

FRANCISCO HENRIQUE CAPPI DE FREITAS

**Estudo da influência dos parâmetros de solda a laser em juntas sobrepostas dos aços
DP980 e TRIP780 com a utilização de ferramentas estatísticas**

Francisco Henrique Cappi de Freitas

**Estudo da influência dos parâmetros de solda a laser em juntas sobrepostas dos aços
DP980 e TRIP780 com a utilização de ferramentas estatísticas**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção do título de
Doutor em Engenharia Mecânica na área de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos
Pereira

Coorientadora: Prof. Dra. Cristina Sayuri
Fukugauchi

Guaratinguetá - SP
2022

F866e	Freitas, Francisco Henrique Cappi de Estudo da influência dos parâmetros de solda a laser em juntas sobrepostas dos aços DP980 e TRIP780 com a utilização de ferramentas estatísticas / Francisco Henrique Cappi de Freitas – Guaratinguetá, 2022. 91 : il. Bibliografia: f. 88-91 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2022. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira Coorientadora: Profª. Drª. Cristina Sayuri Fukugauchi 1. Soldagem elétrica. 2. Planejamento experimental. 3. Metalografia. I. Título. CDU 621.791(043)
-------	--

FRANCISCO HENRIQUE CAPPI DE FREITAS

**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: DOUTORADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Manoel Cléber de Sampaio Alves
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador - UNESP
participou por videoconferência


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP
participou por videoconferência


Prof. Dr. ANTONIO AUGUSTO ARAÚJO PINTO DA SILVA
UNESP
participou por videoconferência


Prof. Dr. LUCIANO BRAGA ALKMIN
CEFET/RJ
participou por videoconferência


Prof. Dr. RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA
IEAv/DCTA
participou por videoconferência

SETEMBRO de 2022

DADOS CURRICULARES

FRANCISCO HENRIQUE CAPPI DE FREITAS

NASCIMENTO	09.02.1982 – Vera Cruz / SP
FILIAÇÃO	Roney Henrique de Freitas Silvia Rosângela Cappi de Freitas
2002/2008	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais Escola de Engenharia de Lorena / Universidade de São Paulo
2008/2011	Curso de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, nível de Mestrado na Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo
2013/2014	Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Soldagem, Universidade de Taubaté

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. Dr. Marcelo dos Santos Pereira* por todo incentivo e apoio ao longo desta jornada;

a minha família *Marcela, Pedro, João e Francisco*, pela paciência devido as horas de ausência e meu porto seguro dos momentos de dificuldade;

ao colega *Antônio dos Reis de Faria Neto* pela parceria e troca de ideias do início, à reta final de todo o curso;

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

“É necessário que as coisas acabem, para que
coisas novas aconteçam...”

Eckhart Tolle

RESUMO

O processo de soldagem a laser se mostra determinante na indústria automobilística, onde se busca continuamente a competitividade sem impactar a segurança dos usuários, pois se alia a elevada produtividade ao alto índice de integridade das juntas. Tal processo exige um conhecimento prévio dos materiais e a caracterização mecânica da junta resultante. Com o auxílio da ferramenta planejamento de experimentos tipo fatorial completo 2^3 , o presente trabalho contribuiu na correlação das principais variáveis do processo, sejam elas potência do feixe incidente, velocidade de soldagem e material de incidência do feixe (absortividade), na investigação da eficiência de soldas, através do ensaio de tração uniaxial comparando-se o limite de resistência da junta soldada ao material TRIP780. Um perfil de microdureza Vickers foi realizado na junta de análise macrográfica que se apresentou isenta de descontinuidades internas com o intuito de investigar as características das zonas de soldagem, sejam elas zona afetada pelo calor e linha de fusão. Uma análise metalográfica, como a utilização do ataque Nital 3%, teve o intuito de identificar a extensão da junta e realizar medições da sua largura nas juntas soldadas em juntas sobrepostas entre aços DP980 e TRIP780. As regiões entre a linha de fusão e a zona afetada pelo calor apresentaram uma queda abrupta nos valores de microdureza das juntas sobrepostas na linha de perfil referente ao DP980, isto leva-se a um provável revenimento das ilhas de martensita, característica do aços DP980. O fator velocidade de soldagem se mostrou significativo estatisticamente frente ao processo, observando um limite de resistência inferior ao valor de referência do TRIP780 para as oito condições investigadas.

PALAVRAS-CHAVE:. Aços avançados. Aços Dual Phase. Aços TRIP. Soldagem a laser. Planejamento de Experimentos. Ensaio de tração. Metalografia. Dureza Vickers.

ABSTRACT

The laser welding process is crucial in the automotive industry, where competitiveness is continually sought without impacting the safety of users, as it combines high productivity with a high level of joint integrity. Such a process requires a prior knowledge of the materials and the mechanical characterization of the resulting joint. With the help of the 2^3 full factorial design of experiments tool, the present work contributed to the correlation of the main process variables, be they incident beam power, welding speed and beam incidence material (absorptivity), in the investigation of the efficiency of welds, through the uniaxial tensile test comparing the resistance limit of the welded joint to the material TRIP780. A Vickers microhardness profile was performed on the macrographic analysis joint, which was free of internal discontinuities in order to investigate the characteristics of the welding zones, whether they are the heat-affected zone and the fusion line. A metallographic analysis, such as the use of Nital 3% etching, aimed to identify the joint extension and measure its width in the welded joints in overlapping joints between DP980 and TRIP780 steels. The regions between the melting line and the heat-affected zone showed an abrupt drop in the microhardness values of the overlapping joints in the profile line referring to DP980, this leads to a probable tempering of the martensite islands, characteristic of DP980 steels. The welding speed factor proved to be statistically significant compared to the process, observing a resistance limit lower than the reference value of TRIP780 for the eight conditions investigated.

KEYWORDS: Advanced steels. Dual Phase steels. TRIP steels. Laser beam welding. Design of experiments. Tensile test. Metallografy. Vickers hardness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 – Porcentagem em massa da aplicação dos aços no BIW de um veículo elétrico a bateria (BEV).....	17
Figura 2.1 – Classificação dos aços quanto às propriedades mecânicas.....	21
Figura 2.2 – Microscopia eletrônica de varredura de um aço DP.....	22
Figura 2.3 – Aplicações dos aços DP em projetos BIW: reforço pilar B e para-choque traseiro respectivamente.....	25
Figura 2.4 – Microscopia eletrônica de transmissão de um aço TRIP, onde PF = ferrita poligonal; RA = austenita retida, M = martensita.....	26
Figura 2.5 – Exemplo de aplicação dos aços TRIP em componente BIW: travessa de para-choque.....	28
Figura 2.6 – Microestrutura típica de um aço CP: microscopia óptica, ataque Nital.....	28
Figura 2.7 – Exemplo de aplicações dos aços CP em componente BIW: flange do assento e braço da suspensão respectivamente.....	27
Figura 2.8 – Microestruturas dos aços TWIP na condição recozida e deformada.....	30
Figura 2.9 – Aplicação dos aços TWIP em peças semiacabadas visando redução de massa....	31
Figura 2.10: Distribuição da temperatura de uma placa aquecida uniformemente em uma das suas superfícies por um determinado tempo, em função da intensidade de calor aplicado.....	32
Figura 2.11: Espectro das intensidades práticas de densidade de potência utilizadas para os processos de soldagem por fusão.....	33
Figura 2.12: Tempo de interação da fonte de calor junto a poça de fusão em função da intensidade de calor.....	34
Figura 2.13: Velocidade máxima de soldagem como função de uma intensidade de fonte de energia, baseados nos diâmetros de interação das fontes.....	35
Figura 2.14: Apresentação dos microconstituintes formadores de uma junta soldada para um aço com teor de 0,15% em peso de carbono.....	36
Figura 2.15: Largura da ZAC em função da densidade de potência da fonte de energia.....	38
Figura 2.16: Processo de soldagem a partir de um laser tipo estado sólido.....	40
Figura 2.17: Seção transversal de uma junta de topo de um aço ASTM A633, espessura 13 mm, soldada pelo processo a laser, ataque Nital.....	41
Figura 2.18: Variação do aporte de calor à peça de trabalho em relação à densidade de energia da fonte de calor dos processos de soldagem.....	42
Figura 2.19 – Modelo geral de um processo.....	48

Figura 2.20 – Planejamento fatorial completo 2^3 : (a) Vista geométrica e (b) Matriz de planejamento.....	49
Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia da investigação.....	52
Figura 3.2 – Cabeçote de soldagem a laser de fibra dopado com Yb, modelo IPG-YLR-2000, laboratório DeDALO.....	58
Figura 3.3: Perfil de dureza Vickers por microendentação (a) esboço para perfil da primeira etapa e (b) esboço para perfil do planejamento principal.....	60
Figura 3.4: Esboço da retirada dos corpos de prova de tração e metalografia.....	60
Figura 3.5: Dimensões do corpo de prova de tração prismático na condição reduzida.....	61
Figura 4.1: Resultado dos perfis de dureza Vickers por microindentação obtidos no cordão de solda nº12 da primeira etapa, (a) nível 1, (b) nível 2, (c) nível 3 e (d) nível 4.....	69
Figura 4.2: Imagens dos cordões de solda referentes às corridas experimentais do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8.....	75
Figura 4.3: Perfis de dureza Vickers das amostras do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8.....	76
Figura 4.4: Curvas tensão versus deformação referentes à análise do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8, i) material base.....	77
Figura 4.5: Gráfico tipo cubo entre as médias das variáveis respostas: (a) limite de resistência à tração e (b) limite de ruptura.....	80
Figura 4.6: Análise gráfica dos efeitos principais para: (a) variável resposta limite de resistência à tração e (b) variável resposta limite de ruptura.....	83
Figura 4.7: Análise gráfica dos efeitos das interações dos fatores para: (a) variável resposta limite de resistência à tração e (b) variável resposta limite de ruptura.....	84
Figura 4.8: Probabilidade normal dos efeitos padronizados: (a) variável resposta limite de resistência à tração a um nível- α de 5%, (b) variável resposta limite de ruptura a um nível- α de 5%, (c) variável resposta limite de resistência à tração a um nível- α de 10%, (d) variável resposta limite de ruptura a um nível- α de 10%.....	85

LISTA DE QUADROS

Quadro 2.1 – Variáveis essenciais para o processo de soldagem a laser.....	44
Quadro 3.1 – Variáveis ou fatores investigados atrelando os níveis baixo e alto a suas respectivas codificações.	56
Quadro 3.2 – Corrida dos experimentos principais.....	56
Quadro 4.1 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980.....	64
Quadro 4.2 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980/TRIP780.....	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química dos aços DP.....	23
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas em tração uniaxial dos aços DP obtidos no sentido da laminação.....	24
Tabela 2.3: Composição química dos aços TRIP.....	27
Tabela 2.4: Propriedades mecânicas em tração uniaxial dos aços TRIP obtidos no sentido da laminação.....	27
Tabela 3.1 – Prévia experimental da primeira etapa: combinação de variáveis para a soldagem de juntas sobrepostas em DP980.....	54
Tabela 3.2 – Prévia experimental da segunda etapa: combinação de variáveis para a soldagem de juntas sobrepostas em DP980 e TRIP780.....	55
Tabela 4.1 – Composição química do metal base e revestimento de galvanização dos aços DP980 e TRIP780, em percentual massa.	63
Tabela 4.2 – Propriedades em tração uniaxial dos materiais DP980 e TRIP780.	63
Tabela 4.3 – Razão de aspecto dos cordões de solda em DP980.....	68
Tabela 4.4 – Relação de medições da largura dos cordões da soldagem da segunda etapa.	74
Tabela 4.5 – Relação de medições da largura dos cordões da soldagem do planejamento principal.....	75
Tabela 4.6– Valores dos limites de resistência a tração (MPa) das juntas soldadas, material base e eficiência de solda.....	79
Tabela 4.7 – Valores dos limites de ruptura à tração (MPa) das juntas soldadas, material base e eficiência de solda.	79
Tabela 4.8 – Análise de variância para a variável resposta limite de resistência à tração.	81
Tabela 4.9 – Análise de variância para a variável resposta limite de ruptura.....	82

