

RODRIGO YUJI PASQUALINI MACHIDA

Caracterização metalográfica em juntas dos aços DP e TRIP soldados em LBW

Rodrigo Yuji Pasqualini Machida

Caracterização metalográfica em juntas dos aços DP e TRIP soldados em LBW

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Francisco Henrique Cappi de Freitas

M149c	<p>Machida, Rodrigo Yuji Pasqualini</p> <p>Caracterização metalográfica em juntas dos aços DP e TRIP soldados em LBW / Rodrigo Yuji Pasqualini Machida – Guaratinguetá, 2021. 46 f. : il. Bibliografia: f. 43-45</p> <p>Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2021. Orientador: Prof. Me. Francisco Henrique Cappi de Freitas</p> <p>1. Aço - metalografia. 2. Soldagem. 3. Microestrutura. I. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU 669.14</p>
-------	--

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

RODRIGO YUJI PASQUALINI MACHIDA

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM NOME DO CURSO



Prof Dr. Jose Vitor Candido de Souza

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Msc Francisco H. Cappi de Freitas
Orientador/UNESP-FEG



Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
UNESP-FEG



Prof. Msc Antônio dos Reis Faria Neto
UNESP-FEG

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

Ao meu orientador, *Prof. Msc Francisco Henrique Cappi de Freitas* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

Aos meus pais que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre me incentivaram meus estudos;

As minhas irmãs e meus amigos que sempre me apoiaram durante o meu decorrer da faculdade;

Aos professores do DMT, que de alguma forma, tornaram possíveis os resultados obtidos;

Às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar;

Aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

“Só sabemos com exatidão quando sabemos pouco; à medida que vamos adquirindo conhecimento, instala-se a dúvida.”

Goethe

RESUMO

Devido as novas exigências estabelecidas no mercado automobilístico, as indústrias automotivas enfrentam uma maior competitividade para que possam produzir veículos com maiores levezas e que garantam eficiência, acessibilidade e a segurança dos consumidores. Mediante a este cenário global, houve as iniciativas das indústrias em investirem no programa FSV (Future Steel Vehicle), que possuem os aços DP980 e o TRIP780 no portfólio. Uma das técnicas de união destes tipos de aço para buscar melhor desenvolvimento é a soldagem a laser. As propriedades mecânicas de um material estão relacionadas a sua microestrutura, sendo de grande importância conhecê-las qualitativamente. O trabalho consistiu na análise microestrutural, das regiões destes aços soldadas a partir de três parâmetros: potência; velocidade de solda e o material de face, por meio do ataque LePera. A partir dos ataques realizados, foi possível observar diferentes morfologias características do processo de soldagem, identificar a presença de martensita, ferrita e em alguns casos a bainita, além de observar uma maior fração de martensita nas regiões do cordão de solda e da zona termicamente afetada.

PALAVRAS-CHAVE: Metalografia. Aços avançados. Soldagem a laser. Microestrutura.

ABSTRACT

Due to the new requirements established in the automotive market, the automotive industries face greater competitiveness so that they can produce vehicles with greater lightness and ensure efficiency, accessibility and consumer safety. Through this global scenario, there were the companies to invest in the FSV (Future Steel Vehicle) program, which have dp980 and TRIP780 steels in the portfolio. One of the techniques of joining these types of steel to seek better development is laser welding. The mechanical properties of a material are related to its microstructure, and it is of great importance to know qualitatively the microstructure. the work consisted of microstructural analysis of the regions of these steels welded from three parameters: power; welding speed and the face material, through the LePera attack. From the attacks performed, it was possible to observe different morphologies characteristic of the welding process, identify the presence of martensite, ferrite and in some cases bainite, besides observing a higher fraction of martensite in the regions of the weld bead and the thermally affected zone.

KEYWORDS: Metallography. Advanced steels. Laser welding. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Diagrama de formalidade dos aços AHSS e HSS.....	13
Figura 2 - Esquema mostra as ilhas martensíticas na matriz ferrítica.....	15
Figura 3 - Aço Dual Phase com resistência maior que o HSLA.....	15
Figura 4 – Esquema mostra as ilhas de bainita e austenita retida, que são fases adicionais no aço TRIP.	16
Figura 5 - Aço TRIP com alongamento total maior que DP e o HSLA.	17
Figura 6 – Velocidade de soldagem x Penetração para diferentes potências Laser.	20
Figura 7 - Esquema de seção transversal da EBW TRIP800.	21
Figura 8 - Esquema de seção transversal da EBW DP1000.....	21
Figura 9 – DP1000 (a) ZGG, (b) ZGF, (c) zona temperada. TRIP800 (d) ZGG, (e) ZGF, (f) zona temperada.	22
Figura 10 – Micrografia da ferrita.	23
Figura 11 – Micrografia da Martensita (preto) e austenita (branco).....	24
Figura 12 – Micrografia da austenita.	24
Figura 13 - a) Micrografia da bainita superior e b) Micrografia da bainita inferior.	26
Figura 14 – Aço TRIP atacado por imersão com LePera (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:1) a) 10s; b) 15s; c) 20s. Aumento 1000x.	29
Figura 15 – Aço TRIP atacado por imersão com LePera modificado I (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:2) a) 3s; b) 7s. Aumento 1000x.	29
Figura 16 - Esquematização das juntas sobrepostas	30
Figura 17 – Lixadeira automática. (DMT/FEG/UNESP)	31
Figura 18 - Politriz automática. (DMT/FEG/UNESP).....	31
Figura 19 – Estéreo microscópio Zeiss Stemi 2000. (DMT/FEG/UNESP).....	32
Figura 20 – Amostras atacadas.	33
Figura 21 – Microscópio Nikon Epiphot 200. (DMT/FEG/UNESP).....	33
Figura 22 – Ampliação 50x ZTA.	34
Figura 23 – Ampliação 100x Cordão.	35
Figura 24 – Ampliação 50x metal base.	35
Figura 25 – Ampliação 50x ZTA.	36
Figura 26 – Ampliação 50x ZTA.	37
Figura 27 – Ampliação 100x ZTA.	37

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Parâmetros da soldagem das amostras.....	30
Quadro 2 – Tempo de ataque de cada amostra.....	32

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
1.1	MOTIVAÇÃO.....	10
2	OBJETIVOS	12
2.1	OBJETIVOS GERAIS	12
2.2	OBJETIVO ESPECÍFICO	12
3	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	13
3.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	13
3.1.1	Aços Dual Phase	14
3.1.2	Aços de Plasticidade Induzida por Transformação de Fases	16
3.2	SOLDAGEM A LASER.....	18
3.2.1	Variáveis do processo	19
3.3	MICROESTRUTURA TÍPICA DAS SOLDAGENS DOS AÇOS DP E TRIP	20
3.4	MICROESTRUTURAS	22
3.4.1	Ferrita	22
3.4.2	Martensita	23
3.4.3	Austenita	24
3.4.4	Bainita	25
3.5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	26
3.5.1	Ataque químico <i>Tint Etching</i>, LePera	27
4	METODOLOGIA	30
4.1	MATERIAIS.	30
4.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.	30
4.3	ATAQUE QUÍMICO.....	32
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
6	CONCLUSÃO	38
	REFERÊNCIAS	39

1 INTRODUÇÃO

Devido as novas exigências estabelecidas no mercado automobilístico, as indústrias automotivas, enfrentam uma maior competitividade para que possam produzir veículos com maiores levezas e que garantam eficiência, acessibilidade e a segurança dos consumidores. Mediante a este cenário global, houve as iniciativas das indústrias em investirem no programa FSV (Future Steel Vehicle). Este programa apresenta projetos estruturais de aço que reduzem a sua massa em 35% e também reduzem a emissão de gases causadores do efeito estufa em 70% quando comparados a uma estrutura de um veículo de primeira linha considerado referência, ao final do seu ciclo de utilização. (WORLDASTEEL, 2011).

O programa FSV inclui mais de 20 tipos de aços avançados em seu portfólio para utilização em veículos híbridos e totalmente elétricos, que estarão disponíveis comercialmente até 2021. Dentre estes aços estão o grau Dual Phase (DP) e o Transformed-Induced Plasticity (TRIP), estão acessíveis no mercado e compreende por volta de 40% de todo material utilizado no projeto de um veículo automotivo atualmente (WORLDASTEEL, 2011). Com a característica única destes aços surgem os desafios nos processos de união como a soldagem laser. Os aços avançados de elevada resistência possuem diferença significativa frente aos aços carbono comuns, referente à composição química e à microestrutura em que estas diferenças afetam diretamente na operação de soldagem, principalmente ao que se refere ao calor imposto pela fonte de calor, que acabam alterando a microestrutura do local e as propriedades mecânicas da junta diretamente afetadas (KELLER S., KIMCHI M., 2017).

