâncias;

Na Figura 8, são mostrados os estágios de encruamento para um aço com composição química de 0,17% C, 0,4% Si, 1,15% Mn e 0,95% Cr, com diferentes processamentos termomecânicos analisados por (MAZAHERI *et al.*, 2014).

Na condição DPI, o aço foi, inicialmente, aquecido a uma temperatura de 600°C por 20 minutos e resfriado em água. Em seguida, foi recozido à temperatura de 770°C por um período de 8 minutos e resfriado em água. Para as outras três condições não foi aplicado o aquecimento de 600°C por 20 minutos. As condições de recozimento intercrítico utilizadas para essas amostras foram: 770°C por um período de 8 minutos (DPII); 770°C por 10 minutos (DPIII) e 790°C por 8 minutos (DPIV). Para todas as condições, após o recozimento foi efetuado o resfriamento em água.

Figura 8: Comportamento do encruamento para as 4 condições de processamento em um dual phase



Fonte: Adaptado de Mazaheri et al. (2014)

De acordo com o autor, a presença de diferentes estágios de encruamento nos aços bifásicos está relacionada aos diferentes mecanismos de ativação que ocorrem para diferentes intensidades de deformação. No primeiro estágio, com menor inclinação, a matriz ferrítica se deforma plasticamente enquanto a martensita se mantém no regime elástico. No segundo estágio, com maior inclinação, as duas fases se deformam plasticamente.

2.7 O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

A soldagem GMAW (Gás Metal Arc Welding), também conhecido como MIG/MAG - MIG/MAG (MIG – Metal Inert Gas) e (MAG – Metal Active Gas), é um processo de soldagem utilizando um arco elétrico entre o arame-eletrodo de alimentação contínua e a poça de fusão. De acordo com American Welding Society – AWS (1991) o processo GMAW utiliza uma proteção externa de gás sem a aplicação de pressão.

O processo de soldagem funciona com corrente contínua (CC), de forma geral utiliza o arame no polo positivo (polaridade reversa). No GMAW são comumente empregadas correntes de soldagem de 50 A até 600 A, e tensões de soldagem de 15 V até 32 V (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

Segundo Costa (2014), por ser um processo que apresenta baixos valores de corrente durante a fase de arco aberto, e baixos valores de tensão, o calor transferido para a peça é reduzido, fazendo com que o processo GMAW seja indicado para aplicações que tem como requisitos peças de pequena espessura, distorção mínima da peça, soldagem de juntas tubulares e de aços inoxidáveis, ou seja, em operações que necessitem baixo aporte de calor.

No que se refere a polaridade direta (arame no polo negativo) e alternada, estas são menos utilizadas, pois, demandam fontes e técnicas específicas. Segue Figura 9, com a ilustração do circuito de soldagem GMAW:



Fonte: Adaptado de Lincoln Electric (2015a)

No processo de soldagem MIG/MAG pode-se unir diferentes tipos de metais, em diferentes posições de soldagem, de formas semiautomática, ou mecanizada/robotizada/automatizada. A Norma da API 1104 (2010), conceitua a soldagem mecanizada, como sendo um processo em que os parâmetros e a orientação da tocha são controlados eletronicamente ou mecanicamente, mas podem ser variados manualmente durante a soldagem para manter as condições especificadas de soldagem.

No que se refere a soldagem semiautomática, ainda de acordo com API 1104 (2010), o equipamento controla apenas a alimentação do material e o avanço de soldagem é controlada manualmente. Já com a soldagem automática, o equipamento é responsável pela execução de todas as operações sem manejo manual do arco e velocidade de soldagem, ou seja, sem qualquer interferência do operador, não dependendo da sua habilidade manual.

Scotti & Ponomarev (2008), reportam que com relação ao uso de uma proteção externa de gás, o fluxo adequado para praticamente todas as condições de soldagem é de 10 a 16 l/min, e que valores acima destes normalmente são ineficientes. Já no que se refere a condutividade térmica do gás de proteção, à temperatura do arco (plasma) influencia a tensão do mesmo, da mesma forma que influencia a energia térmica transferida à poça, assim, quanto maior a condutividade térmica do gás, maior será a tensão de soldagem aportada para sustentar o arco, e com isso, maior será a energia térmica. (FORTES, 2005).

Além de gases de proteção puros, misturas também são comumente utilizadas. Adições de argônio ao dióxido de carbono diminuem os níveis de respingo normalmente experimentados com o dióxido de carbono puro. A mistura Argônio + 21-25% CO₂ (C25) é universalmente conhecida como o gás usado na soldagem GMAW com transferência por curto-circuito. Essa mistura funciona bem em

aplicações de altas correntes em materiais espessos, e pode alcançar boa estabilidade do arco, controle da poça de fusão e aparência do cordão, bem como alta produtividade (FORTES, 2005).