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Advanced High Strength Steels
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society of Testing Materials
BEV	Battery Electric Vehicle
BH	Bake Hardenable
BIW	Body-in-White
CFB	Carbide-Free Bainite
CP	Complex Phase
DP	Dual Phase
EPS	Especificação de Procedimento de Soldagem
FSV	Future Steel Vehicle
HSLA	High Strength Low Alloy
HSS	High Strenght Steel
IF	Interstitial-Free
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
MAAS	Mobility as a Service
MB	Metal Base
Med-Mn	Medium Manganese
MS	Martensitic Steel
Q&P	Quenched & Partitioned
TBF	TRIP-Assisted Bainitic Ferrite
TRIP	Transformed-Induced Plasticity
TWIP	Twinning-Induced Plasticity
ULSAB	Ultra-Light Steel Auto Body
ULSAB-AVC	Ultra-Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts
ULSAS	Ultra-LightSteel Auto Suspension
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

LISTA DE SÍMBOLOS

$A_{50\text{ mm}}$	Alongamento
R_m	Limite de resistência
$R_{p0,2}$	Limite de escoamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	MOTIVAÇÃO.....	18
1.2	OBJETIVOS.....	18
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	20
2.1.1	Aços avançados de alta resistência – 1ª geração.....	21
2.1.1.1	Aços bifásicos.....	22
2.1.1.2	Aços de plasticidade induzida por transformação (<i>Transformed Induced Plasticity</i> - TRIP).....	25
2.1.1.3	Aços de fases complexas (<i>Complex phase</i> - CP).....	28
2.1.1.4	Aços martensíticos (<i>Martensitic</i> - MS).....	29
2.1.2	Aços avançados de alta resistência – 2ª geração.....	29
2.1.3	Aços avançados de alta resistência – 3ª geração.....	31
2.2	FONTES DE ENERGIA UTILIZADAS NA SOLDAGEM POR FUSÃO.....	32
2.2.1	Influência da intensidade das fontes de energia na soldagem por fusão.....	32
2.2.2	A influência da densidade de potência na formação dos microconstituintes de uma junta soldada.....	36
2.3	SOLDAGEM A LASER.....	38
2.3.1	Processo a laser a partir de um estado sólido.....	39
2.3.2	Fundamentos da soldagem a laser.....	40
2.3.3	Variáveis do processo de soldagem a laser.....	42
2.3.4	Especificação de procedimento de soldagem.....	44
2.4	PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS.....	45
2.4.1	Planejamento fatorial completo 2³.....	48
3	MATERIAIS E METODOLOGIA.....	51
3.1	MATERIAIS.....	51
3.2	METODOLOGIA.....	51
3.2.1	Estratégia experimental.....	52
3.2.2	Execução experimental.....	56
3.2.3	Análise de dados.....	61
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	63
4.1	AValiação da primeira etapa: prévia experimental.....	63

4.2	AVALIAÇÃO DA SEGUNDA ETAPA: PRÉVIA EXPERIMENTAL.....	70
4.3	AVALIAÇÃO DO PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL PRINCIPAL.....	74
4.3.1	Análise metalográfica.....	74
4.3.2	Dureza Vickers por microindentação.....	76
4.3.3	Ensaio de tração uniaxial.....	77
4.3.4	Embasamento estatístico através da análise de variância e a modelagem dos efeitos.....	79
5	CONCLUSÃO.....	87
	REFERÊNCIAS	88

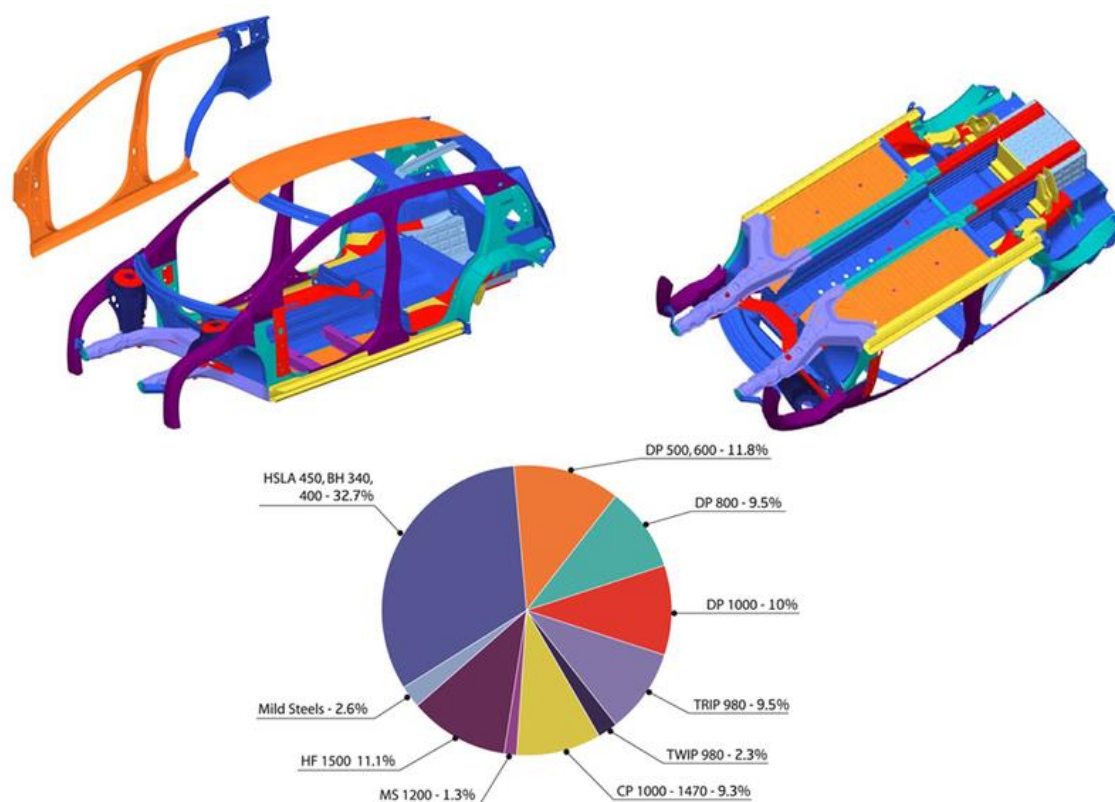
1 INTRODUÇÃO

Em virtude dos desafios atuais encarados pela indústria automotiva, principalmente pela elevada competitividade, almeja-se veículos mais leves, eficientes e acessíveis, com prioridade na segurança dos usuários, neste cenário, surgiu da iniciativa recente da indústria global de aços, o programa chamado de FSV (*FutureSteelVehicle*). Este programa segue as mesmas concepções dos programas anteriores de projetos de concepção de automóveis: ULSAB (*Ultra-Light Steel Auto Body*) de 1998, ULSAC (*Ultra-Light Steel Auto Closures*) de 2000, ULSAS (*Ultra-Light Steel Auto Suspension*) de 2000, e ULSAB-AVC (*Ultra-Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts*) de 2001, onde esboça projetos estruturais de aço que reduzem a sua massa em 29% e 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. O programa FSV inclui mais de 20 tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS) para utilização em veículos híbridos e totalmente elétricos, já disponíveis desde 2020 (WORLD AUTO STEEL, 2022).

Em 2020 surge o mais recente programa de engenharia veicular, chamado de *Steel E-Motive*, com previsão de término até o final de 2022. Este possui o objetivo de desenvolver conceitos para veículos totalmente autônomos, elétricos e conectados, projetados exclusivamente para fins de aplicações de serviços de mobilidade (*Maas – Mobility as a service*). Dentre os conceitos presentes, cita-se a presença da tecnologia da terceira geração dos aços AHSS, onde podem solucionar os desafios impostos relacionados com a segurança, redução de massa e sustentabilidade (STEEL E-MOTIVE, 2022).

Dentre estes aços estão o grau *Dual Phase* (DP) e o *Transformed-Induced Plasticity* (TRIP), que atualmente estão acessíveis no mercado e hoje compreende em torno de 40% de todo material utilizado no projeto de um veículo automotivo (WORLD AUTO STEEL, 2022; STEEL E-MOTIVE, 2022). Na figura 1.1 é possível relacionar a porcentagem em peso dos diferentes aços aplicado na estrutura primária, *Body-in-White* (BIW).

Figura 1.1: Porcentagem em massa da aplicação dos aços no BIW de um veículo elétrico a bateria (BEV)



Fonte: Adaptado de World Auto Steel (2022)

Os processos de união e soldagem são essenciais para o desenvolvimento de qualquer produto manufaturado. Entretanto estes processos agregam frações consideráveis no custo final do produto, acarretando maiores dificuldades de produção que o esperado. Isto pode ser explicado pois a soldagem é um processo de manufatura complexo que envolve muitas variáveis, exigindo o conhecimento multidisciplinar para a resolução dos problemas. Devido a esta complexidade, grande parte das falhas dos produtos manufaturados ocorre nas juntas soldadas, por se tratarem de pontos localizados de altas tensões, caracterizando assim, uma área de fragilização do componente. Assim, um conhecimento fundamentado nos processos de soldagem pode levar a um sólido processo de manufatura, trazendo economia e confiabilidade ao produto final.

Com a característica única dos aços AHSS é notável a presença de desafios nos processos de união como a soldagem laser. Estes possuem diferença significativa frente aos aços doces, quanto a composição química e microestrutura, e é importante frisar que estas diferenças impactam diretamente na operação de soldagem, principalmente no calor imposto pela fonte de

calor, que alteram a microestrutura localmente, afetando diretamente as propriedades mecânicas da junta (KELLER S., KIMCHI M., 2017).

1.1 MOTIVAÇÃO

Tailor-welded blanks ou *laser-welded blanks* é uma importante técnica de operação utilizada na indústria automotiva que aliam os processos de soldagem a laser, anterior às diferentes etapas de conformação plástica, resultando na produção de semiacabados chamados de *blanks*, possibilitando uma redução de massa, minimização do custo, otimização da matéria prima e redução de refugo. Esta técnica consiste na união de topo ou sobreposto de duas ou mais tiras de materiais similares ou dissimilares com diferentes tipos de revestimento, e espessuras, formando um componente destinado para compor a estrutura primária, *Body-In-White* ou BIW, principalmente aqueles componentes que exigem uma elevada resistência e rigidez. Outra vantagem é que a união das chapas previamente do processo de conformação possibilita a redução do número de ferramentas e, portanto, maior precisão no processo de estampagem. (UCHIHARA; FUKUI, 2006; MERKLEIN et al., 2014).