1.1 MOTIVAÇÃO

Uma importante técnica de operação adotada pelas indústrias automotivas para alinhar os processos de soldagem, anterior aos diferentes processos de conformação, é o *Tailor-welded blanks* ou *laser-welded blanks*. Ela resulta na produção de semiacabados conhecidos como *blanks* e possibilita uma redução de massa, minimização do custo, otimização da matéria prima e redução de refugo.

Essa técnica consiste em unir de topo ou sobreposto de duas ou mais tiras de materiais similares ou dissimilares com diferentes tipos de revestimento e espessuras, formando assim um componente destinado para compor a estrutura primária, *Body-In-White* ou BIW, principalmente aqueles componentes que exigem uma elevada resistência e rigidez. Uma outra vantagem é a união das chapas previamente do processo de conformação, sendo

possível reduzir o número de ferramentas e, portanto, obter maior precisão no processo de estampagem. (UCHIHARA; FUKUI, 2006; MERKLEIN et al., 2014).

Sendo assim, é importante o conhecimento do processo de soldagem a laser, além do conhecimento dos materiais que serão soldados, podendo assim obter um cordão de solda em boas condições e que apresentem propriedades mecânicas desejadas. Para isso, a análise microestrutural e a metalografia das juntas torna-se uma grande técnica para este estudo, pois a partir dela, além dos conhecimentos do processo de soldagem a laser e dos materiais que serão soldados, é possível encontrar as microestruturas existentes nos cordões de solda e o quanto essas microestruturas irão influenciar nas propriedades mecânicas desejadas.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

Caracterizar metalograficamente a microestrutura, via microscopia óptica, das juntas dos aços DP e TRIP soldados em LBW, a fim de identificar e analisar as fases microestruturais formadas na soldagem.

2.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

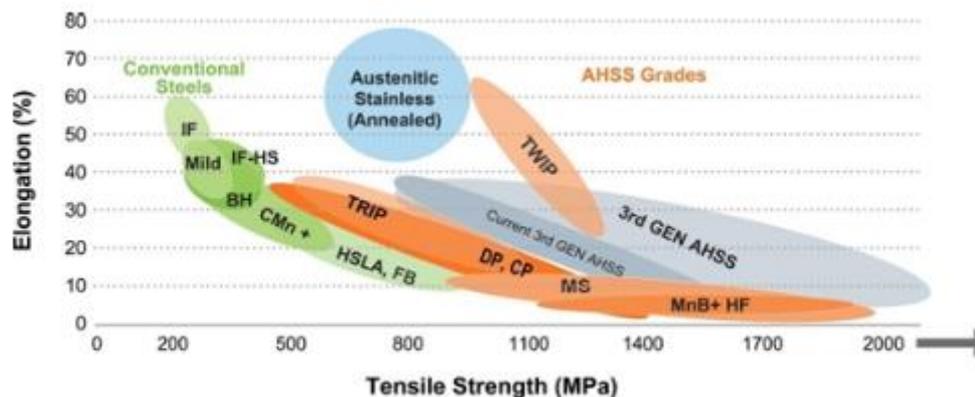
Caracterizar as microestruturas por meio do ataque químico LePera.

3 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

3.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços automotivos podem ser classificados de diferentes maneiras. Uma delas é a designação metalúrgica que fornece algumas informações do processo. As designações comuns incluem aços leves, aços de alta resistência “*High Strength Steels*”, sigla HSS (*carbonmanganese, bake hardenable and high-strength, low-alloy steels*) e os aços avançados de alta resistência “*Advanced High Strength Steels*”, AHSS (*Dual Phase, transformation-induced plasticity, twinning-induced plasticity, ferritic-bainitic, complex phase and martensitic steels*). (KEELER; KIMCHI, 2017)

Figura 1- Diagrama de formalidade dos aços AHSS e HSS.



Fonte: Keeler; Kimich (2017).

A principal diferença entre os HSS convencional e AHSS está nas suas microestruturas. Os aços de alta resistência apresentam uma única fase de ferrita, ou ferrita e perlita, enquanto os aços avançados de alta resistência possuem uma microestrutura contendo uma fase diferente de ferrita, perlita ou cementita, como exemplo a martensita, bainita, austenita ou austenita retida para produzir propriedades mecânicas únicas. Alguns tipos de AHSS possuem uma capacidade maior de endurecer por deformação, o que resulta em um equilíbrio de força-ductilidade superior aos HSS (KEELER; KIMCHI, 2017).

A aplicação dos aços avançados de alta resistência é concentrada nos processos de fabricação e formação de prensas para painéis automotivos e estruturais, voltado para aços de elevada resistência. Quando os aços convencionais de alta resistência são selecionados para

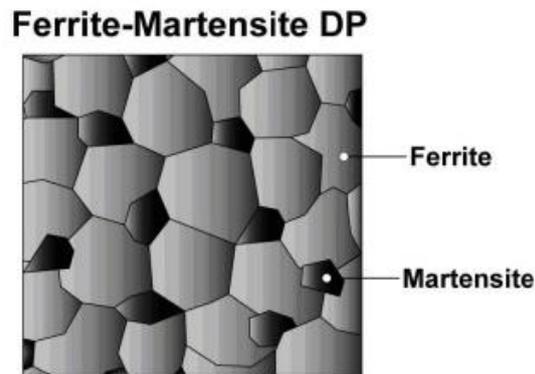
substituir os aços leves ou outras categorias, há uma redução da sua conformabilidade, causando consequências indesejáveis. Para contornar esta situação e alcançar estruturas automotivas de menor massa, os recentes desenvolvimentos de aços têm buscado melhorias na conformabilidade. Com isso a família de aços avançados de alta resistência com microestruturas multifásicas caracteriza a resposta da indústria siderúrgica devido à demanda por materiais aprimorados que utilizem métodos de produção comprovados. Estes materiais projetados consistem em apresentar aços, para a indústria automotiva, com maior resistência e maior conformabilidade. (*INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE*, 2006).

Mediante a isso, os AHSS *Dual Phase* (DP) e *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) são explorados para o desenvolvimento das estruturas dos veículos.

3.1.1 Aços Dual Phase

Os aços *Dual Phase* consistem em uma matriz ferrítica com fases secundárias de martensitas em forma de ilhas. Quando há um aumento da fração do volume da fase martensítica, é comum que ocorra um aumento na resistência do aço. Os aços DP (Ferrita + martensita) são produzidos pelo resfriamento controlado a partir da fase austenítica (em produtos laminados a quente) ou da fase de ferrita mais austenita (para produtos revestidos laminados a frio e por imersão a quente continuamente recozido) a fim de transformar uma parcela da austenita em ferrita antes do resfriamento rápido, este processo conhecido como têmpera, onde a austenita se transforma em martensita. Devido aos processos de produção, pode ser possível também encontrar outras fases, como a bainita e austenita retida, em pequenas quantidades (KEELER; KIMCHI, 2017). Segundo a Figura 2, é possível observar a microestrutura esquemática do aço DP, onde há ferrita e algumas ilhas de martensita.

Figura 2 - Esquema mostra as ilhas martensíticas na matriz ferrítica.



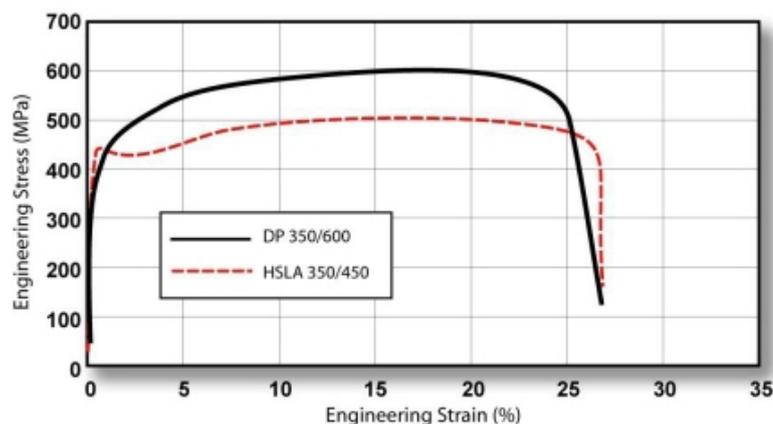
Fonte: Keeler; Kimich (2017).