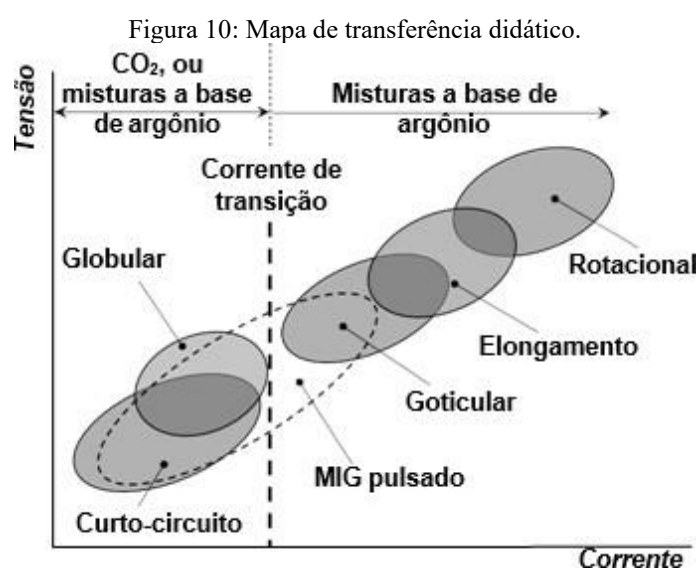
2.8 MODOS DE TRANSFERÊNCIAS METÁLICAS

Um dos principais fatores que influencia a obtenção de uma solda de boa qualidade é a forma como o material é transferido desde o eletrodo (material de adição) até a poça de solda, ou seja, o modo da transferência metálica (VILARINHO, 2007).

Os modos de transferência metálica podem ser observados nos diferentes processos de soldagem, sendo associados a diversos fatores, tais como parâmetros elétricos (tensão, tipo e polaridade da corrente), materiais, gases, distância bico de contato peça (DBCP), características específicas da fonte de potência, etc. (VILARINHO, 2007).

Scotti & Ponomarev (2008), subdividem os modos em dois tipos fundamentais de transferência metálica no processo GMAW, o modo natural e o controlado. No modo de transferência natural, a transferência metálica varia “naturalmente” dentro de uma faixa de corrente e níveis de tensão de arco. Já na transferência controlada, a fonte de soldagem é utilizada para obter formatos de onda de corrente, de forma que a transferência “obedeça” a esta variação controlada dos parâmetros elétricos (VILARINHO, 2007).

O modo natural é classificado em duas classes de transferência, sendo por curto-circuito e por voo livre (globular, goticular e explosiva). De uma forma mais didática, é possível compilar estes modos de transferência em um gráfico denominado de mapa de transferência, conforme ilustra a Figura 10.



De encontro aos avanços tecnológicos das fontes de soldagem e de sistemas de controle, o IIW (International Institute of Welding) vem propondo atualizações na classificação dos modos de

transferência transferências metálicas. A Figura 10 representa os modos de transferência conforme a classificação do IIV para a transferência por curto-circuito com aumento da corrente, à medida que se caminha dos modos A para E.

Na transferência por curto-circuito, há o contato da gota com a poça antes de seu destacamento. A principal limitação da transferência por curto-circuito é a geração de respingos durante o rompimento da ponte líquida entre o eletrodo e a poça pelo Efeito Pinch, que diminui a capacidade de produção, seja devido à perda de material de adição ou à necessidade de gasto de recursos para sua retirada (SOUZA, 2011). Uma boa estabilidade é obtida quando utilizado gases com CO₂ (menor custo e maior aporte térmico) ou misturas Ar+CO₂ (menor nível de respingo) (VILARINHO, 2007).

Esse modo de transferência por curto-circuito é particularmente útil na união de materiais de pequena espessura em qualquer posição, materiais de grande espessura nas posições vertical e sobrecabeça, e no enchimento de largas aberturas. Na soldagem com transferência por curto-circuito são utilizados arames de diâmetro na faixa de 0,8 mm a 1,2 mm, e aplicados pequenos comprimentos de arco (baixas tensões) e baixas correntes de soldagem (FORTES, 2005).

Na transferência por voo livre (globular, goticular e explosiva), a gota se destaca antes de tocar a poça, no qual, pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão (FORTES, 2005).

A transferência globular ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade (FORTES, 2005). É caracterizada pelo uso de baixas correntes, mas com uma maior tensão de arco e com frequência de transferência menor que 100 Hz (baixa e irregular). As soldagens são limitadas à posição plana, com grande instabilidade de arco, limitando seriamente o uso deste modo de transferência (VILARINHO, 2007).

A transferência goticular ocorre quando se aumenta a corrente acima de um nível denominado de corrente de transição, procurando-se manter o mesmo comprimento do arco. Haverá a mudança do modo de formação da gota numa pequena faixa de corrente (corrente de transição), passando de grandes gotas em baixa frequência (globular) para pequenas gotas em alta frequência (goticular), normalmente acima de 200 Hz (VILARINHO, 2007). Destaca-se que o valor da corrente de transição é função do material, diâmetro e comprimento do eletrodo, assim como do gás de proteção e DBCP (VILARINHO, 2007).