Assim, torna-se claro a importância e a completa fundamentação necessária do processo de soldagem a laser, assim como o conhecimento prévio dos materiais a serem soldados, para que o resultado seja um cordão de solda sadio e com propriedades mecânicas íntegras. A implementação do planejamento de experimentos foi de extrema importância à verificação da influência das variáveis no processo, agregando eficiência ao processo.

1.2 OBJETIVOS

Com base na motivação descrita na seção anterior, a investigação está focada em:

- Analisar a influência dos parâmetros de soldagem a laser na integridade e propriedades mecânicas em uma junta sobreposta formada pelos aços avançados DP980 e TRIP 780 com a utilização de ferramentas estatísticas.

De forma mais específica foi definido os seguintes objetivos complementares:

- Analisar metalograficamente as juntas soldada sobrepostas em aços DP980/DP980, juntas dissimilares em aços DP980/TRIP780 e TRIP780/DP980.

- Levantar perfis de dureza Vickers pelo método de microindentação de forma a identificar pontos frágeis no componente soldado TRIP780/DP980 e DP980/TRIP780.
- Caracterizar mecanicamente juntas sobrepostas em DP980/TRIP780 e TRIP780/DP980 através de ensaios de tração uniaxial.

Com o auxílio do planejamento de experimentos tipo fatorial completo 2^3 , avaliar:

- A existência das variáveis investigadas no processo a laser que influenciam significativamente as variáveis respostas limite de resistência à tração e limite de ruptura.
- A melhor combinação das variáveis investigadas do processo de soldagem a laser que favoreçam o aumento dos limites de resistência à tração e ruptura das juntas sobrepostas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

De acordo com a World Auto Steel (2022), existem diferentes maneiras de classificar os aços utilizados na indústria automotiva.

A primeira está relacionada com as características metalúrgicas e a sua rota de fabricação. Como por exemplo os aços IF, ou *intersticial-free*, que são aços de metalurgia de ultra baixo teores de carbono, e os aços BH ou *bake hardenable*, que são aços que possuem o seu limite de escoamento aumentado através de um ciclo térmico similar ao da cura de um processo de pintura (SHI M.et al, 2001; WORLD AUTO STEEL, 2022).

Um segundo método importante de classificação, principalmente para os projetistas, está relacionado com o grau de resistência do aço. A literatura utiliza alguns termos específicos para classifica-los quanto a essa classe: HSS (*Conventional High Strenght Steels* – aços de alta resistência convencionais) e AHSS (*Advanced High Strenght Steels* – aços avançados de alta resistência). A classe HSS são aços de única fase com potencial para algum teor de perlita para os aços C-Mn. A classe AHSS são aços de microestrutura multifásica contendo uma ou mais fases além da ferrita, perlita ou cementita, como por exemplo a martensita, bainita e austenita retida, em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas, com um mínimo de tensão de resistência de 440 MPa (BLECK W., PHIU-ON K, 2009; WORLD AUTO STEEL, 2022).

Um terceiro método de classificação envolve a capacidade de conformação dos aços. Um indicador deste método seria a plasticidade e a energia absorvida dos materiais, demonstrado pelo produto da resistência à tração (R_m) e do alongamento total (A). Os aços automotivos com $R_m \times A$ de 15 GPa%, são classificados como aços de primeira geração (TRIP, DP, CP e martensíticos) e os aços com $R_m \times A$ de 60 GPa% são classificados como aços de segunda geração (TWIP) (RADWAŃSKI, K.; WROŻYNA, A.; KUZIĄK, R., 2015).

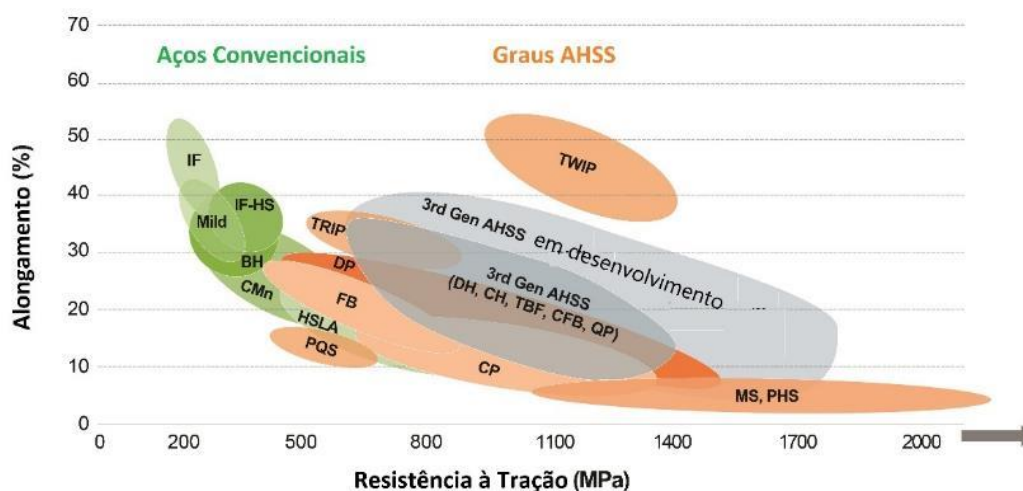
Os fabricantes têm definições próprias relacionadas a terceira geração dos aços AHSS. Esforços pontuados por Savic, V.; Hector, L.; Singh, H.; Paramasuwon, M.; Basu, U.; Basudhar, A. e Stander, N. (2018), indicam o desenvolvimento de dois produtos: graus de elevada resistência, com um alongamento de 25% e uma tensão de resistência de 1500 MPa, e graus de elevada ductilidade, com um alongamento de 30% e uma tensão de resistência de 1200 MPa.

A figura 2.1 ilustra a relação de alongamento e resistência à tração das três gerações de aços AHSS.

A segunda geração dos aços AHSS possui essencialmente uma microestrutura austenítica com mecanismo de deformação predominantemente por maclação. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem características similares, e, portanto, podem ser agrupados na mesma categoria

A terceira geração dos aços AHSS se formou após o desenvolvimento da primeira geração (DP, TRIP, CP, MS e PHS) e da segunda geração (TWIP) com início da comercialização global no ano de 2020. São aços multifásicos desenvolvidos com o intuito de melhorar a conformabilidade, graças aos teores de austenita retida nas matrizes de bainita ou martensita. Estes aços possuem elevada ductilidade em processos de conformação a frio quando comparados com outros aços do mesmo nível de resistência. De uma forma geral, existem três tipos dessa geração de aços: TBF (*TRIP-Assisted Bainitic Ferrite*) e CFB (*Carbide-Free Bainite*), Q&P (*Quenched & Partitioned*) e Med-Mn em desenvolvimento (*Medium Manganese*).

Figura 2.1: Classificação dos aços quanto às propriedades mecânicas



Fonte: Adaptado de World Auto Steel (2022); Matlock e Speer (2006)

2.1.1 Aços avançados de alta resistência – 1ª geração

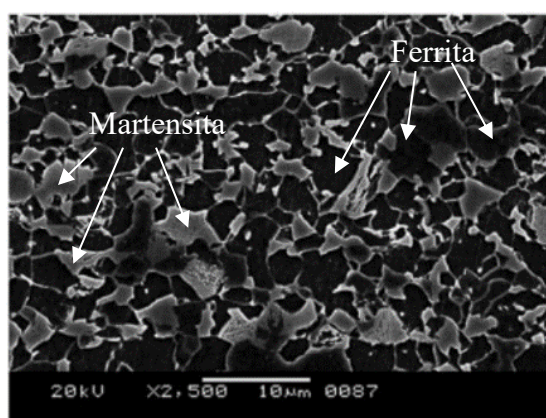
A primeira geração dos aços AHSS é baseada em uma matriz de ferrita, responsável por grande parte da ductilidade, com outros componentes microestruturais em teores variáveis, como martensita, bainita e austenita retida, responsáveis pela resistência mecânica. Estes aços possuem conformabilidade melhorada quando comparados com aços convencionais de alta resistência (WORLD AUTO STEEL, 2022).

De acordo com Matlock e Speer (2009), a primeira geração dos aços AHSS incluem o *dual phase* (aços bifásicos - DP), *transformation induced plasticity* (aços de plasticidade induzida por transformação - TRIP), *complex-phase* (aços de fase complexa - CP) e *martensitic* (aços martensíticos - MART).

2.1.1.1 Aços bifásicos (*Dual Phase* – DP)

O aço DP consiste em uma segunda fase dura formada por ilhas de martensita, envoltas por uma matriz macia de ferrita, enquanto esta fase garante uma ductilidade ao aço, aquela é responsável pela resistência mecânica. A figura 2.2 ilustra a distribuição das fases ferrita e martensita em um aço DP.

Figura 2.2: Microscopia eletrônica de varredura de um aço DP



Fonte: Adaptado de Song (2014)

Aumentando a fração volumétrica da segunda fase dura geralmente aumenta-se a resistência. Quando este aço deforma, toda a energia é concentrada na fase ferrita de baixa resistência, envolvendo as ilhas de martensita, ocasionando uma elevada taxa de encruamento (valor n). A elevada capacidade de encruamento, acrescida da excelente ductilidade, confere ao aço DP uma resistência à tração muito maior que os aços convencionais de limite de escoamento similares (FONSTEIN, 2015).

De acordo com Bhattacharya (2011), a produção dos aços DP envolve um resfriamento controlado partindo-se da fase austenita (em produtos laminados a quente) ou partindo-se de um campo bifásico ferrita e austenita (em produtos recozidos após laminação a frio e em produtos revestidos a quente) com o intuito de transformar alguma austenita em ferrita antes

que o resfriamento rápido transforme a austenita remanescente em martensita. Um pequeno teor de bainita e austenita retida pode estar presente. O teor de carbono habilita a possibilidade da formação de martensita através de rápidas taxas de resfriamento, aumentando assim a endurecibilidade do material. A tabela 2.1 mostra a composição química de referência conforme ASTM A1088 (2019).

Tabela 2.1: Composição química dos aços DP

Material	Composição Química (% em peso)							
	C	Mn+Al+Si	P	S	Cu	Ni	Cr-Mo	V+Nb+Ti
450T/250Y	0,15	3,00	0,080	0,015	0,20	0,50	1,00	0,35
490T/290Y	0,15	3,40	0,080	0,015	0,20	0,50	1,00	0,35
590T/340Y	0,17	4,75	0,080	0,015	0,20	0,50	1,40	0,35
780T/420Y	0,18	5,40	0,080	0,015	0,20	0,50	1,40	0,35
980T/550Y	0,23	6,00	0,080	0,015	0,20	0,50	1,40	0,35

Fonte: Adaptado de ASTM A1088 (2019)

Os aços DP, fabricados pela rota de laminação a frio, foram desenvolvidos através das vantagens da têmpera em água realizada na linha de recozimento contínua e são baseados na sua temperatura de recozimento intercrítica. Quanto mais próxima a temperatura de recozimento está da referência de transformação austenítica, maior será o teor de carbono dissolvido na austenita, possibilitando uma maior endurecibilidade e fração volumétrica de martensita. Adicionalmente, os efeitos da temperatura de recozimento e a taxa de resfriamento estão relacionados. Quanto menor a temperatura de recozimento na região bifásica ferrita – austenita, e maior a quantidade de carbono na austenita, menor será a necessidade da taxa de resfriamento necessária para que a transformação martensítica seja possível, evitando as fases perlita e bainita (GIRINA O., FONSTEIN N., BHATTACHARYA D., 2008).