A fase ferrítica é distribuída de maneira mais contínua, tornando estes aços mais dúcteis. Quando ocorre deformação destes aços, a deformação se concentra nas regiões ferríticas, que possuem menor resistência, em torno das ilhas martensíticas, o que ocasiona uma alta taxa de encruamento (valor n) destes aços (KEELER; KIMCHI, 2017). A alta taxa de encruamento, junto a excelente ductilidade, possibilitam ao aço DP uma excelente resistência à tração, muito maior que os aços convencionais com limite de escoamento similares.

Nos aços DP, o teor de carbono possibilita a formação de martensita a taxas práticas de resfriamento, ocasionando um aumento na temperabilidade do aço. Além disso, é possível adicionar elementos de liga como manganês, níquel, cromo, molibdênio para ajudar no endurecimento do aço.

Os aços *Dual Phase* consistem em uma ótima combinação de resistência e capacidade de deformação, devido a sua microestrutura. A Figura 3 mostra o comparativo entre um aço Dual Phase e o aço convencional HSLA (*High Strength Low Alloy*).

Figura 3 - Aço Dual Phase com resistência maior que o HSLA.



Fonte: Keeler; Kimich (2017).

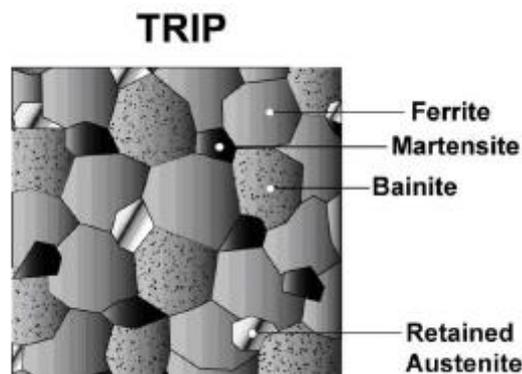
A alta capacidade de encruamento torna o aço Dual Phase capaz de resistir a fadiga e absorver o impacto, tornando-o assim uma ótima opção para componentes estruturais e de segurança nos automóveis, tais como, barra transversais da porta, colunas A e B, arco do teto, para-choque entre outros componentes. (KEELER; KIMCHI, 2017)

3.1.2 Aços de Plasticidade Induzida por Transformação de Fases

Os aços TRIP (plasticidade induzida por transformação de fases) fazem parte da família dos aços AHSS. Estes aços possuem elevada resistência mecânica e simultaneamente possuem a capacidade de manter uma elevada conformabilidade do material, fazendo-o um aço muito utilizado nas indústrias automobilísticas, na produção dos componentes estruturais dos veículos. (KEELER; KIMCHI, 2017)

Os aços TRIP possuem uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica com dispersões das fases bainíticas e da austenita retida, sendo esta última responsável pela modificação das propriedades do aço conforme sofre deformação plástica. Ou seja, a plasticidade induzida por transformação de fases presente nestes aços surge devido à transformação progressiva de austenita retida em martensita, sendo proporcional à deformação plástica que o material sofre. A figura 4 mostra uma microestrutura esquemática dos aços TRIP. (KEELER; KIMCHI, 2017)

Figura 4 – Esquema mostra as ilhas de bainita e austenita retida, que são fases adicionais no aço TRIP.

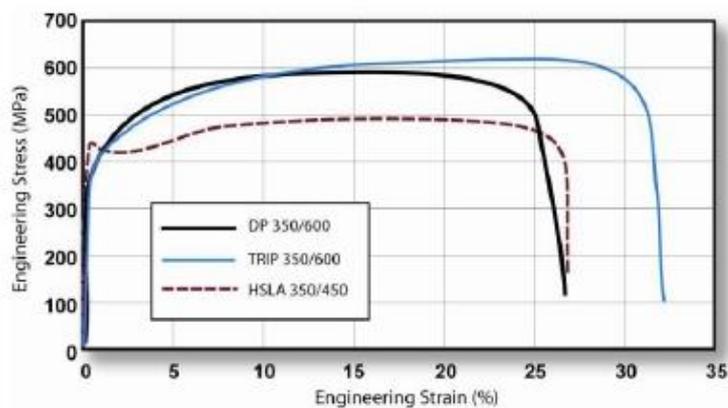


Fonte: Keeler; Kimich (2017).

Dessa maneira é possível obter um aço com diferentes microconstituintes de acordo com a exigência do mesmo. Assim, o material é conformado quando apresenta um microconstituente cúbico de faces centradas (CFC), a austenita, que é bastante dúctil por apresentar muitos planos de escorregamento para as discordâncias, facilitando a conformação. Em seguida, introduzindo deformação plástica, a resistência do material em serviço é aumentada consideravelmente através da transformação desta austenita metaestável em martensita, tornando o aço capaz de suportar um maior esforço (MARTENDAL, 2015).

A taxa de encruamento dos aços TRIP é muito maior que os aços convencionais de elevada resistência, conforme mostra a Figura 5, o que favorece a elevada estampabilidade, tornando-o útil para projetistas que desejam sua aplicação em componentes com propriedades mecânicas na condição como conformados. Além disso, estes aços possuem um teor de carbono maior que os aços DP para estabilizar a fase austenita em temperaturas abaixo da temperatura ambiente.

Figura 5 - Aço TRIP com alongamento total maior que DP e o HSLA.



Fonte: Keeler; Kimich (2017).

Pode haver também a presença de teores de alumínio e silício nos aços TRIP. Estes elementos contribuem para que o carbono continue difundido na rede cristalina da austenita. Os altos teores destes elementos aceleram a formação de bainita e ferrita. A precipitação de carbono na fase bainítica é suprimida pela adição de alumínio e silício. O teor de carbono pode controlar os níveis de deformação que a austenita retida inicia a transformação para martensita. Quando o nível é baixo, a austenita retida inicia sua transformação quase de imediato durante a deformação. Já em níveis mais altos, a austenita retida tende a ser mais

estável e a sua transformação em martensita acontece em níveis maiores do que aquelas produzidas pela deformação plástica, ou seja, a martensita é totalmente transformada após um nível de impacto muito elevado.

3.2 SOLDAGEM A LASER

O processo de soldagem a laser consiste em realizar a fusão dos materiais envolvidos para uni-los. Este processo não necessita de adição de materiais reduzindo a probabilidade de contaminações na peça. Além disso, destacam-se também as vantagens do processo ser automatizado, gerar menor zona termicamente afetada (ZTA), uma vez que o LASER possui energia concentrada, resultando em um cordão de solda fino e profundo, assim formam-se menos distorções na peça e a microestrutura será mais refinada. Outro ponto de grande vantagem do processo de soldagem a laser é a facilidade de soldar lugares de difícil acesso e peças finas.

Os lasers podem ser gerados por materiais sólidos, líquidos e gasosos. Na indústria, os mais utilizados são os gasosos (como o CO₂) ou sólidos (como ND: Yag e a fibra óptica). Para este trabalho, o laser utilizado é o laser de fibra, o meio ativo utilizado é a fibra óptica, dopado com itérbio (Yd) (WELLELASER, 2018).

Esta dopagem é um processo de introdução de um elemento químico (com o érbio, neodímio e o próprio itérbio) para mudar as propriedades de um material. Essa dopagem é feita porque esses elementos citados possuem índices de aproveitamento de energia extremamente altos. Dessa forma, é possível utilizar o laser de fibra com uma fonte geradora de laser mais barata, como os lasers de diodo, e ainda assim produzir uma saída de energia muito forte (WELLELASER, 2018).

O processo de soldagem a laser pode ser realizado de dois modos: por condução ou *keyhole*. A condução é o método utilizado para soldar peças com pequena espessura e baixa energia. Nesse caso, a energia não é suficiente para a vaporização do material e formação do plasma, mas apenas para a fusão dele. Esse processo é muito semelhante aos processos convencionais e dissipa calor lateralmente, formando um cordão no formato parecido com um V e formando pequenos cordões com baixas profundidades (KETTERMANN, 2016).

O *keyhole* ocorre quando o LASER interage com o material e além de fundi-lo, forma uma coluna de vapores metálicos que avançam para o interior da peça. Esse vapor formado permite uma melhor transferência de energia do LASER para a peça. Com esse processo o cordão formado é semelhante a um furo e como o nome já diz, podem ser alcançadas grandes profundidades, podendo então soldar chapas mais espessas (KETTERMANN, 2016).