3 METODOLOGIA

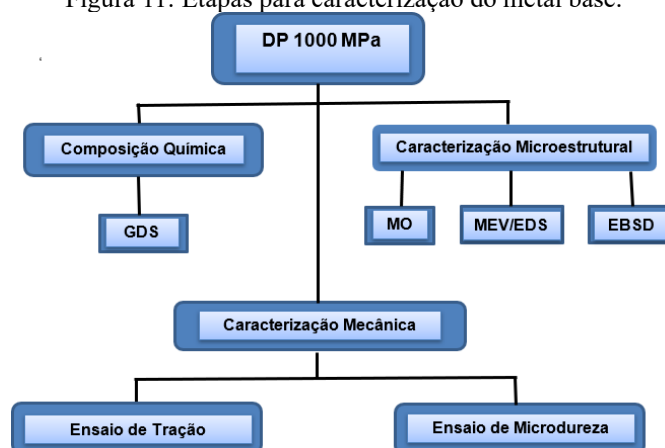
Este estudo teve como propósito avaliar investigar às mudanças microestruturais e mecânicas de juntas soldadas de aço micro ligado Dual-Phase (DP1000), utilizando o processo de soldagem GMAW por curto-circuito, garantindo que às juntas soldadas apresentassem características

microestruturais e mecânicas adequadas para aplicações na indústria automobilística. Para alcançar esse objetivo, adotou-se uma metodologia que incluiu diversas etapas.

Inicialmente, foram realizados ensaios experimentais para caracterização do metal base, visando compreender suas propriedades mecânicas e microestruturais. Em seguida, foram selecionados os melhores parâmetros para os cordões de solda, levando em consideração aspectos como velocidade de soldagem e tensão aplicada. Com base nesses parâmetros, foram confeccionados os cordões de solda definitivos.

Após a confecção dos cordões de solda, estes foram submetidos a ensaios de qualificação, a fim de verificar sua conformidade com as especificações técnicas requeridas. Por fim, foram realizadas avaliações das propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas, utilizando técnicas analíticas adequadas. A figura 11 apresenta às etapas de caracterização do aço, empregadas para o desenvolvimento da pesquisa, tais etapas foram realizadas pela necessidade de maiores informações do metal base, por se tratar de um aço desenvolvido recentemente, e na figura 12, apresenta-se às etapas dos experimentos para análise dos cordões de solda pós soldagem:

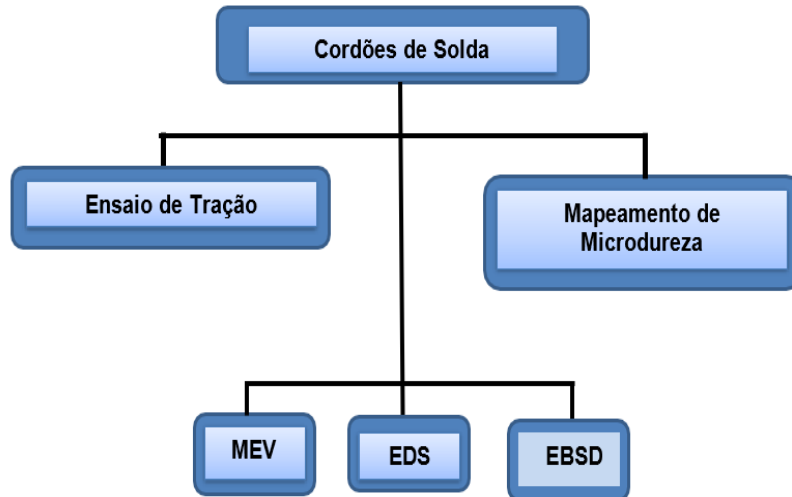
Figura 11: Etapas para caracterização do metal base.



Fonte: Autora (2024).

Após a etapa de caracterização do metal base, procedeu-se uma segunda etapa visando a parametrização do procedimento de soldagem, onde utilizou-se como metal base o aço carbono 16, espessura da chapa de 1,50 mm, o parâmetro velocidade de soldagem (V_s) foi o fator preponderante para a escolha requisitos de soldagem, pois, buscou-se uma maior produtividade no processo, assim, como o resultado da caracterização macroscópica para verificação de defeitos e possíveis pontos de melhoria na parametrização.

Figura 12: Etapas para caracterização dos Cordões de Solda.



Fonte: Autora (2024).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL BASE

A composição química do aço Dual Phase 1000 Mpa de resistência, realizada por Espectrômetro de Descarga e Brilho – GDS, está descrita nas tabela 1, por percentual em peso dos elementos químicos que os compõem.

Verificou-se na análise GDS que o resultado obtido está de acordo com o estabelecido para um aço microligado Dual Phase com resistência da classe de 1000 MPa, pelo catálogo do fabricante do AHSS.