Os teores de manganês, cromo, vanádio, molibdênio e níquel, tanto em conjunto, quanto individualmente, também contribuem para o aumento da resistência mecânica. A tabela 2.2 informa a referência de valores propriedades mecânicas para alguns aços DP.

Tabela 2.2: Propriedades mecânicas em tração uniaxial dos aços DP obtidos no sentido da laminação

Material	Propriedades Mecânicas		
	Limite de escoamento – Rp0,2 (MPa)	Limite de resistência - R _m (MPa)	Alongamento – A _{50 mm} (%)
450T	260 - 340	450 – 530	27
490T	450 - 570	780 - 910	22
590T	330 - 440	590 - 700	21
780T	440 - 550	780 - 900	15
980T	590 - 740	980 - 1130	11

Fonte: Arcelor Mittal (2022)

Apesar da possibilidade dos elementos de liga, o processamento através de uma têmpera diretamente da temperatura intercrítica pode atingir níveis elevados de resistência mecânica sem a necessidade de se incluir elementos de liga que encarecem o aço. O volume desejado da fração de martensita pode ser atingido através da têmpera direta em água a partir da temperatura intercrítica, porém sem um resfriamento lento inicial. As propriedades mecânicas são sensíveis às flutuações dos parâmetros do tratamento de recozimento, que afetam a quantidade de austenita formada (KEELER; KIMCHI, 2014).

Os aços DP galvanizados exigem a existência de uma linha de banho de galvanização a quente contínua (*continuous hot dip galvanizing line*), que é conduzida após a laminação do aço. Trata-se de um processo onde a tira de aço em temperaturas entre 600 e 630 °C é introduzida em um banho de Zn. Assim, devido à elevada condutividade do Zn e de componentes que auxiliam a agitação do banho, uma taxa de resfriamento próxima de 100 °C/s é atingida. Uma microestrutura de aços tipicamente galvanizados (“GI”) contém um tipo dominante de martensita com pequenas porções de bainita, como fases responsáveis pela resistência mecânica, na matriz dúctil de ferrita (CHO et al., 2011).

A aplicação dos aços avançados de alta resistência pode ser genericamente classificada em duas grandes categorias: componentes que compõe o painel externo ou a carroceria e os componentes relacionados à estrutura primária, ou BIW que serão posteriormente unidos através dos mais diferenciados processos de soldagem (WORLD AUTO STEEL, 2022).

No caso dos projetos BIW o foco continua sendo a economia de combustível e redução de massa, sem comprometer a segurança dos usuários. Isto se traduz na concepção de aços

conformáveis para a utilização em projetos complexos de componentes. Portanto, a aplicação dos aços DP nestes projetos possui uma elevada demanda, principalmente devido a sua elevada capacidade de absorção de energia e resistência à fadiga (BHATTACHARYA, 2011).

A Figura 2.3 ilustra duas importantes aplicações dos aços DP relacionadas com a estrutura BIW que impactam diretamente na segurança dos usuários.

Figura 2.3: Aplicações dos aços DP em projetos BIW: reforço pilar B e para-choque traseiro respectivamente

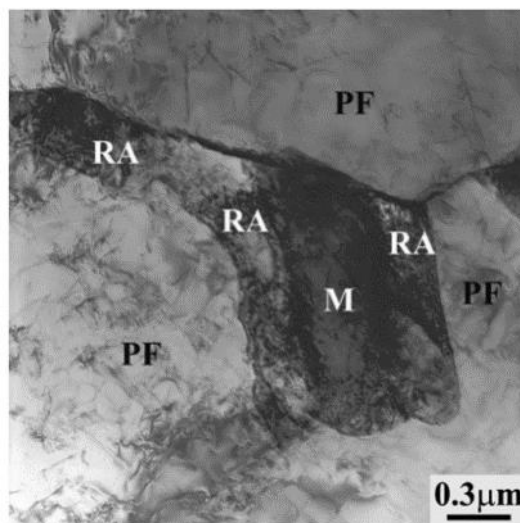


Fonte: Arcelor Mittal (2022)

2.1.1.2 Aços de plasticidade induzida por transformação (*Transformed Induced Plasticity* - TRIP)

A microestrutura destes aços é baseada na fase austenita retida em uma matriz de ferrita. Em uma adição para um mínimo de cinco por cento em volume de austenita retida, fases mais duras como a martensita e bainita podem estar presentes. A figura 2.4 ilustra a microestrutura complexa de um aço TRIP.

Figura 2.4: Microscopia eletrônica de transmissão de um aço TRIP, onde PF = ferrita poligonal; RA = austenita retida, M = martensita.



Fonte: Hodgson et al (2011)

De acordo com Bhattacharya (2011), o processamento dos aços TRIP requer um patamar isotérmico com o intuito de produzir bainita. Quanto maiores os teores de sílico e carbono, maior a porcentagem volumétrica de austenita retida na microestrutura final. Durante a deformação, a dispersão das segundas fases mais duras na matriz mais macia de ferrita, cria uma maior taxa de encruamento. Em contrapartida, a austenita retida progressivamente se transforma em martensita com o aumento da deformação, aumentando a taxa de encruamento em elevados níveis de deformação. A taxa de encruamento destes aços é substancialmente maior que os aços convencionais de elevada resistência, o que favorece o grau de estampagem, tornando-se útil para projetistas que desejam a sua utilização em componentes com propriedades mecânicas na condição como conformados.

Os aços TRIP contêm teores de carbono maiores que os aços DP com o objetivo de estabilizar a fase austenita em temperaturas abaixo da temperatura ambiente. Elevados teores de alumínio e silício aceleram a formação de bainita e ferrita. Estes elementos auxiliam em manter o carbono difundido na rede cristalina da austenita. A tabela 2.3 indica a faixa de composição química dos elementos de acordo com a ASTM A1088 (2019)

Tabela 2.3: Composição química dos aços TRIP

Material	Composição Química (% em peso)							
	C	Mn+Al+Si	P	S	Cu	Ni	Cr-Mo	V+Nb+Ti
690T/410Y	0,32	6,20	0,12	0,015	0,20	0,50	0,60	0,40
780T/440Y	0,32	6,70	0,12	0,015	0,20	0,50	0,60	0,40

Fonte: Adaptado de ASTM A1088 (2019)

A precipitação de carbono na fase bainítica é suprimida pela adição de alumínio e silício. Os níveis de deformação que a austenita retida inicia a transformação para martensita é controlado pelos teores carbono. Em níveis mais baixos, a austenita retida inicia sua transformação quase de imediato durante a deformação. Em níveis mais altos, como a austenita retida tende a ser mais estável, a sua transformação em martensita se dá em níveis maiores que aquelas produzidas pela deformação plástica, ou seja, a martensita é totalmente transformada após um nível de impacto muito elevado, como por exemplo um *crash test*. A tabela 2.4 mostra dados referentes as propriedades mecânicas de dois graus distintos dos aços TRIP.

Tabela 2.4: Propriedades mecânicas em tração uniaxial dos aços TRIP obtidos no sentido da laminação

Material	Propriedades Mecânicas		
	Limite de escoamento – Rp0,2 (MPa)	Limite de resistência - R _m (MPa)	Alongamento – A _{50 mm} (%)
690T	400 – 520	690 – 800	25
780T	450 – 570	780 - 910	22

Fonte: Arcelor Mittal (2022)

A aplicação destes aços se estende a componentes com geometria complexa que exijam uma estampagem profunda compondo os chamados *taylor blanks*. A figura 2.5 ilustra um componente BIW utilizando os aços TRIP.

Figura 2.5: Exemplo de aplicação dos aços TRIP em componente BIW: travessa de para-choque

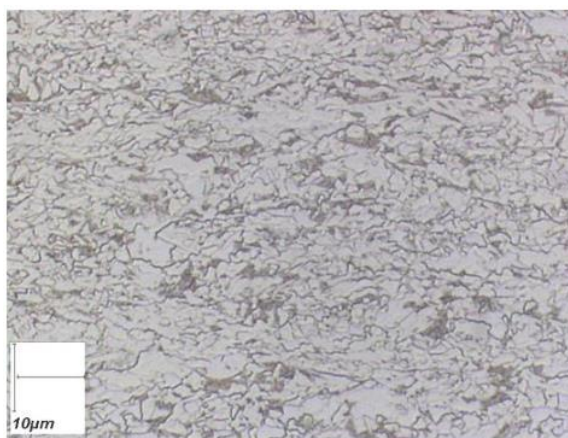


Fonte: Arcelor Mittal (2022)

2.1.1.3 Aços de fases complexas (*Complex phase* - CP)

Os aços CP combinam elevada resistência com elevada ductilidade. A microestrutura destes aços contém pequenas frações de martensita, austenita retida e perlita em uma matriz de ferrita/bainita. A figura 2.6 ilustra uma micrografia típica de um aço CP.

Figura 2.6: Microestrutura típica de um aço CP: microscopia óptica, ataque Nital



Fonte: Arcelor Mittal (2022)

Os ciclos térmicos que retardam a recristalização e promovem a precipitação de carbonítritos resultam em extremo refinamento de grão e consequente aumento da resistência mecânica (FONSTEIN, 2015).

Os aços CP possuem muitas aplicações nos componentes BIW como suspensão e chassis. Os elevados valores de limite de escoamento e alongamento possibilitam uma elevada absorção de energia e, portanto, uma boa opção para componentes considerados de segurança.

Figura 2.7: Exemplo de aplicações dos aços CP em componente BIW: flange do assento e braço da suspensão respectivamente



Fonte: Arcelor Mittal (2022)

2.1.1.4 Aços martensíticos (*Martensitic* - MS)

Nos aços MS o teor de austenita é praticamente todo convertido em martensita. O resultado é uma matriz martensítica contendo uma pequena quantidade das fases ferrita/bainita. Esta estrutura é formada após têmpera, seguido de laminação a quente, recozimento ou tratamento térmico pós-conformação. O aumento do teor de carbono aumenta a resistência mecânica e a dureza. Outros elementos de microligantes como silício, manganês, boro, níquel, molibdênio e vanádio tendem também a aumentar a resistência.

Os limites de resistência à tração podem variar entre 900 e 1800 MPa e alongamento relativamente baixo.

2.1.2 Aços avançados de alta resistência – 2ª geração

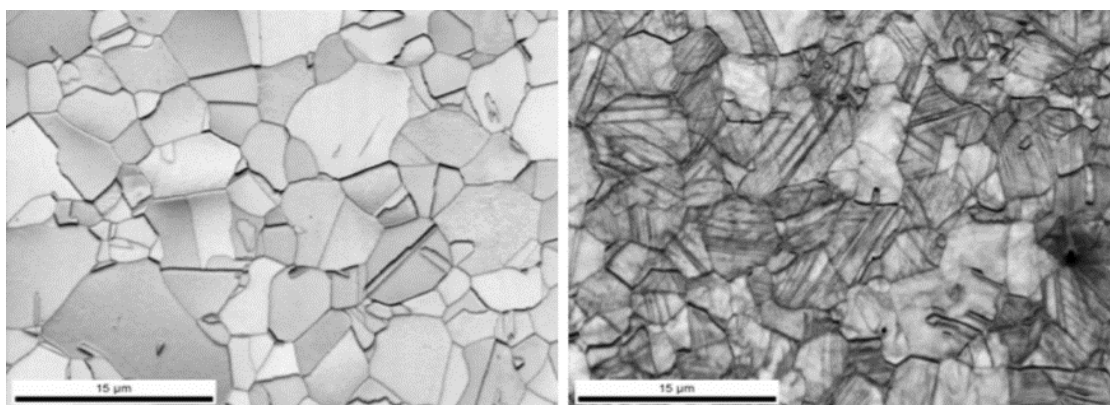
A segunda geração dos aços AHSS é marcada pela presença dos aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity* – plasticidade induzida por maclação). Estes aços possuem a maior combinação resistência / ductilidade de qualquer aço utilizado nas aplicações automotivas, com um limite de resistência a tração típico de 1000 MPa e um alongamento maior que 50% (WORLD AUTO STEEL, 2022).