3.2.1 Variáveis do processo

As variáveis do processo de soldagem a laser podem ser divididas em primárias e secundárias. As variáveis primárias independentes são: Potência do raio laser, diâmetro do raio incidente, absorção. Velocidade de soldagem, proteção gasosa, distância focal, pulso, geometria e abertura da junta. Já as variáveis secundárias são a profundidade da penetração e as propriedades físicas e metalúrgicas.

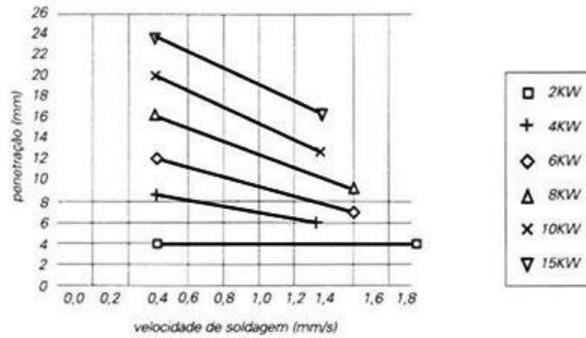
A penetração está diretamente relacionada com a densidade de potência, este relacionado à potência e o diâmetro do raio. O diâmetro do raio é o parâmetro mais importante, pois determina a densidade de energia, porém o diâmetro do raio acaba sendo muito difícil de medir quando está relacionado a altas potências de laser (GIMENES JUNIOR; RAMALHO, 2013).

A absorção determina a eficiência de luz incidente na peça; qualquer cálculo da energia transferida para a soldagem laser é baseada na energia absorvida pela peça. Outros fatores também influenciam, como a temperatura, qualidade da superfície e o gás de proteção, o que dificulta muito a determinação experimental; para aços, por exemplo, a absorção é de 90% no estado fundido (GIMENES JUNIOR; RAMALHO, 2013). A absorvidade é muito importante, pois ela faz indica quanto de radiação será refletida ou absorvida pelo material. Esta informação é usada para determinar a potência necessária do feixe, e se deverá ser pulsada ou não.

Outra variável é a velocidade. A uma determinada potência, a velocidade pode diminuir e originar um aumento da penetração. Já em elevadas velocidades podem causar insuficiência nas penetrações. Nas baixas velocidades, ocorrem também as fusões excessivas do metal, provocando a vaporização e perda de material, seguida de formação de defeitos. A Figura 6

mostra um gráfico com a influência da velocidade para diferentes potências de laser (GIMENES JUNIOR; RAMALHO, 2013).

Figura 6 – Velocidade de soldagem x Penetração para diferentes potências Laser.



Fonte: Ramalho Jr. (2013).

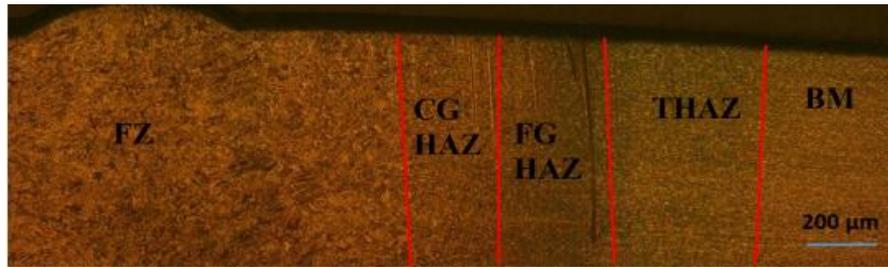
O gás de proteção serve para remover o plasma formado na fusão do material. Se a remoção não for feita, o plasma absorve e desvia o raio laser. A composição e a vazão do gás influenciam a penetração. Além disso, o tipo de gás utilizado e seus diferentes potenciais de ionização proporcionam diferenças na interação feixe-matéria, alterando a transferência da energia (GIMENES JUNIOR; RAMALHO, 2013).

A distância focal é o ponto máximo de convergência do feixe, sendo o ponto ótimo considerado um milímetro abaixo do nível da superfície da peça. O pulso é utilizado para aumentar a penetração.

3.3 MICROESTRUTURA TÍPICA DAS SOLDAGENS DOS AÇOS DP E TRIP

Sezgin et al (2020) realizou duas soldagens, sendo uma entre aços TRIP800 e uma outra entre aços DP1000. Nas Figuras 7 e 8, são mostradas três zonas na ZTA. A zona formada logo ao lado zona fundida é uma região onde há a formação de grãos mais grosseiros (ZGG). Ao lado, temos a zona de grãos finos (ZGF) e a zona temperada, próxima ao metal base.

Figura 7 - Esquema de seção transversal da EBW TRIP800.



Fonte: Sezgin; Hayat (2020).

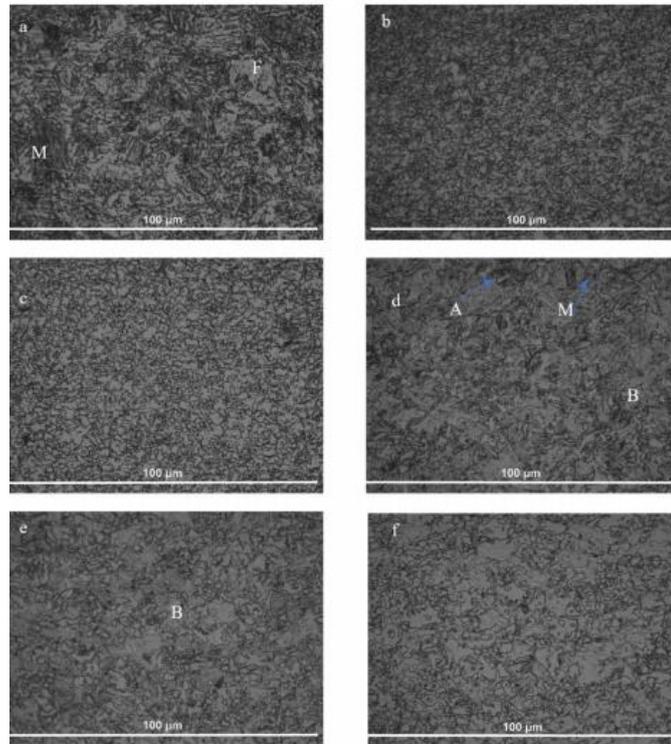
Figura 8 - Esquema de seção transversal da EBW DP1000.



Fonte: Sezgin; Hayat (2020).

Na Figura 9, os itens a), b) e c) representam respectivamente as zonas de granulação grosseira, fina e a zona temperada do aço DP1000. O volume de martensita na região de granulação grosseira do aço DP1000 é maior que nas outras zonas. Já os itens d), e) e f) representam respectivamente as zonas de granulação grosseira, fina e a zona temperada do aço TRIP800. O volume de martensita e bainita na região de granulação grosseira do aço TRIP800 é maior que nas outras zonas, entanto que a austenita foi observado nas três zonas e acreditava-se que a quantidade de bainita diminuía da zona de granulação grosseira para a zona temperada. M: martensita, A: austenita, F: ferrita.

Figura 9 – DP1000 (a) ZGG, (b) ZGF, (c) zona temperada. TRIP800 (d) ZGG, (e) ZGF, (f) zona temperada.



Fonte: Sezgin; Hayat (2020).

3.4 MICROESTRUTURAS

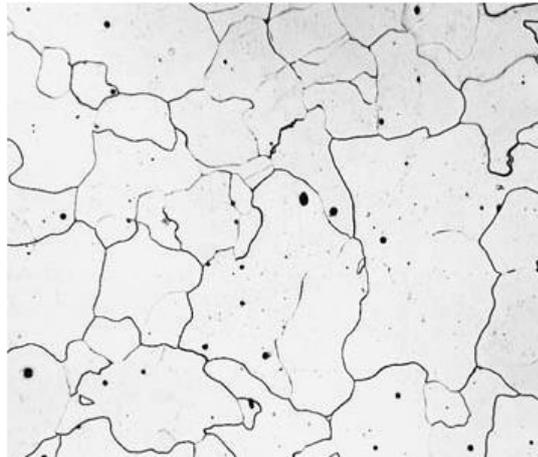
A microestrutura de um material corresponde as características físicas do material, sendo possível observá-lo por meio de um microscópio óptico ou eletrônico. A microestrutura presente no material é determinada de acordo com a composição química, tratamentos térmicos e mecânicos que o material foi submetido. O estudo da microestrutura é de grande importância, pois as propriedades mecânicas de um determinado material estão diretamente ligadas a microestrutura. Nos aços *Dual Phase* e TRIP, as principais microestruturas presentes são a ferrita, martensita, austenita retida e a bainita.