Tabela 1. Composição química do aço DP 1000MPa (porcentagem em peso)

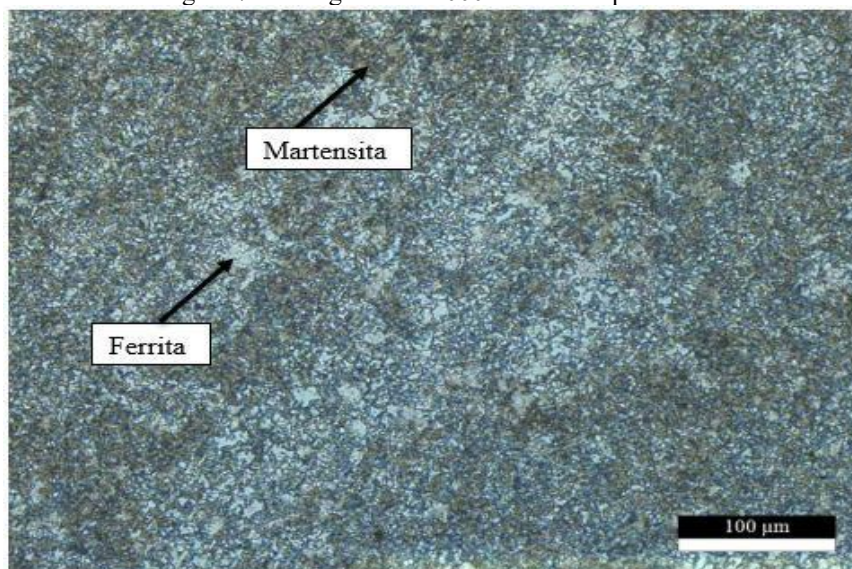
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,172	0,469	2,170	0,021	0,002	0,037	0,024	0,004	0,006	0,001

Fonte: Autora (2024)

4.2 MICROSCOPIA ÓPTICA DO METAL BASE

Nas análises por microscopia óptica dos aços DP 1000, verificaram-se a presença de duas fases predominantes, fases martensita (áreas escuras) e ferrita (áreas claras), seguem figura 7, estas vão de encontro ao apresentado na literatura, que no geral, define os aços DP como compostos por uma matriz ferrítica com a presença de ilhas de martensita (BLECK; PHIU-ON, 2009).

Figura 7: Micrografia DP1000 – Microscópio Ótico



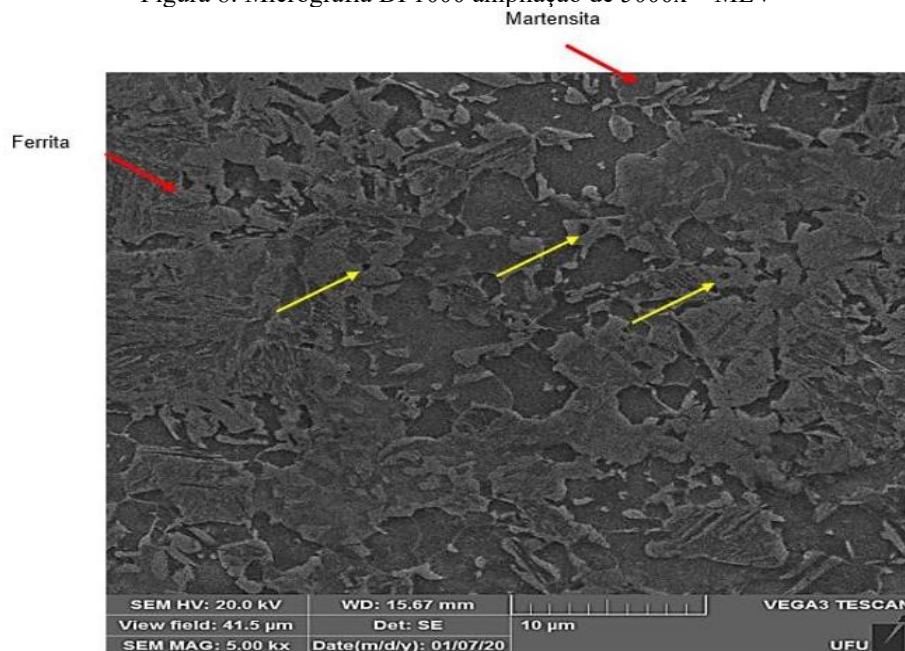
Fonte: Autora (2024)

4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA E ESPECTROSCOPIA POR ENERGIA DISPERSIVA – MEV/EDS DO METAL BASE

Observou-se nas micrografias de MEV um detalhe mais fino na distribuição da martensita na matriz ferrítica, conforme figura 8. A martensita apresentou uma distribuição não somente limitada aos contornos dos grãos ferríticos, verificando-se com isso que, além dos contornos de grãos, havia sítios de nucleação e crescimento da austenita prévia transformada em martensita no resfriamento. As interfaces partícula-matriz são um destes sítios de nucleação preferencial, como podemos evidenciar para partículas visíveis (FONSTEIN, 2015).