Os aços TWIP são ligados com teores de manganês entre 12% e 30%, o que leva ao aço a uma microestrutura totalmente austenítica em temperaturas ambientes. Outras adições de liga incluem até 3% de silício, até 3% de alumínio e até 1% de carbono. Devido aos elevados teores de elementos de liga, a densidade é cerca de 5% menor que a maioria dos aços, portanto, estes

são candidatos prováveis para aplicações onde a redução de massa é exigida, como por exemplo a indústria automotiva (DE COOMAN B., ESTRIN Y., KIM S., 2018).

O nome dos aços TWIP está atribuído ao mecanismo de deformação por maclação. Estas deformações no processo de conformação das chapas levam a um refinamento microestrutural e elevada capacidade de encruamento (valor n). Os contornos de macla resultantes atuam de maneira similar aos contornos de grão, ou seja, como mecanismos de aumento de resistência do aço (KIM S., KIM G., CHIN K., 2008). A figura 2.8 ilustra microestruturas dos aços TWIP nas condições recozidas e deformadas.

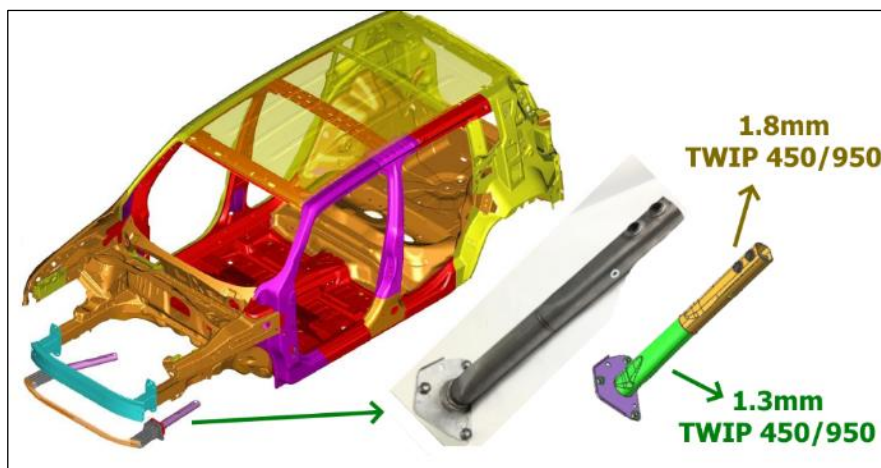
Figura 2.8: Microestruturas dos aços TWIP na condição recozida e deformada respectivamente



Fonte: Kim et al (2008)

Os aços TWIP favorecem a produção dos componentes semiacabados soldados (*welded blanks*) por aliarem a elevada resistência e ductilidade, ampliando a capacidade de estampagem profunda. Isso favorece a utilização de aços de espessuras diferentes no mesmo componente. A Figura 2.9 ilustra um exemplo de aplicação dos aços TWIP combinando alta performance, estabilidade do veículo e redução de massa (D'AIUTO F., 2016).

Figura 2.9: Aplicação dos aços TWIP em peças semiacabadas visando redução de massa



Fonte: D'Aiuto (2016)

2.1.3 Aços avançados de alta resistência – 3ª geração

Os aços AHSS desta geração possuem uma característica multifásica, com o propósito de melhorar a capacidade de conformação. Estes aços dependem da austenita retida em uma matriz bainítica ou martensítica com teores de ferrita e precipitados específicos.

Atualmente existem três tipos de aços considerados 3ª geração AHSS, todos dependentes do efeito TRIP:

TRIP-Assisted Bainitic Ferrite (TBF – ferrítico/bainítico assistidos pelo efeito TRIP): a produção destes aços leva a um tamanho de grão ferrítico/bainítico ultrafino resultando em maiores resistências. A austenita presente na microestrutura permite um efeito de transformação induzida pela plasticidade, conduzindo a melhores propriedades relativas à ductilidade (HEIBEL S., DETTINGER T., NESTER W., CLAUSMEYER T. TEKKAYA A.E., 2018).

Quenched and Partitioned (QP – temperado e particionado): descrevem uma rota de fabricação que resulta em uma microestrutura que contém martensita e quantidade significativa de austenita retida. A temperatura de patamar de têmpera define as frações de martensita e austenita a serem formadas, enquanto que a temperatura de particionamento promove o aumento da porcentagem de austenita estável na temperatura ambiente (SPEER J., RIZZO ASSUNÇÃO F., MATLOCK D., EDMONDS D., 2005).

Medium Manganese (Med-Mn – médio manganês): são aços que contêm um teor de Mn aproximado entre 3% e 12%, em conjunto com adições de silício, alumínio e outros elementos microligantes. Estes teores de ligas presentes permitem que a austenita seja estável na temperatura ambiente, levando-os ao efeito TRIP, melhorando a ductilidade frente aos

processos de estampagem profunda (SPEER J., RANA R., MATLOCK D., GLOVER A., THOMAS G., DE MORR E., 2019).

A aplicação destes aços mostra uma considerável redução de massa dos componentes quando comparados aqueles da primeira geração de AHSS (WANG L., BIAN J., WANG J., YE Y., 2019).

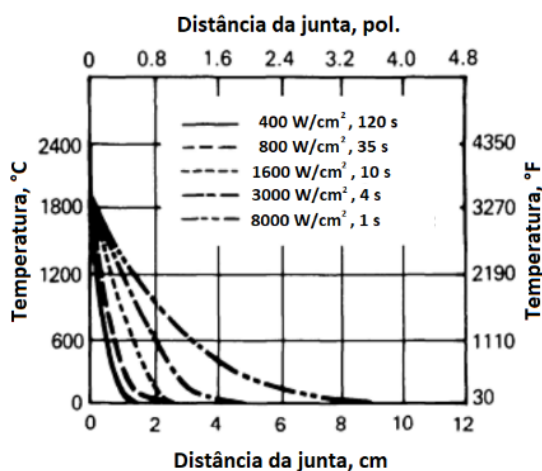
2.2 FONTES DE ENERGIA UTILIZADAS NA SOLDAGEM POR FUSÃO

De acordo com Eagar (1993), uma característica para distinguir os processos de soldagem por fusão é a intensidade das fontes de energia utilizadas para a fusão do metal.

2.2.1 Influência da intensidade das fontes de energia na soldagem por fusão

Uma grande parte das fontes de energia concentrada tem sido utilizadas nos processos de soldagem, e, portanto, muitas das características de cada tipo de fonte de calor é determinado pela sua intensidade. Ao considerar uma fonte de calor planar se difundindo em uma placa de espessura considerável, a temperatura da superfície será função da densidade de potência e do tempo (EAGAR T., 1993). A figura 2.10 mostra como esta temperatura variará na superfície do aço em relação a sua densidade de potência entre 400 e 8000 W/cm².

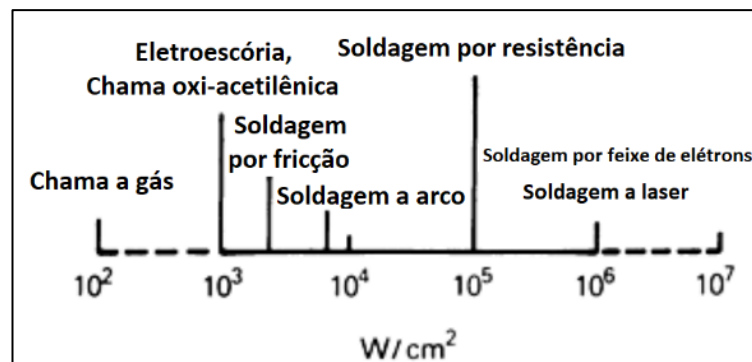
Figura 2.10: Distribuição da temperatura de uma placa aquecida uniformemente em uma das suas superfícies por um determinado tempo, em função da intensidade de calor aplicado.



Fonte: Adaptado de Eagar (1993)

Para uma potência de 400 W/cm^2 , a superfície do aço leva 120 s para que ocorra a fusão. Se considerar a fonte de calor um ponto na superfície do metal, então o fluxo de calor seria divergente e o aço não se fundiria. Portanto, o calor no metal sólido se conduziria tão rápido quanto no momento da sua imposição. No geral, é necessária uma fonte de energia com densidades de potência de próximas a 1000 W/cm^2 para a fusão da maioria dos metais. Por outro lado, o espectro de densidade de potência com intensidades entre 10^6 e 10^7 W/cm^2 , vaporizará grande parte dos metais em poucos microssegundos. Em níveis acima destes valores, todos os sólidos que interagem com a fonte de energia serão vaporizados, e nenhuma fusão poderá ocorrer. Portanto, as fontes de calor para todos os processos de soldagem devem possuir valores próximos entre $0,001$ e 1 MW/cm^2 (EAGAR T., 1993). A figura 2.11 ilustra o espectro de densidade de potência dos processos usuais de união, incluindo o processo de soldagem a laser.

Figura 2.11: Espectro das intensidades práticas de densidade de potência utilizadas para os processos de soldagem por fusão.



Fonte: Adaptado de Eagar (1993)

É possível identificar através da Figura 2.10 que a densidade de potência é inversamente relacionada com o tempo de interação da fonte com o material. Isto se deve a teoria de transferência de calor transiente, onde o calor se difunde no aço a uma profundidade tal que aumenta proporcionalmente a raiz quadrada do tempo:

$$x \sim \sqrt{\alpha t} \quad (2.1)$$

Onde, x é a distância que o calor se difunde no sólido, em cm, α é a difusividade térmica do sólido, em cm^2/s e t é o tempo em s.

Para uma fonte de calor planar na superfície de um aço, como representado na Figura 2.10, o tempo em segundos para atingir a fusão da superfície, t_m , é dado por:

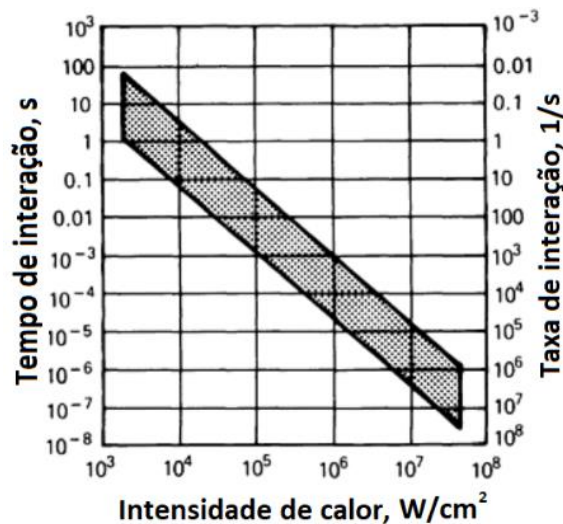
$$t_m = \left(\frac{5000}{IC} \right)^2 \quad (2.2)$$

Onde, IC é a intensidade de calor ou densidade de potência, em W/cm² transferido à peça.