3.4.1 Ferrita

A ferrita corresponde a fase pura do ferro à temperatura ambiente e de forma estável, conhecido também como ferro α . A ferrita possui estrutura cristalina CCC. O carbono é uma impureza intersticial no ferro e forma uma solução sólida como a ferrita α .

Na ferrita α , com estrutura CCC, somente pequenas concentrações de carbono são solúveis. A solubilidade limitada pode ser explicada pela forma e pelo tamanho das posições intersticiais nas estruturas CCC, que tornam difícil acomodar os átomos de carbono. Embora ele esteja presente em concentrações relativamente baixas, o carbono influencia de maneira significativa as propriedades mecânicas da ferrita (CALLISTER, 2002). A fase ferrítica é relativamente macia e dúctil. A Figura 10 mostra a micrografia da ferrita.

Figura 10 – Micrografia da ferrita.



Fonte: Adaptado de Callister (2002).

3.4.2 Martensita

A martensita é uma fase formada quando ligas de ferro-carbono austenitizadas são resfriadas rapidamente (ou temperadas) até uma temperatura relativamente baixa (na vizinhança da temperatura ambiente). A martensita é uma estrutura monofásica que não se encontra em equilíbrio, resultante de uma transformação sem difusão da austenita. A transformação martensítica ocorre quando a taxa de têmpera é rápida o suficiente para prevenir a difusão do carbono (CALLISTER, 2002). Devido a prevenção da difusão do carbono, ela é uma fase com maiores durezas. A Figura 11 mostra a micrografia em que a martensita aparece como agulhas escuras e as regiões em branco representam a austenita que não se transformou durante o resfriamento rápido.

Figura 11 – Micrografia da Martensita (preto) e austenita (branco).

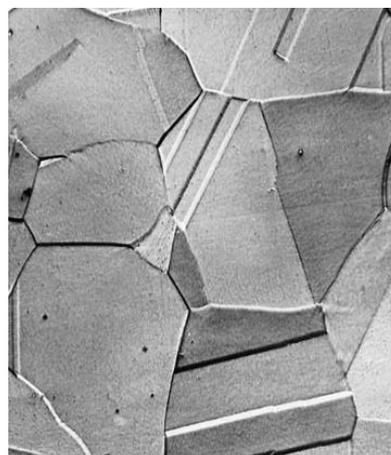


Fonte: Adaptado de Callister (2002).

3.4.3 Austenita

A austenita, também chamado de fase γ , com célula cúbica de face centrada (CFC), permite uma maior solubilidade do carbono (máximo de 2,14 % em massa a 1147 °C). A austenita é conhecida como a fase mãe, pois é a partir dela que serão realizados os tratamentos para as transformações de fases. Estável acima de 727 °C e paramagnética, também é conhecida como ferro γ . A solubilidade é aproximadamente 100 vezes maior do que o valor máximo para a ferrita com estrutura CCC, uma vez que as posições intersticiais na estrutura cristalina CFC são maiores e, portanto, as deformações impostas sobre os átomos de ferro que se encontram em volta do átomo de carbono são muito menores (CALLISTER, 2002). A Figura 12 mostra a micrografia da austenita.

Figura 12 – Micrografia da austenita.



Fonte: Adaptado de Callister (2002).

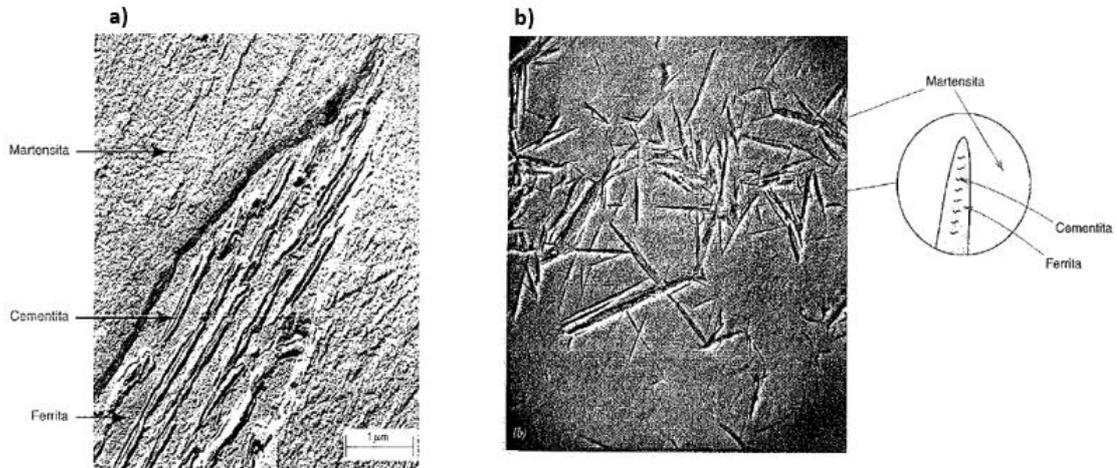
3.4.4 Bainita

A bainita é outro microconstituente formado pela transformação austenítica e encontrado a temperaturas baixas. Dependendo da temperatura de transformação, podem ser observados dois tipos gerais de bainita: a bainita superior e a bainita inferior.

A *bainita superior* é transformada a temperaturas entre aproximadamente 300 e 540°C. Ela se forma como uma série de ripas paralelas (isto é, tiras finas e estreitas) ou agulhadas de ferritas que se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita. Seus detalhes microestruturais são tão finos que a sua resolução só é possível com o auxílio de um microscópio eletrônico. A Figura 13a mostra uma micrografia eletrônica de um grão de bainita superior (posicionada diagonalmente do canto inferior esquerdo para o canto superior direito). As diferentes fases nessa micrografia foram identificadas na figura. Ademais, a fase que está em volta da bainita é a martensita (CALLISTER, 2002).

A *bainita inferior* é transformada a temperaturas mais baixas entre aproximadamente 200 e 300°C. Nela, a fase ferrítica existe na forma de placas finas, diferente da bainita superior, e partículas estreitas de cementita (na forma de bastões ou lâminas muito finas) se formam no interior dessas placas de ferrita. A figura 13b mostra uma micrografia eletrônica de um grão de bainita inferior. Nela, as placas de bainita aparecem como estruturas com a forma de agulhas, enquanto a fase que as circunda é composta por martensita. Além disso, as partículas de cementita dentro dessas placas de bainita são tão pequenas que não é possível a sua resolução na micrografia (CALLISTER, 2002).

Figura 13 - a) Micrografia da bainita superior e b) Micrografia da bainita inferior.



Fonte: Adaptado de Callister (2002).

3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As presenças das microestruturas influenciam nas características físicas e mecânicas dos aços, tornando assim a investigação metalográfica muito importante para obter uma melhor compreensão e aperfeiçoamento das propriedades.

Para compreender a relação entre propriedade e microestrutura, a metalografia volta suas análises, em grande maioria, quantitativas das frações volumétricas das fases presentes, distribuição e tamanho de grãos microestruturais. Tem se também a análise qualitativa, como morfologia e homogeneidade.

As técnicas empregadas na metalografia, entre elas os processos de preparação das amostras, os procedimentos de separação de fases como os ataques químicos, os métodos de análise qualitativa e quantitativa, requerem especial atenção, pois demandam certo grau de habilidade e paciência na execução da atividade pelo operador ou pesquisador. A importância de um trabalho minucioso e preciso são determinantes para minimizar possíveis erros de interpretação e garantir resultados confiáveis (VOORT, 1984).

A microscopia óptica é a ferramenta comumente utilizada na investigação metalográfica das estruturas em ampliações que variam de 50 a 1000 vezes. Para ampliações maiores, esta análise pode ser auxiliada pela microscopia eletrônica (BRAMFITT, LAWRENCE, 2004). A preparação das amostras é realizada através das seguintes etapas: escolher a localização da região que será estudada, embutimento, lixamento, polimento.

No microscópio óptico, com a utilização de iluminação em campo claro é possível a observação de certas características e detalhes microestruturais em amostra simplesmente polida, sem que sua superfície tenha sido submetida a tratamentos ou processos químicos, desde que as estruturas constituintes do material examinado apresentem grandes diferenças de reflexibilidade da luz após polimento. Em aços ao carbono e aços liga, inclusões e precipitados podem ser perfeitamente examinados, sem maiores dificuldades, na condição polida da amostra (BRANFITT, LAWRENCE, 2004).