A martensita apresentou uma distribuição não somente limitada aos contornos dos grãos ferríticos, como apresentado na figura 8, alguns grãos ferríticos apresentaram “ilhas” de martensita no seu interior de tamanhos e com diferenciadas morfologias. Verificou-se com isso que, além dos contornos de grãos, havia sítios de nucleação e crescimento da austenita prévia transformada em martensita no resfriamento. As interfaces partícula-matriz são um destes sítios de nucleação preferencial, como podemos evidenciar para partículas visíveis (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004). Essas partículas visíveis também podem ser observadas nas figuras 8, representada por setas amarelas.

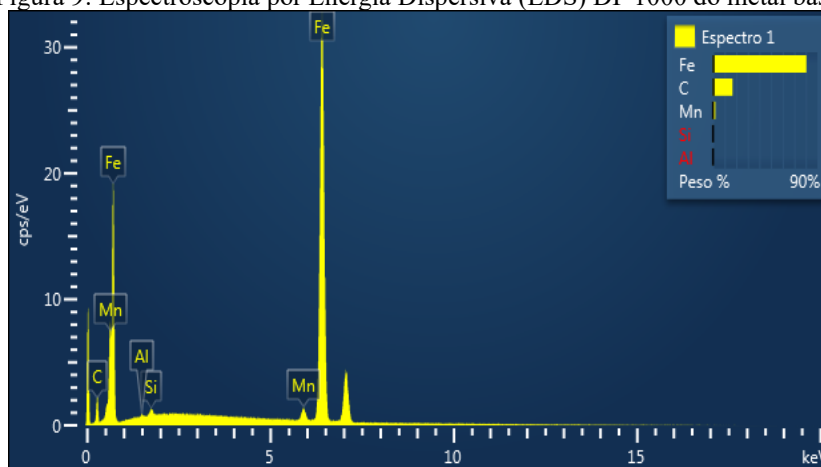
Figura 8: Micrografia DP1000 ampliação de 5000x – MEV



Fonte: Autora (2024)

As análises de EDS das amostras de DP1000 demonstraram que seus resultados corroboraram com os resultados de GDS, conforme figura 9:

Figura 9: Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) DP 1000 do metal base.

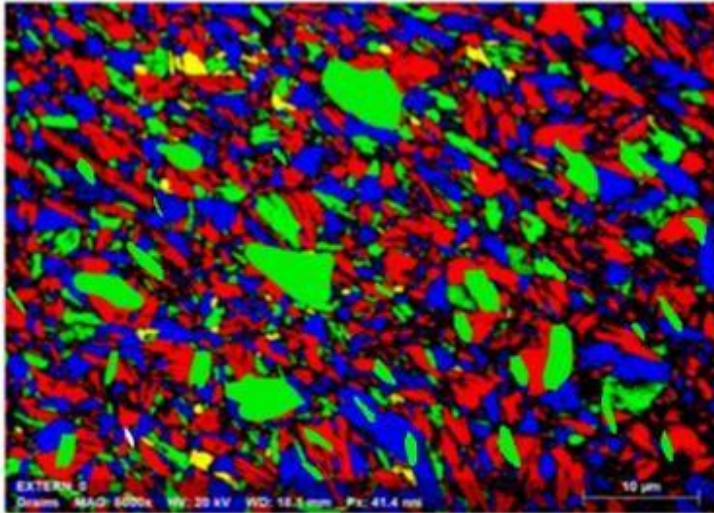





Fonte: Autora (2024)

4.4 DIFRAÇÃO POR ELÉTRONS RETROESPALHADOS – EBSD DO METAL BASE

Os resultados das análises de EBSD corroboram com os resultados de GDS, M.O, MEV e EDS, haja vista que apresentam, conforme figura 10, a diferença apresentada pelas análises de EBSD é detecção da presença da microestrutura austenita, que não foi possível sua apresentação nas análises de M.O e MEV, isso pode ser justificado pelo equipamento ser mais preciso na detecção de estruturas cristalinas. A austenita é uma solução sólida de carbono em ferro gama, somente é estável as temperaturas superiores a 723 °C, desdobrando-se por reação eutetóide, a temperaturas inferiores, em ferrita e cementita (CALLISTER & RETHWISCH. 2018).