A Equação 2.2 promove uma estimativa do tempo requerido para a fusão, em função da difusividade térmica do aço. Materiais com elevada difusividade térmica, ou uma fonte de energia pontual ao invés de planar, o tempo para promover a fusão aumentará em um fator entre duas e 5 vezes. Por outro lado, materiais de pequena espessura tendem a aquecer mais rapidamente (EAGAR T., 1993).

De acordo com a Figura 2.12, o tempo para a fusão do material pode ser atribuído a uma característica do tempo de interação da fonte à peça. Materiais com uma elevada difusividade térmica, como o cobre e alumínio, se apresentam junto a linha superior da banda, os aços, ligas de níquel e titânio, se apresentam ao centro da banda, enquanto que materiais de baixa difusividade, como urânio e cerâmicos, se apresentam junto a linha inferior da banda (EAGAR T., 1993).

Figura 2.12: Tempo de interação da fonte de calor junto a poça de fusão em função da intensidade de calor

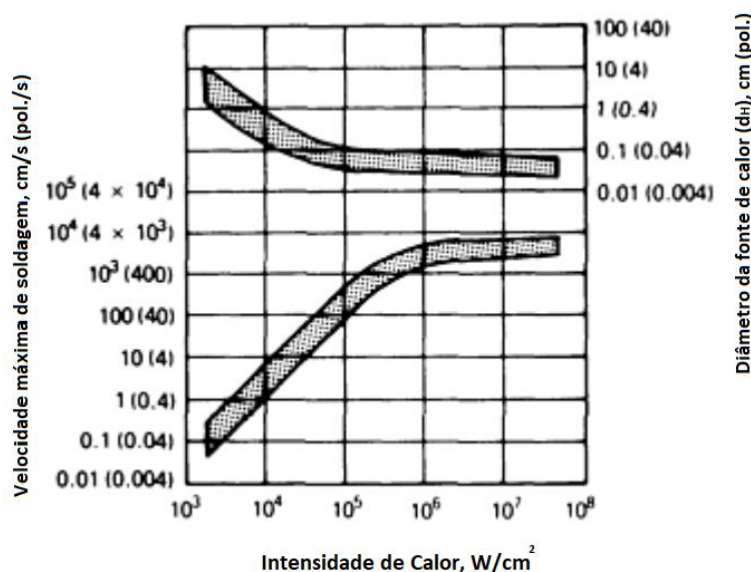


Fonte: Adaptado de Eagar (1993)

As fontes de calor com densidade de potência na ordem de 1000 W/cm², tais como as chamas oxiacetilênicas ou soldagem por elétron-escória, requerem um tempo de interação de 25 s para o aço, enquanto que as fontes referentes ao laser e ao feixe de elétrons, a uma densidade de potência na ordem de 1 MW/cm², e, portanto, um tempo de interação apenas de 25 μs.

A Figura 2.13 demonstra o tempo de interação da fonte de energia, quando esta é convertida em uma fonte de calor de diâmetro, d_H , para uma dada velocidade de soldagem, V_{max} , para os processos de soldagem.

Figura 2.13: Velocidade máxima de soldagem como função de uma intensidade de fonte de energia, baseados nos diâmetros de interação das fontes



Fonte: Adaptado de Eagar (1993)

Considerando uma potência total constante, um decréscimo na área de interação da fonte produzirá um aumento quadrático na intensidade do calor. Esta é uma das razões indicadas na Figura 2.13 em que a diminuição da área da fonte aumenta a intensidade de calor. Se a área de interação é pequena, então a taxa de potência do equipamento deve aumentar, e, portanto, apenas uma pequena porção do material deverá ser fundido. Se a área de interação é mantida constante, e a potência de entrada aumentar em uma ordem quadrática com o intuito de aumentar a densidade de potência, então o volume de metal fundido deverá aumentar drasticamente, sem efeitos benéficos ao processo (EAGAR T., 1993).

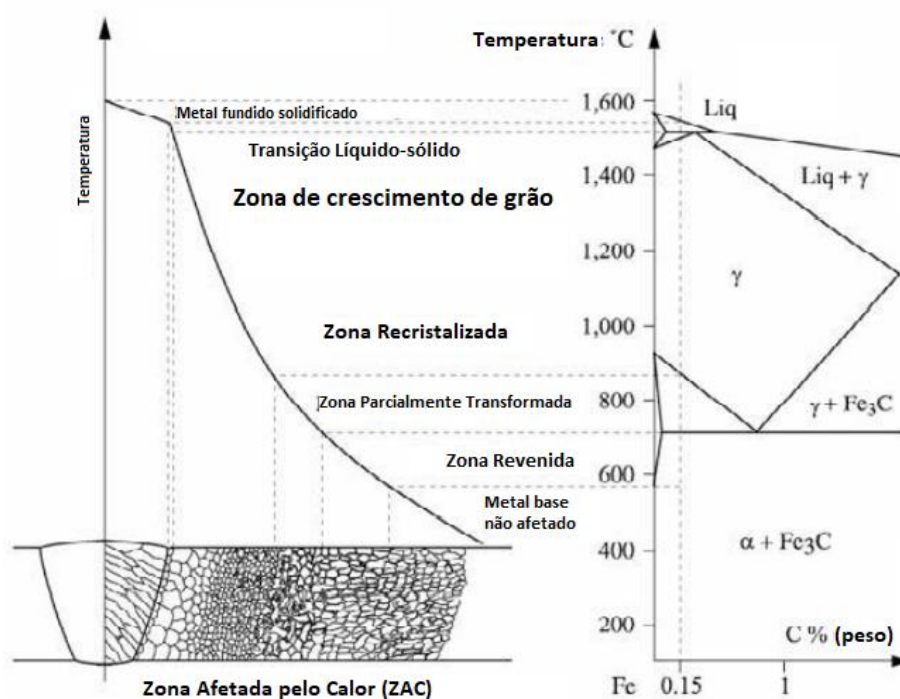
Entretanto, um decréscimo da área de interação, aliado com uma diminuição do tempo de interação à elevadas densidades de potência, compõe um problema de processo de elevada intensidade de energia. Portanto os processos de elevada densidade de energia, como aqueles de soldagem a laser e por feixe de elétrons, têm a tendência de serem automatizados devido a elevada velocidade de soldagem, além de possuírem sistemas de controle e sensores mais sofisticados (EAGAR T., 1993).

2.2.2 A influência da densidade de potência na formação dos microconstituintes de uma junta soldada

De acordo com Eagar (1993), um outro parâmetro de processo de soldagem que está diretamente relacionado com a densidade de potência da fonte de energia é a largura da zona afetada pelo calor (ZAC).

Esta zona se estabelece nas adjacências da zona fundida, e é definida como uma região microestruturalmente modificada pela transferência do calor oriundo do processo de soldagem (BLONDEAU R., 2008). A figura 2.14 ilustra os microconstituintes de uma junta soldada em função da temperatura e transferência de calor para o material adjacente.

Figura 2.14: Apresentação dos microconstituintes formadores de uma junta soldada para um aço com teor de 0,15% em peso de carbono



Fonte: Adaptado de Blondeau (2008)

Considerando a velocidade com que os ciclos térmicos em um processo de soldagem se conduzem, não seria apropriado utilizar os diagramas de fase de equilíbrio para prever a verdadeira natureza das várias fases encontradas nos arredores da linha de fusão. Entretanto, de acordo com Easterling (1983), os diagramas de fases são um norteamento para interpretar qualitativamente as modificações microestruturais.

De acordo com a Figura 2.14, na medida que se aproxima da região do metal fundido solidificado, tem-se as situações abaixo descritas.

Durante o aquecimento, o metal base que se mostra não afetado, se deve ao fato de que a temperatura atingida está abaixo da interface de transformação A_1 (727°C), mantendo o aspecto microestrutural com a presença das fases ferrita α e perlita.

Próximo ao patamar de transformação, existe uma chamada região subcrítica, quando a temperatura atinge 600°C , fenômenos tais como revenimento, esferoidização das lamelas de cementita, recristalização e envelhecimento podem ocorrer.

A zona parcialmente transformada (ou zona intercrítica) entre A_1 e A_3 (para a composição considerada, temperatura em torno de 830°C), as fases ferrita α e austenita passam a coexistir e marcam o início da formação da ZAC (GRANJON H., 1995).

A partir da temperatura de transição A_3 até aproximadamente 1495°C , a transformação está totalmente no campo austenítico. A nova estrutura austenítica substitui a estrutura de matriz ferrítica anterior. Nesta área o crescimento de grão austenítico é predominante, onde assume um menor diâmetro médio em temperaturas ligeiramente acima de A_3 , podendo atingir algumas centenas de microns em temperaturas mais elevadas. Neste caso o termo empregado é zona de granulação grosseira, e é caracterizada por ser uma área com maior tendência a instabilidade e inconsistências metalúrgicas, ou seja, é a área da junta soldada com maior probabilidade de falha (BLONDEAU R., 2008).

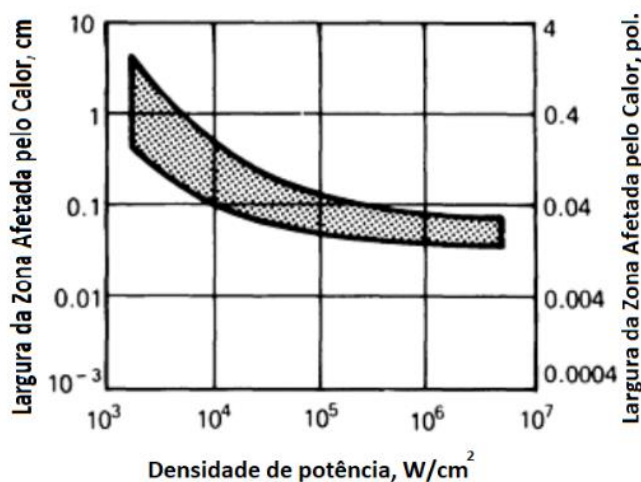
Existe uma zona bifásica, onde a fase sólida ferrita δ e a fase líquido coexistem. Esta é pequena no tamanho médio e difícil de ser visualizada no microscópio, e constitui uma ligação entre o metal base e o metal fundido. Pelo diagrama de fases de equilíbrio, esta área corresponde ao intervalo *solidus-liquidus*.

A região de metal fundido frequentemente apresenta uma composição diferente do metal de base, devido a volatilização de alguns elementos, reação com o meio ou enriquecimento da composição por elementos externos através do material de adição. O primeiro metal fundido a se nuclear é solidificado por coerência cristalográfica nos grãos da ZAC.

Em adição a estas alterações microestruturais, os processos de soldagem têm uma marcante influência nos precipitados presentes no metal base. Na verdade, é conhecido que os aços de avançada tecnologia, como por exemplo AHSS, possuem uma combinação ótima de mecanismos de endurecimento, guiados pela natureza microestrutural como refinamento de grão e precipitados que conduzem a elevadas propriedades mecânicas. Este balanço de mecanismos é significativamente modificado pelos ciclos térmicos de soldagem (BLONDEAU R., 2008).