Na análise metalográfica de aços são geralmente utilizados processos químicos para a identificação ou segregação dos constituintes do material, os quais podem ser divididos em dois grupos, com base em seus princípios ativos: os ataques químicos corrosivos e os ataques químicos denominados *Tint Etching* (BRAMFITT, LAWRENCE, 2004). Para este trabalho, o foco será o ataque LePera.

3.5.1 Ataque químico *Tint Etching*, LePera.

Os ataques *Tint Etchings* são ataques específicos que produzem um filme fino estável (entre 40 e 50nm), que são depositados seletivamente em diferentes regiões da superfície da amostra, dependendo da natureza anódica ou catódica e da solução química utilizada.

As técnicas de ataques químicos *Tint Etching* são particularmente importantes na metalografia colorida. A espessura do filme controla a coloração produzida através da interferência da luz branca emitida pelo microscópio óptico. Em sistemas químicos anódicos, o filme forma-se somente sobre as fases de natureza anódica e a espessura do filme pode variar com a orientação cristalográfica da fase. Em sistemas catódicos, o filme é depositado somente sobre a fase catódica e sua espessura geralmente é constante, de forma que somente uma cor é produzida. A maioria dos sistemas químicos de ataques *Tint Etching* utilizados para segregação de fases em aços é de natureza catódica (SOUZA, 2008).

Para realizar os ataques em aços ao carbono e aços liga o componente mais utilizado é o composto a base de metabissulfito de sódio. A concentração mais comum desta solução é até 20g de metabissulfito de sódio diluído em 100ml de água. Esta composição torna a estrutura martensítica presente no aço escuro, com tonalidade semelhante ao marrom e não ataca

austenita. Para os aços bifásicos, em que podem apresentar fases de ferrita, martensita e austenita, o ataque é usado para diferenciar a martensita da austenita. Quando combinados os ataques químicos ou a alteração das quantidades de reagentes, pode-se realizar uma análise simultânea das características e das fases presentes nos aços.

LePera (1979) usou um reagente, o qual foi denominado de reagente LePera, misturando, em partes iguais, duas soluções, 1% de metabissulfito de sódio diluído em água e de 4% de ácido pícrico diluído em álcool, para revelar a martensita em aços bifásicos de alta resistência. A metodologia consistiu em duas ou três sequências de polimentos e pré-ataques com reagente nital 2%, com remoção total de todos os vestígios deste pré-ataque por meio de um polimento final mais criterioso, antes do efetivo ataque com o reagente LePera. Este ataque revelou a ferrita com tonalidade castanho-amarelada, a bainita preta ou marrom escura e a martensita branca.

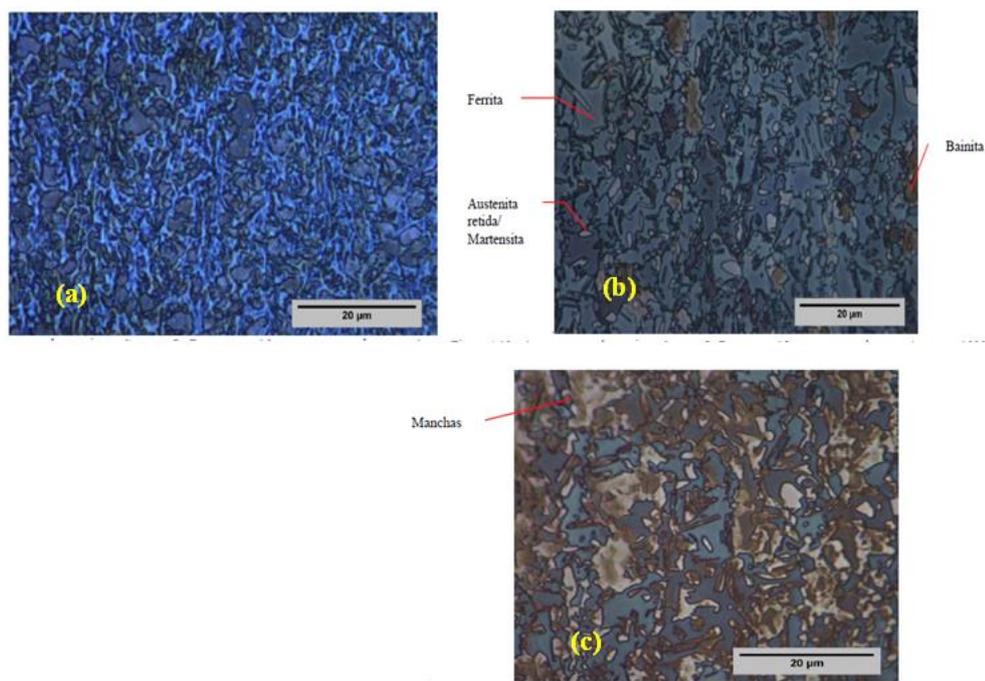
LePera (1980) propôs um aperfeiçoamento do método descrito anteriormente, substituindo o reagente nital 2%, utilizado nas sequências de pré-ataques e polimentos, pela solução de 4% de ácido pícrico diluído em álcool. Após um polimento final para remover todos os vestígios do pré-ataque, a aplicação do reagente LePera também resultou na ferrita com coloração castanho-amarelada, bainita preta ou marrom e cura e martensita branca. A original aplicação do reagente nital 2% na etapa de pré-ataque implica que qualquer vestígio remanescente deste ataque impede que as fases bainita e martensita sejam delineadas uniformemente.

Uma outra mistura feita por LePera que lhe rendeu bons resultados foi a mistura de Metabissulfito 41 de sódio 1% (1g de Metabissulfito de sódio dissolvido em 100 ml de água destilada) com ácido pícrico 4% (4g de ácido pícrico para 100 ml de álcool etílico). Com este ataque, a martensita e austenita retida (MA) aparecem brancas, a bainita aparece marrom e a ferrita aparece azul-esverdeada.

Para determinar a melhor tempo de ataque, Fukugauchi (2010) realizou diferentes ataques no Aço TRIP, utilizando o reagente LePera de duas variações, por imersão com diferentes tempos de ataque. Utilizando o reagente LePera (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:1), o aço aos ataques com tempos de 10, 15 e 20 segundos, no qual ela verificou que o ataque no tempo de 15 segundos foi o mais efetivo, podendo observar com mais nitidez a ferrita (cor acinzentado), a bainita (marrom) e a austenita retida/martensita

(contorno entre os grãos), como mostra a figura 17. Já com a variação do reagente, o LePera_{modificado I} (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:2) os resultados, em sua maioria, não foram satisfatórios, pois as amostras atacadas com o reagente apresentaram distorções da microestrutura, corrosão localizada, além de falta de contraste e nitidez das fotomicrografias, impossibilitando a distinção das fases presentes no material, como mostra a Figura 14.

Figura 14 – Aço TRIP atacado por imersão com LePera (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:1) a) 10s; b) 15s; c) 20s. Aumento 1000x.



Fonte: Adaptado de Fukugauchi (2010).

Figura 15 – Aço TRIP atacado por imersão com LePera modificado I (Metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% - Proporção 1:2) a) 3s; b) 7s. Aumento 1000x.



Fonte: Adaptado de Fukugauchi (2010).

4 METODOLOGIA

4.1 MATERIAIS.

Para este trabalho foram utilizados aços DP980 e TRIP780 soldados por uma solda a laser. As amostras foram previamente soldadas através de uma junta sobreposta como mostra a figura 16, investigando três parâmetros de soldagem a dois diferentes níveis: potência do feixe incidido, velocidade soldagem e material da face da solda.

Figura 16 - Esquematização das juntas sobrepostas



Fonte: Autoria própria (2021).

Quadro 1 – Parâmetros da soldagem das amostras.

Amostra	Potência	Velocidade	Material
Amostra 1	1200W	2000mm/min	TRIP780
Amostra 2	1300W	2000mm/min	TRIP780
Amostra 3	1300W	3000mm/min	TRIP780
Amostra 4	1300W	2000mm/min	DP980
Amostra 5	1200W	3000mm/min	DP980
Amostra 6	1300W	3000mm/min	DP980

Fonte: Autoria própria (2021).

4.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.

Para a realização da metalografia, as amostras foram preparadas seguindo os processos normatizados pela ASTM E 3-10 (2007) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e foram realizados no Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP.