Figura 10: EBSD DP1000



Phase Name	Raw	Norm
 Austenite	5,32%	9,18%
 Ferrite	58,37	83,9%
 Martensite	6,81%	7,4%

Fonte: Autora (2024)

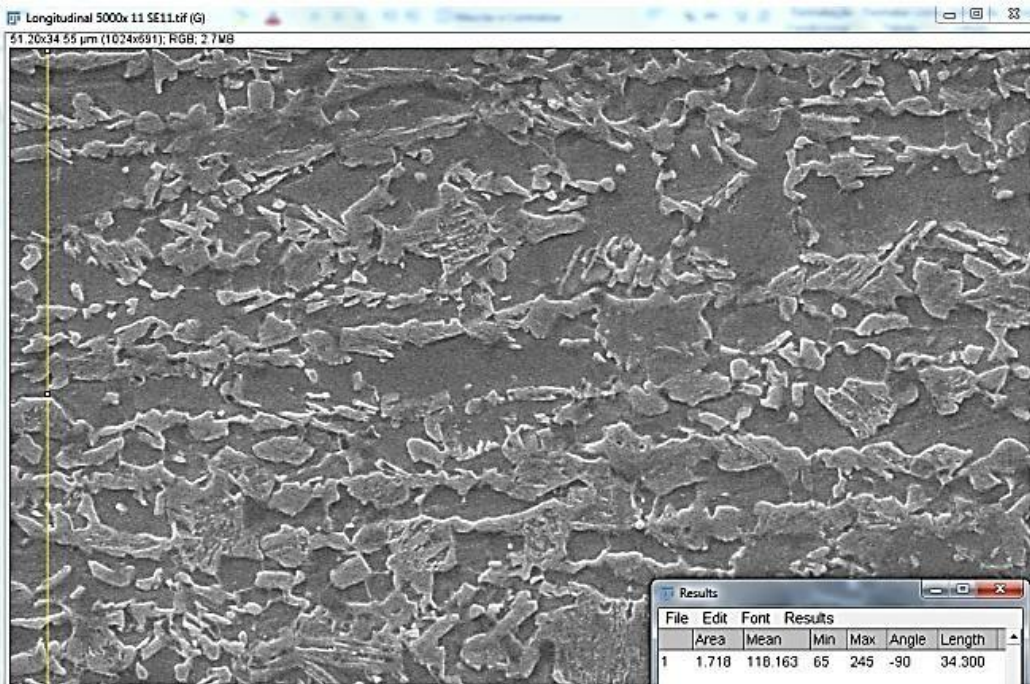
4.5 ESTIMATIVA DO TAMANHO DO GRÃO FERRÍTICO

A estimativa do tamanho de grão ferrítico foi realizada de acordo com o método intercepto descrito na norma ASTM E112-13, segue equação 1:

$$\text{T.G. ferrítico} = ((\text{comp. da linha teste}) \times (\% \text{ de ferrita})) / (\text{n}^\circ \text{ de grãos}) \quad (\text{Eq. 1})$$

Utilizando-se o programa gratuito ImageJ, traçou-se uma linha teste na direção horizontal e definido seu comprimento. Na determinação do tamanho do grão ferrítico, realizou-se a contagem do número de grãos ferríticos interceptados por esta linha. Segue figura 11. Repetiu-se o processo por vinte vezes com o deslocamento da linha teste de tamanho constante por vinte regiões da imagem. Ao final do dessa etapa, o mesmo procedimento realizado agora criando-se uma linha teste na direção vertical.

Figura 11: Determinação do tamanho de grão ferrítico em uma amostra de aço DP1000 foto MEV ampliação de 5000x.



Fonte: Autora (2022)

Na tabela 2, apresentam-se as estimativas dos tamanhos de grão ferrítico para as três direções estudadas: longitudinal, transversal e face.

Tabela 2. Estimativa do tamanho do grão ferrítico

Direção	Média (µm)
Longitudinal	1,78
Transversal	1,36
Face	1,56

Fonte: Autora (2024)

Os grãos ferríticos não são equiaxiais, assim, seu o tamanho médio é determinado pela raiz cúbica do produto do tamanho médio em cada direção, conforme equação 2, para os dados da tabela 2, o tamanho médio do grão de ferrita foi de 1,56 µm.