Com base na Equação 2.1, a largura da ZAC pode ser estimada a partir do tempo de interação da energia oriunda da fonte e da difusividade térmica do material. Esta estimativa pode ser observada através da Figura 2.15, onde a partir de níveis de 10^4 W/cm^2 em densidade de potência, observa-se um patamar aproximadamente constante na largura da ZAC. Isto se deve ao fato que a largura da ZAC aumenta durante ao estágio de aquecimento sob as densidades de potência inferior a 10^4 W/cm^2 , porém em maiores densidade de potência, a largura da ZAC tende a crescer durante o ciclo de resfriamento. Em densidades de potência menores, a largura da ZAC é controlada pelo tempo de interação, enquanto que em densidades maiores de potência o tempo de interação da fonte não influencia na largura da ZAC.

Figura 2.15: Largura da ZAC em função da densidade de potência da fonte de energia



Fonte: Adaptado de Eagar (1993)

A mudança na inclinação na Figura 2.15 representa a densidade de potência fornecida pela fonte, e também a eficiência em que o processo a utiliza para a fusão do metal. Em maiores valores de densidade de potência, praticamente todo calor fornecido é utilizado na fusão do material, com um mínimo de perdas e transferência do calor para os arredores. À medida que a densidade de potência diminui, a eficiência é reduzida. Uma consideração importante é que a densidade de potência fornecida também influencia na taxa penetração/largura da poça de fusão. Este valor pode variar desde 0,1 para processos de baixa densidade, até valores maiores que 10 para processos de maiores densidades (EAGAR T., 1993).

2.3 SOLDAGEM A LASER

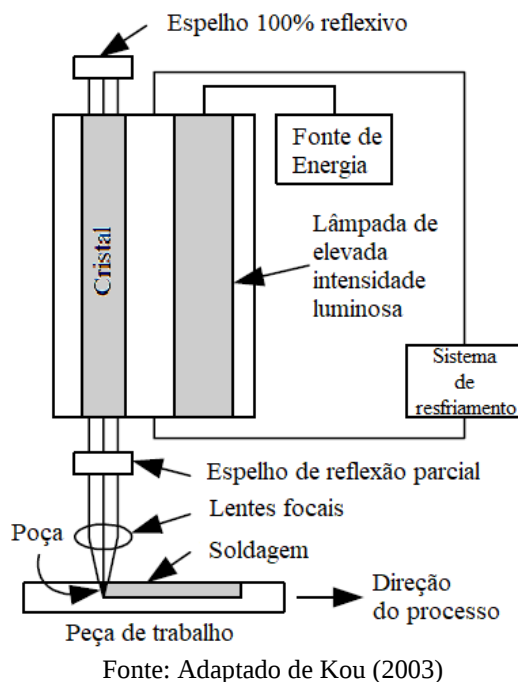
O processo de soldagem a laser é um processo de união por fusão do metal base, onde o calor necessário para esta fusão é oriundo de um feixe laser com elevada densidade de energia (valores entre 10^5 e 10^7 W/cm²) e em grande parte das situações conduzidas de forma autógena. O termo laser refere-se ao acrônimo *light amplification by stimulated emission of radiation* (luz amplificada por emissão estimulada de radiação). A natureza coerente do feixe laser permite a sua focalização em um pequeno diâmetro, conduzindo-o a elevadas densidades de energia (KOU S., 2003; MAZUMDER J, 1993).

O feixe laser pode ser produzido a partir de um estado sólido, ou a partir de um gás. Em ambos os casos o feixe é colimado e direcionado por um sistema óptico de forma a atingir elevadas densidades de energia (KOU S., 2003).

2.3.1 Processo a laser a partir de um estado sólido

No laser obtido a partir de um estado sólido, um cristal é dopado com pequenas concentrações de elementos de transição ou elementos de terras-raras. No laser Nd-YAG, um cristal de ítrio-alumínio-granada é dopado com neodímio, este elemento dopante tem seus elétrons excitados devido à sua exposição com lâmpadas que emitem uma luz de elevada intensidade luminosa. Estes elétrons atingem níveis de energia maiores, e quando retornam ao seu estado energético normal, o laser é emitido. A Figura 2.16 ilustra o funcionamento do laser a partir de um estado sólido segundo uma adaptação de Kou, 2003.

Figura 2.16: Processo de soldagem a partir de um laser tipo estado sólido



Os lasers de fibra são aqueles que utilizam uma fibra óptica dopada como maneira de aumentar a amplificação, ou seja, o ganho médio. A dopagem é realizada através de íons de terras-raras, como o érbio, neodímio, itérbio, tálio ou praseodímio. Estes tipos de lasers demonstraram grande progresso nos últimos anos, e eventualmente irão substituir aqueles emitidos via cristais dopados. A sua área de aplicação são lasers de elevada potência (acima de 20 kW) com uma eficiência de 25% (BLONDEAU R., 2008; PASCHOTTA, 2008).

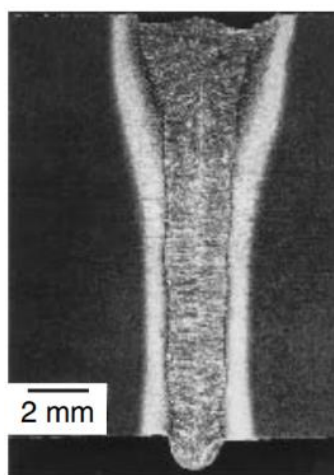
2.3.2 Fundamentos da soldagem a laser

Um plasma é produzido durante o processo de soldagem a laser, especialmente em níveis de elevada potência, devido a ionização do gás de proteção. O plasma pode absorver ou dispersar o feixe laser, podendo resultar em uma redução na profundidade de penetração do cordão de solda. Portanto, torna-se necessário a remoção ou supressão do plasma durante o processo. O gás de proteção que protege a poça de metal fundido pode ser direcionado lateralmente de forma a desviar o plasma do caminho do feixe laser (KOU S., 2003).

Existem dois modos ou funções distintas no processo de soldagem a laser. Um modo de soldagem por condução e outro modo de soldagem por *keyhole*. Quando a densidade de potência do feixe laser atinge uma ordem de 10^9 W/m^2 , a poça de fusão começa a evaporar e segue aumentando até se atingir uma densidade de 10^{10} W/m^2 . Neste valor a pressão de recuo

do vapor de metal empurra o metal líquido no sentido inferior e sentido lateral da junta, e uma profunda capilaridade é gerada, a qual se dá o nome *keyhole* (DOWES, 1992). Durante este processo, o *keyhole* se mantém aberto devido ao balanço dinâmico entre a tensão de superfície do metal líquido, a pressão de vapor do metal e o plasma que é induzido pelo laser. Ao irradiar na parede do *keyhole*, o feixe laser é refletido inúmeras vezes, o que o faz um modo de elevada eficiência energética (GLADUSH; SMUROV, 2011). Desta maneira, o processo de soldagem a laser alia a produção de cordões com elevada penetração, estreitas ZAC e a velocidades elevadas, evitando assim grandes distorções na peça de trabalho. A Figura 2.17 ilustra uma micrografia característica de uma seção transversal de uma junta de topo soldada pelo processo a laser.

Figura 2.17: Seção transversal de uma junta de topo de um aço ASTM A633, espessura 13 mm, soldada pelo processo a laser, ataque Nital.



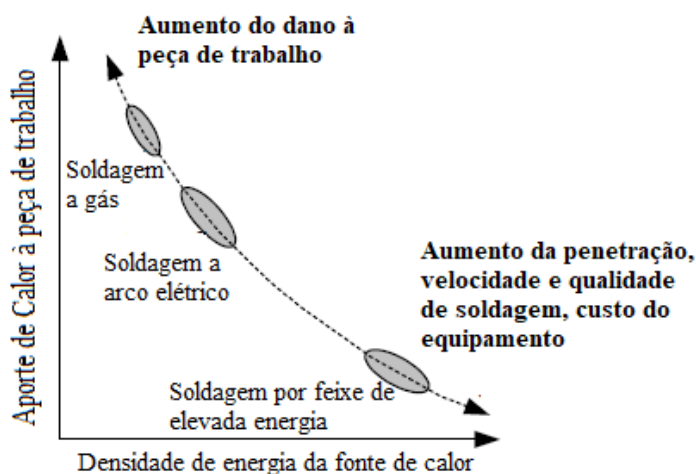
Fonte: Adaptado de Kou (2003)

A eficiência da fonte de calor é dada como a relação da taxa da transferência de calor da fonte de calor à peça de trabalho em relação à potência nominal da fonte. Uma porção da energia é transferida na forma de calor à peça de trabalho e o restante da energia é perdido para o ambiente (KOU S., 2003).

Note que o termo *heat input* ou aporte térmico, usualmente utilizado pela comunidade de soldagem, refere-se à potência nominal da fonte. Assim, a eficiência do processo de soldagem a laser pode ser muito pequena devido à elevada refletividade do feixe laser em relação à superfície do metal. Esta eficiência pode ser melhorada por modificações na superfície tais como aumento da rugosidade ou revestimento (KOU S., 2003).

Quando se compara o processo a laser com outros processos de soldagem tradicionais, como os de soldagem a gás e por arco elétrico, nota-se uma diminuição do aporte de calor transferido à peça de trabalho, graças à formação do *keyhole*, evitando assim a perda de resistência mecânica e a distorção da peça de trabalho. Além do mais, um aumento da densidade de energia resulta em uma maior penetração do cordão de solda e aumento na velocidade de soldagem, com um aumento da qualidade do visual da junta. Estas vantagens podem ser visualizadas na figura 2.18.

Figura 2.18: Variação do aporte de calor à peça de trabalho em relação à densidade de energia da fonte de calor dos processos de soldagem.



Fonte: Adaptado de Kou (2003)

2.3.3 Variáveis do processo de soldagem a laser

Esta seção possui o objetivo de identificar as variáveis ou fatores do processo de soldagem a laser que são controláveis. Esta identificação se fez com base nas principais referências da literatura sobre o tema e com base nas práticas operacionais.

De acordo com a Mazumder (1993), as principais variáveis independentes de um processo de soldagem a laser incluem:

Potência do feixe laser incidente: a profundidade da penetração na soldagem a laser está diretamente relacionada com a densidade de potência e é função do diâmetro do feixe incidente. Para um diâmetro de feixe constante, a penetração tende a aumentar quando a potência é aumentada.

Diâmetro do feixe laser incidente: O diâmetro do feixe é uma das variáveis mais importantes pois determina a densidade de potência, entretanto a sua medição apresenta muitas dificuldades para feixes de elevada potência. Esta dificuldade está relacionada com a natureza do feixe e o que deve ser medido. A distribuição espacial da energia de um feixe pode afetar as suas características focais. Assim, para um feixe típico Gaussiano, o seu diâmetro pode ser definido como sendo a sua potência estando no valor central entre $\frac{1}{e^2}$ e $\frac{1}{e}$. Muitas técnicas de medição que têm sido utilizadas são de difícil interpretação.

Absortividade: A absortividade é uma função da resistividade elétrica, e, portanto, é uma característica intrínseca da superfície do material a ser soldado. A absortividade é uma característica importante para determinar a eficiência do processo de soldagem a laser.

Velocidade do feixe laser sob a superfície de trabalho: A velocidade de soldagem possui uma correlação negativa com a profundidade de penetração, ou seja, quanto maior a velocidade, menor a penetração. Em detrimento, em velocidades menores, a zona de fusão tenderá a ser maior. Assim, o perfil da poça de fusão é determinado conjuntamente entre o tempo de interação e a velocidade de soldagem.