O seccionamento dos cupons para a análise metalográfica se deu transversalmente ao cordão de solda através do método de eletroerosão, utilizando o equipamento modelo FW 2U

– do fabricante GF AGIECHARMILLES do laboratório de estudos da usinagem do DMT/FEG/UNESP. Para a análise metalográfica foi realizado o embutimento através da embutidora PANPRESS 30 – PANAMBRA TÉCNICA IMP. EXP. LTDA, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP.

Com o auxílio das lixadeiras automáticas do laboratório de metalografia, as amostras embutidas foram lixadas seguindo a sequência de lixas: 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 meshes.

Figura 17 – Lixadeira automática. (DMT/FEG/UNESP)



Fonte: Autoria própria (2021).

O polimento foi realizado com politrizes automáticas e uma suspensão de sílica coloidal, não cristalizada, com tamanho médio de partículas de $0,05 \mu\text{m}$.

Figura 18 - Politriz automática. (DMT/FEG/UNESP)



Fonte: Autoria própria (2021).

A análise macrográfica da superfície lixada foi realizada com o auxílio de um estéreo microscópio Zeiss Stemi 2000.

Figura 19 – Estéreo microscópio Zeiss Stemi 2000. (DMT/FEG/UNESP)



Fonte: Autoria própria (2021).

4.3 ATAQUE QUÍMICO.

Após o polimento foi realizada o segundo ataque com o reagente LePera de composição 1% de metabissulfito de sódio diluído em água e de 4% de ácido pícrico diluído em álcool, com proporção 1:1. O ataque das amostras foi feito por imersão com um tempo de 15 segundos. O quadro 2 mostra os tempos exatos de cada ataque.

Quadro 2 – Tempo de ataque de cada amostra.

Amostra	Tempo de ataque (segundos)
Amostra 1	15.16
Amostra 2	15.10
Amostra 3	15.30
Amostra 4	14.92
Amostra 5	15.30
Amostra 6	15.29

Fonte: Autoria própria (2021).

Figura 20 – Amostras atacadas.



Fonte: Autoria própria (2021).

Cada amostra foi imersa na água entre 1 a 2 segundos e colocado em secagem natural. Após os ataques, as amostras foram levadas para o laboratório de microscopia do Departamento de Materiais e Tecnologia, onde foi feito o registro dos resultados com o microscópio Nikon Epiphot 200.

Figura 21 – Microscópio Nikon Epiphot 200. (DMT/FEG/UNESP)



Fonte: Autoria própria (2021).

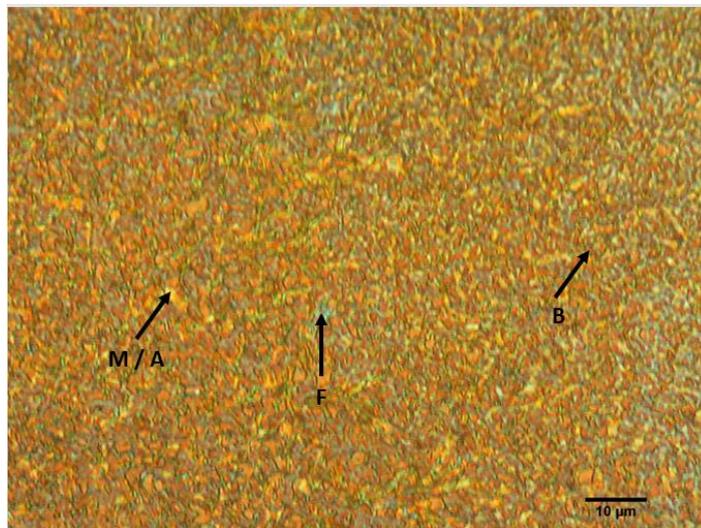
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos a partir dos ataques realizados com o LePera e as discussões a partir das referências.

A Figura 22 mostra a região da zona termicamente afetada da amostra 1. Segundo os resultados determinados em um dos aperfeiçoamentos do reagente LePera, a ferrita foi detectado com uma coloração próxima do azul e a martensita com uma coloração mais clara ou branca. Na imagem, pode se perceber alguns pontos azulados que representam a ferrita. Na região do cordão, há uma maior formação da fase martensítica e diminui a quantidade de ferrita. A imagem mostra uma predominância da coloração referente a martensita, além de pontos mais escuros ou marrom que indicam a bainita.

Durante o processo de soldagem, o calor da solda migra do cordão de solda para região do metal base, porém a velocidade de resfriamento decai conforme esta migração, o que diminui a formação de martensita na região e possivelmente a aparição de outras microestruturas.

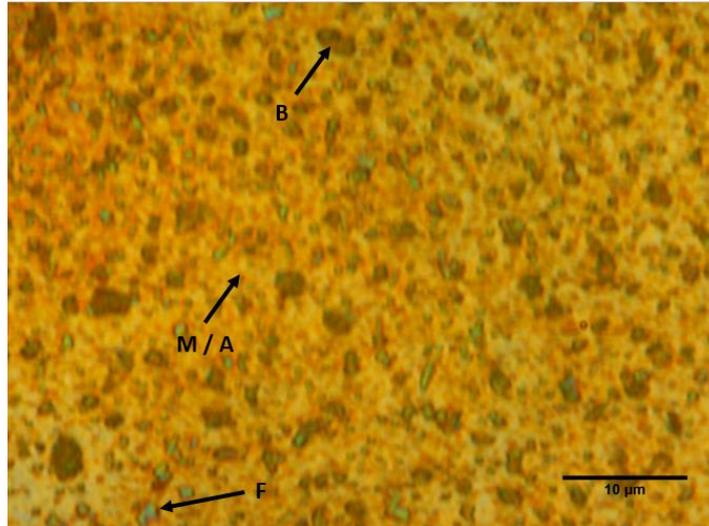
Figura 22 – Ampliação 50x ZTA.



Fonte: Autoria própria (2021).

A Figura 23 mostra a região do cordão de solda na amostra 2. Seguindo as mesmas interpretações que a análise da Figura 22, porém com uma ampliação de 100x. É possível observar melhor a formação de grãos com coloração marrom, indicando a bainita; grãos azuis esverdeados, que são a ferrita e a matriz mais esbranquiçada ou amarelada que indica a martensita e austenita retida.

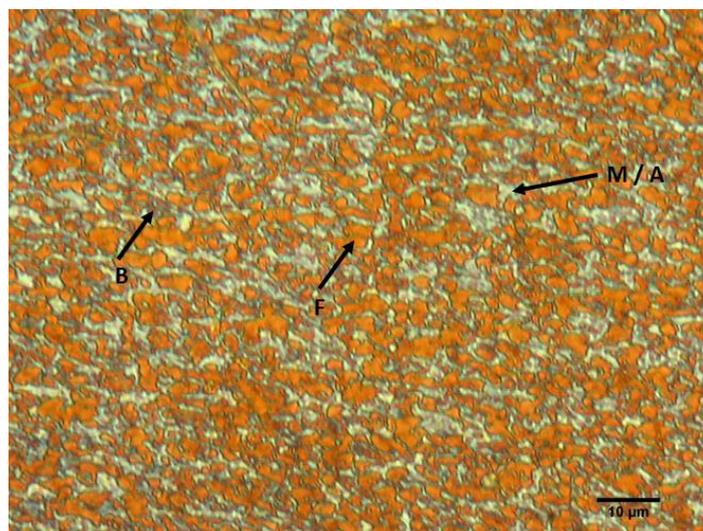
Figura 23 – Ampliação 100x Cordão.



Fonte: Autoria própria (2021).

Na amostra 3, a Figura 24 mostra a microestrutura do metal base do aço TRIP. A imagem mostra uma região que não foi afetado pela soldagem e neste caso a microestrutura é formada pela matriz ferrítica (alaranjado), com ilhas de martensita e austenita retida (branca) e bainita (marrom). LePera mostrou em seus ataques a ferrita com coloração castanho amarelo e a martensita branca. Entretanto a associação das cores, com as fases, é diferente das figuras anteriores. Isso pode ser devido ao fato de se tratar do metal base e não a ZTA ou o cordão de solda.