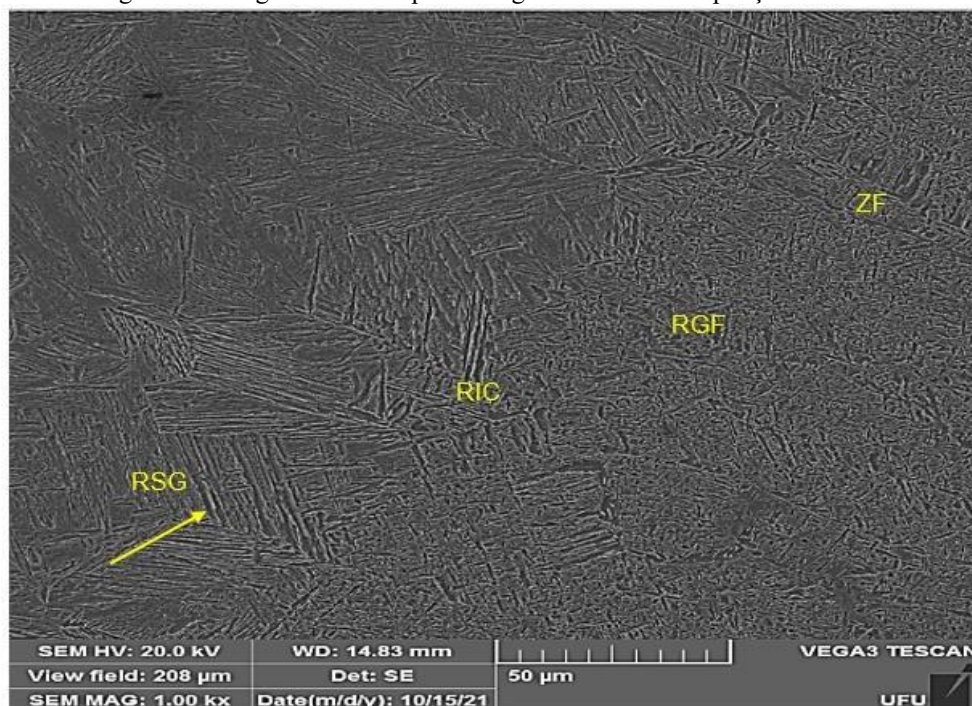
$$\bar{l} = (\bar{l}_l \times \bar{l}_t \times \bar{l}_f)^{1/3} \text{ (Eq. 2)}$$

4.6 ENSAIOS DE MEV PÓS SOLDAGEM

As análises de MEV para a realização da identificação das microestruturas foi lançado mão do Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals, elaborado pela IIW. A figura 12 apresenta a seção transversal da junta soldada do aço DP1000, uma visão global da região mapeada no MEV, onde é possível percebeu-se a predominância de ferrita proeutetóide de segunda

fase alinhada na ZF (zona fundida), e na posição inicial da ZAC (RGF – região de grãos finos). Já na zona RIC, percebeu-se a presença de ferrita proeutetóide de contorno de grão, assim como a presença de martensita. Na região RSG a predominância foi da microestrutura ferrita proeutetóide de contorno de grão, identificou-se também a presença em menor quantidade de ferrita acicular e martensita (seta amarela).

Figura 12: Imagem de MEV pós soldagem DP 1000 - ampliação de 1000x



Fonte: Autora (2024)

5 CONCLUSÃO

Considerando os objetivos delineados neste estudo, a análise do processo GMAW no aço DP1000 revelou as seguintes conclusões:

A caracterização inicial dos materiais revelou uma matriz ferrítica com ilhas de martensita, além de um tamanho médio de grão ferrítico de 1,56 µm e uma dureza média de 313 HV. As análises microestruturais por M.O, MEV e EBSD confirmaram a presença de ferrita, martensita e, em alguns casos, austenita no metal base. Os resultados foram consistentes com os requisitos do fabricante do aço DP1000.

A composição química experimental foi utilizada para realização de cálculos termodinâmicos teóricos de equilíbrio de fases e do carbono equivalente. Assim, foi possível determinar a temperatura de fusão que para o aço DP 1000 foi de 1512,31°C, a temperatura de austenitização (A1) de 928,81°C, e o carbono equivalente de 0,54, demonstrando que o Aço DP1000 possui boa soldabilidade segundo IIW.



A zona fundida (ZF) apresentou variações na dureza, com alguns pontos próximos à zona termicamente afetada (ZTA) mostrando valores semelhantes. Esse fenômeno pode ser atribuído ao processo de descarbonetação e à presença de elementos de liga no aço. As análises microestruturais por MEV dos cordões de solda revelaram a presença de ferrita proeutetóide, martensita e austenita retida.

Essas conclusões ressaltam a viabilidade da soldagem dos aços DP1000 utilizando o processo GMAW por curto-circuito convencional, destacando que tanto as propriedades microestruturais como as mecânicas sofreram modificações, porém, estas não afetaram suas características primordiais para utilização na indústria automobilística.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao CNPq pelo fomento da pesquisa; à Universidade Federal de Uberlândia – UFU pela oportunidade de crescimento profissional e intelectual; à Usiminas por ter cedido o material a ser estudado e viabilizado diversos experimentos; a meu orientador Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho por seu apoio; e a meu coorientador Prof. Dr. Ayrton de Sá Brandim por sempre ter acreditado no meu potencial.



REFERÊNCIAS

Allam, T.M.A. Direct hot rolled dual phase weathering steel. 2015. 186f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Técnica da Renânia do Norte - Vestfália, Aachen, 2015

Angeli, J., Füredér, I., & Kneiss, G. (2006). Microstructural and mechanical properties of TRIP and DP steels. *Materials Science and Engineering: A*, 441(1-2), 1-17.

American Meteorological Society. (2018). *State of the Climate in 2017*.

American Petroleum Institute (API). API 1104, 2010.

Bleck, W. (2004). "Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels." *Steel Research International*, 75(10), 704-710.

Bleck, W.; Phou-on, K. Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture. In: Haldar, A. et al. *Microstructure and texture in steels and other materials*. London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163.

Callister, William; Rethwisch, David. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.

Calcagnotto, M., Ponge, D., Raabe, D., & Schreyer, A. (2011). "Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in dual-phase steel." *Acta Materialia*, 59(2), 658-670.

Chatterjee, S., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2006). "TRIP-assisted steels: cracking of retained austenite." *Materials Science and Technology*, 22(6), 641-644.

Costa, Thompson Ferreira. *Avaliação de Critérios de Estabilidade do Processo MIG/MAG Curto-circuito na Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Duplex*. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, 2014.

Demeri, Meyar Y. *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*. 2013. Forte, Carlos. Apostila de Soldagem MIG/MAG – ESAB.

Fonstein, N. (2015). "Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties." Springer.

Ghassemi-Armaki, H., Zarei-Hanzaki, A., & Abedi, H. R. (2014). "On the contribution of the microstructure to the work hardening behavior of a ferrite–martensite dual phase steel." *Materials Science and Engineering: A*, 589, 130-136.

Gorni, A. A., et al. (2008). Developments in AHSS for Automotive Applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(3), 395-402.

Han, Qiao-Hong.; Kang, Yu-Lin.; Zhao, Xiao-Ming.; LU, Chang.; Gao, Lin-Feng. Microstructure and Properties of Mo Microalloyed Cold Rolled DP1000 Steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. Beijing, v.18, n.5, p. 52-58, 2011.

Humphreys, F.J.; Hatherly, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2. ed. Oxford: Pergamon, 2004.

Kou, S. (2020). "Welding Metallurgy." Wiley.



Instituto de Energia e Meio Ambiente. (2015). Emissões de Gases de Efeito Estufa no Brasil. Intergovernmental Panel on Climate Change. (2018). Global Warming of 1.5°C.

Keeler, S. P., Kimchi, M., & Mooney, P. (2017). "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines." WorldAutoSteel.

Kuang, S.; Kang, Y. L.; YU, H.; LIU, R. D. Simulation of intercritical austenization of a C-Mn cold rolled dual phase steel. Materials Science Forum. Aedermannsdorf, v. 575, p. 1062-1069, 2008.

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

Kuziak, R., Kawalla, R., & Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 8(2), 103-117.

Poggio, G. M., et al. (2005). Welding Parameters Optimization for Dual Phase Steels. Welding Journal, 84(4), 85-93.

Rodrigues, J. V. (2012). Welding Process Optimization in Automotive Industry. Journal of Manufacturing Processes, 14(2), 194-203.

Samek, J., & Krizan, D. (2012). Mechanical Properties of Advanced High Strength Steels (AHSS). Materials and Manufacturing Processes, 27(8), 835-840.

Seyedrezai, H.; Pilkey, A. K.; Boyd, J. D. Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. Materials and Science Engineering A. Lausanne, v. 594, p. 178-188, 2014.

Shaw, J. J., & Zuidema, J. (2001). Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. SAE Technical Paper Series, 2001-01-3035. Shome, M., & Tumulutu, V. (2015). Welding Challenges in High Strength Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 24(10), 3797-3804.

Shi, L.; Yan, Z.; Liu, Y.; Zhang, C.; Qiao, Z.; Ning, B.; Li, H. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual phase steel through intercritical heat treatment. Materials Science & Engineering A. Lausanne, v. 590, p. 7-15, 2014.

Shome, M., & Tumulutu, V. (2015). Welding Challenges in High Strength Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(10), 3797-3804.

Souza, Daniel; Rossi, Marcelo Lemos; Keochequerians, Flávio; NASCIMENTO, Vinícios Castanheira; VILARINHO, Louriel Oliveira; SCOTTI, Américo. Influência da Regulagem de Parâmetros de Soldagem sobre a Estabilidade do Processo MIG/MAG Operando em Curto-circuito.

Vilarinho, Louriel Oliveira. Modos Fundamentais de Transferência Metálica: Naturais e Controlados. Revista da Soldagem. 2007.

Tamarelli, C. M. (2017). Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. WorldAutoSteel.

Tasan, C. C., Diehl, M., Yan, D., Bechtold, M., Roters, F., & Raabe, D. (2015). "An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design." Annual Review of Materials Research, 45, 391-431.



Wang, Wei.; Li, Ming.; He, Cheng.; Wei, Xin.; Wang, Di.; Dub, Hong. Experimental Study on High Strainrate Behavior of High Strength 600–1000 MPa Dual Phase Steels and 1200 MPa Fully Martensitic Steels. *Materials & Design. Surrey*, v. 47, p. 510-521, 2013.

WorldAutoSteel. (2017). *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*.

Zhang, P., Liu, J., & Li, Y. (2016). "Effect of martensite morphology on the mechanical properties of ferrite–martensite dual-phase steels." *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(6), 2548-2556.