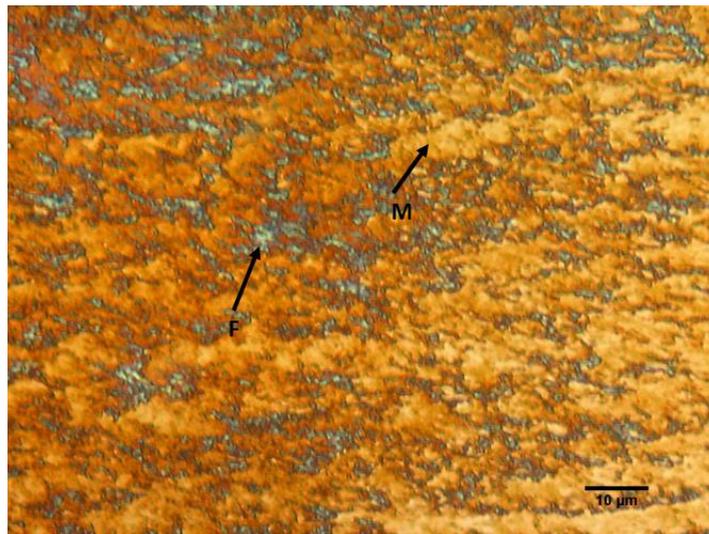
Figura 24 – Ampliação 50x metal base.



Fonte: Autoria própria (2021).

A Figura 25 retrata a região da ZTA da amostra 4. Aqui pode se ver novamente a formação de uma matriz de martensita (amarela ou laranja) e a ferrita (azul). Nesta microestrutura, a qualidade do ataque não foi capaz de mostrar se há formação de bainita. Neste caso, diferentemente de uma ZTA, há mais calor e a formação de mais martensita, diferente das regiões da ZTA que estão mais próximas do metal base.

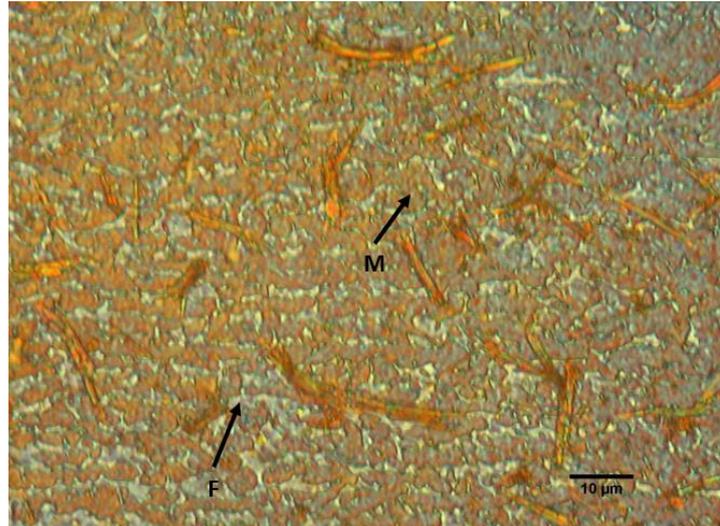
Figura 25 – Ampliação 50x ZTA.



Fonte: Autoria própria (2021).

A Figura 26 mostra a região da ZTA da amostra 5. Aqui pode se observar a formação de uma microestrutura com duas fases, a martensita e ferrita, indicadas na imagem. Neste caso a coloração não manteve o mesmo padrão que os outros resultados do ataque. Uma possível causa pode ser devido a qualidade do ataque, uma vez que podemos ver também algumas colunas em amarelo, que possivelmente são falhas no ataque. Neste caso é possível perceber ainda maior fração de martensita do que ferrita, porém não foi possível determinar a presença de bainita, tal como a austenita retida, pois o LePera não consegue separá-la da martensita. Isso pode ser por que a região registrada está muito próxima do cordão de solda.

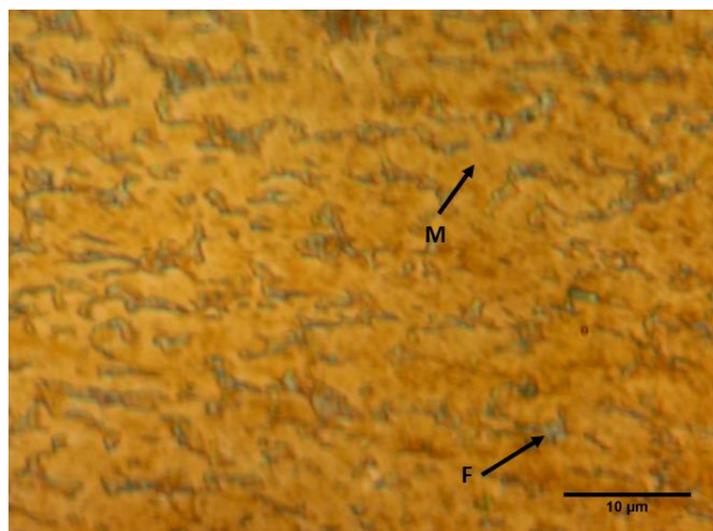
Figura 26 – Ampliação 50x ZTA.



Fonte: Autoria própria (2021).

A Figura 27 mostra a região da ZTA na amostra 6. Aqui é possível observar a microestrutura com matriz de martensita e ilhas de ferrita na ZTA. O resultado segue os mesmos padrões dos resultados da amostra 4. Aqui pode se ver uma fração muito maior de martensita, sendo provável que esta região da ZTA está mais próxima do cordão de solda.

Figura 27 – Ampliação 100x ZTA.



Fonte: Autoria própria (2021).

6 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos pela análise das amostras, foi possível observar diferentes morfologias características do processo de soldagem. Através da utilização do ataque LePera, foi possível identificar diferentes quantidades de martensita e ferrita nas amostras, além de conseguirmos observar também a formação de bainita em alguns casos.

Visualmente foi possível perceber que houve maior fração de martensita nas regiões do cordão de solda e da zona termicamente afetada.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Manual on cutting of metals:** with single-point tools. 2nd. ed. New York: ASME, 1980. 546 p.

BRAMFITT, B. L.; LAWRENCE, S. J. Metallography and microstructures of carbon and low-alloy steels. *In: ASM Handbook. Metallography and microstructures.* Metals Park, Ohio: ASM, 2004. v. 9, p. 608-627.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais:** uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora, 2002. 589 p.

CHIAVERINI, V. Aço resistente à corrosão. *In: CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos.* São Paulo: ABM, 1987. p. 321-326.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1974. 652 p.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP pr microscopia óptica.** Orientador: Marcelo dos Santos Pereira. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia mecânica na área de materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

INTERNATIONAL IRON & STEEL INSTITUTE. **Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines.** Brussels: International Iron & Steel Institute, 2006.

GIMENES JÚNIOR, L.; RAMALHO, J. P. **Soldagem laser.** Infosolda, 2013. Disponível em: https://infosolda.com.br/wpcontent/uploads/Downloads/Artigos/processos_solda/soldagem-laser.pdf. Acesso em: 11 maio 2020.

KEELER S.; KIMCHI, M. **Advanced high strength steels application and guidelines:** version 5. Worldautosteel, 2017.

KETTERMANN, V. **Processo a laser:** soldagem. Engenheiro de materiais, 2016. Disponível em: <http://engenheirodemateriais.com.br/2016/03/18/3-processos-a-laser-soldagem/>. Acesso em: 12 maio. 2020.

LEPERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. **Metallography**, n. 12, p. 263-268, 1979.

LEPERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, p. 38-39, Mar. 1980.

MARTENDAL, C.; FERNANDES, V. K. **Aços com efeito TRIP.** Engenheiro de materiais. 2015. Disponível em: <http://engenheirodemateriais.com.br/2015/10/21/acos-com-efeito-trip/>. Acesso em: 05 maio 2020.

MERKLEIN, M.; JOHANNES, M.; LECHNER, M.; KUPPERT, A. A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. **Journal of materials processing**

technology. v. 214, p. 151– 164, 2014.

PEREIRA, M. S. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico**. 1992. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.

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.

SOUZA, G. A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica / martensítica) via microscopia óptica**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

UCHIHARA, M.; FUKUI, K. Formability of tailor welded blanks fabricated by different welding processes: study of tailor welded blanks using automotive high-strength steel sheets (1st report). **Welding International**, v. 20, p. 612–621, 2006.

VOORT, V. Microstructure. *In*: VOORT, V. **Metallography principles and practice**. New York: McGraw-Hill, 1984. p. 165-266.

WELLELASER. **Benefícios do laser de fibra óptica**. 2018. Disponível em: <https://wellelaser.com/beneficios-do-laser-de-fibra-optica/>. Acesso em: 27 maio 2020.

WORLDAUTOSTEEL. **FutureSteelVehicle phase 2** – Report, 2011. Disponível em: www.worldautosteel.org/download_files/FutureSteelVehicle%20Results%20and%20Reports/press_releases/FSVPhase2_PressRelease_May2011.pdf. Acesso em: 06 maio 2020.