Posição focal: A posição focal em relação à superfície da peça de trabalho influencia diretamente o perfil da poça de fusão e a penetração durante o processo de soldagem. Estudos anteriores mostraram que a posição focal direcionada até 1 mm da superfície de contato do feixe pode ser considerada um ponto ótimo de trabalho, produzindo cordões de solda sadios, podendo variar, porém para materiais de diferentes espessuras e diferentes potências utilizadas. A profundidade do foco pode ser definida como a distância em que o feixe focal possui a mesma intensidade

Tempo de interação: O tempo de interação é definido como o tempo gasto em um determinado ponto da superfície sobre o feixe laser, em outras palavras é a relação entre o diâmetro do feixe e a velocidade de soldagem.

Gás de proteção: O plasma produzido durante o processo de soldagem absorve e dispersa o feixe laser. Portanto torna-se necessário remover ou suprimir o plasma. Em valores maiores de potência este fenômeno pode ser ainda mais pronunciado, causando uma diminuição da penetração. A utilização do gás hélio como proteção pode dirimir este percalço, além de proteger a poça de fusão da oxidação. Portanto, a composição e o fluxo do gás de proteção podem influenciar diretamente a penetração do processo de soldagem. O potencial de ionização do gás de proteção não é a característica mais importante na soldagem a laser, principalmente em velocidades de soldagem elevadas. Isto porque gases com potenciais elevados possuem

número e massa atômicos baixos. Estes gases mais leves são menos efetivos em deslocar o ar da interação material-feixe em um curto espaço de tempo em velocidades maiores. Assim uma mistura de gases pesados e leves devem resultar em uma penetração ótima. Estudos anteriores mostraram uma proporção de 10% argônio e 90% hélio

2.3.4 Especificação de procedimento de soldagem

Para o código ASME IX (2019), uma especificação de procedimento de soldagem (EPS) é um documento escrito que norteia a união dos materiais para um determinado processo. Isto se faz através da definição de determinadas condições sob os quais os processos de união dos materiais devam ser realizados, incluindo intervalos válidos para a aplicação das variáveis.

Quando uma EPS é preparada por uma organização, deve ser frisado as variáveis específicas ditas essenciais e não essenciais aplicáveis ao processo de união utilizados na linha de produção. O propósito da qualificação de uma EPS é demonstrar que o processo de união proposto para a construção é capaz de produzir juntas com as propriedades mecânicas requeridas para um determinado fim.

As variáveis ditas como essenciais são aquelas que quando alteradas afetam diretamente as propriedades mecânicas da junta, a ZAC ou o MB. Portanto em complemento, as variáveis ditas como não essenciais são aquelas que não afetam diretamente as propriedades mecânicas da junta. O quadro 2.1 abaixo informa as variáveis ditas como essenciais para o processo de soldagem a laser.

Quadro 2.1 – Variáveis essenciais para o processo de soldagem a laser.

(continua)

<i>Grupo das variáveis</i>	<i>Variáveis essenciais</i>
<i>Projeto de juntas</i>	<i>Presença de mata-junta</i>
	<i>Presença de abertura</i>
	<i>Configuração de juntas sobrepostas</i>
	<i>Juntas de topo ou sobrepostas</i>
	<i>Ângulo do chanfro</i>
<i>Material de base</i>	<i>Composição química</i>
	<i>Espessura</i>

Quadro 2.1 – Variáveis essenciais para o processo de soldagem a laser.

(conclusão)

<i>Grupo das variáveis</i>	<i>Variáveis essenciais</i>
<i>Material de adição</i>	<i>Velocidade de alimentação</i>
	<i>Composição química</i>
	<i>Composição química final do metal de solda</i>
	<i>Método de adição</i>
<i>Pré-aquecimento</i>	<i>Variação de temperatura</i>
<i>Alívio de tensões pós soldagem</i>	<i>Exigido quando existe transformação dos materiais</i>
<i>Gás de proteção</i>	<i>Tipo de gás e mistura</i>
	<i>Meio: vácuo, gás ativo ou inerte</i>
	<i>Fluxo de alimentação</i>
<i>Características elétricas</i>	<i>Frequência do pulso do feixe</i>
	<i>Modo de operação: pulsado ou contínuo</i>
	<i>Distribuição da energia: multimodal ou gaussiana</i>
	<i>Potência</i>
<i>Técnica</i>	<i>Limpeza inicial e interpasse</i>
	<i>Frequência</i>
	<i>Ângulo cabeçote-peça</i>
	<i>Velocidade de soldagem</i>
	<i>Relação diâmetro do feixe e comprimento focal</i>
	<i>Fonte do laser</i>
	<i>Comprimento de onda</i>
	<i>Diâmetro do feixe</i>

Fonte: Adaptado de ASME IX (2019)

2.4 PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS

De acordo com Giesbrecht F. e Gumpertz M. (2004) experimentos bem planejados conduzidos por observadores qualificados podem aumentar a probabilidade do aprendizado,

pois em ambas as situações, onde uma chance de um evento ocorrer e a chance de o evento ser reconhecido aumentam significativamente. Os mesmos autores descrevem que o processo de conduzir um experimento pode ser dividido nas seguintes fases: planejamento, execução e análise. É através da primeira fase que ocorrem os questionamentos quanto à hipótese levantada, como por exemplo, a razão desta dada investigação, definições dos materiais utilizados e o que se deseja aprender com os resultados obtidos.

Nesta fase o investigador deve avaliar as condições que o experimento deve ser conduzido, quais fatores devem ser considerados e quais fatores podem ser seguramente desconsiderados. As considerações financeiras e os prazos estipulados são importantes questões que devem ser levantadas e frisadas. A segunda fase é onde as corridas experimentais são aplicadas quando o trabalho é realizado em um laboratório. E a terceira e última fase consiste na análise estatística, que pode ser realizada formalmente de acordo com os métodos mais variados encontrados na literatura.

A estatística pode ter um elevado impacto na qualidade de um estudo experimental ainda na fase de planejamento e avaliar a viabilidade quando na existência de restrições de equipamentos, financeiros e tempo, evitando assim uma quantidade de corridas experimentais muito extensas, evitando desperdícios de recursos. A meta de um planejamento estatístico experimental é fornecer ferramentas que garantirão que um determinado experimento seja capaz de fornecer respostas às questões da pesquisa, e também informações que sejam tão eficiente quanto possível de maneira a otimizar os recursos disponíveis. Desta forma existem quatro princípios do planejamento de experimentos que precisam ser enfatizados: representatividade, aleatoriedade, replicação e controle dos erros.

Para Oehlert G. (2010), os tomadores de decisão utilizam experimentos com o intuito de dar respostas aos questionamentos, através de um planejamento adequado e analisando-os apropriadamente. Um experimento é caracterizado pelos tratamentos e unidades experimentais a serem usadas, a maneira como os tratamentos são atribuídos às unidades e as respostas que são medidas. É importante frisar que o tomador de decisões está no controle dos experimentos, e isto permite realizar inferências sólidas quanto a natureza das diferenças observadas no experimento, ou seja, as inferências são devido a casualidade e demonstram consistência. Para um bom planejamento de experimentos deve-se evitar erros sistemáticos, ser preciso, permitir a estimativa do erro experimental e ter uma ampla validade.

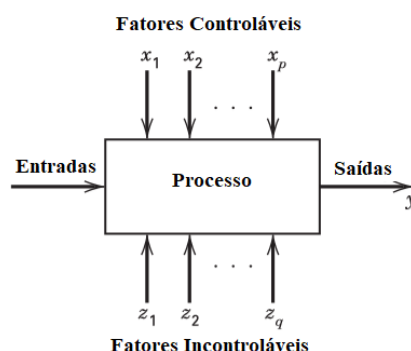
Montgomery (2013) salienta que a observação de um sistema enquanto está em operação é parte de um importante processo de aprendizagem, e é parte integral do entendimento sobre como estes sistemas funcionam. Entretanto para entender realmente o que acontece com a

influência dos fatores de entrada é necessário muito mais do que apenas observar, torna-se necessário atuar na alteração destes fatores. Isto significa que para entender a relação causa e efeito em um sistema é necessário alterar as variáveis do sistema e observar as mudanças nas variáveis respostas que aquelas alterações surtiram, em outras palavras, é necessário conduzir estratégias de experimentos no sistema. Assim é possível determinar quais variáveis de entrada são responsáveis pelas alterações observadas nas variáveis respostas, desenvolvendo um modelo relacionando a resposta às variáveis de entrada e utilizá-lo para um melhoramento contínuo do processo e auxiliar na tomada de decisão.

A experimentação emprega um importante papel na tecnologia, comercialização e inovação de produtos, que consiste no projeto e formulação de novos produtos, desenvolvimento de processos de fabricação e melhorias. O objetivo é em muitos casos desenvolver um processo robusto, ou seja, um processo que é minimamente afetado por fontes externas de variabilidade, e estudar a performance do processo.

A Figura 2.19 ilustra como um modelo de um processo pode ser representado, onde se pode visualizar as entradas sendo transformadas através de uma combinação de operações, máquinas, métodos, pessoas, e outros recursos em saídas que possuem uma ou mais variáveis respostas observáveis. Algumas variáveis do processo e propriedades dos materiais $x_1, x_2, \dots, x_p$ são controláveis, enquanto outras variáveis $z_1, z_2, \dots, z_q$ são incontroláveis. Os objetivos de um experimento podem incluir a determinação de quais variáveis de entrada possuem maior influência na resposta y , determinar a melhor combinação entre as variáveis de entrada que favorecem o valor nominal desejado na variável resposta, determinar a combinação de entrada que favoreça a menor variabilidade da resposta e a melhor combinação das entradas que minimizem os efeitos dos fatores incontroláveis.

Figura 2.19: Modelo geral de um processo.



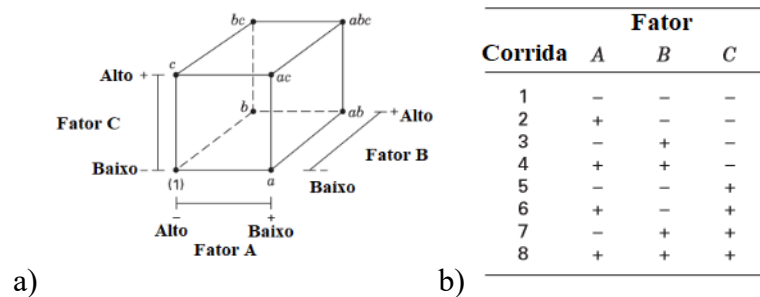
Fonte: Adaptado de Montgomery (2013)

2.4.1 Planejamento fatorial completo 2^3

Os planejamentos fatoriais são amplamente utilizados em experimentos que envolvem inúmeros fatores com o intuito de verificar as suas atuações conjuntas na resposta observada. Muitos casos práticos são aqueles planejamentos com k fatores, cada um deles aplicados em dois níveis apenas. Estes níveis podem ser quantitativos, como dois valores de temperatura, pressão ou tempo, ou podem ser de característica qualitativa, como duas máquinas, dois operadores, níveis *altos* ou *baixos* de um determinado fator ou talvez a presença ou ausência daquele fator. Uma réplica completa de um determinado planejamento requer 2^k planejamentos fatoriais. Como para estes planejamentos são experimentados em apenas dois níveis para cada fator, assume-se que a resposta é aproximadamente linear sobre o intervalo dos níveis dos fatores escolhidos. Em muitas triagens experimentais de fatores, onde o estudo do processo está se iniciando, este pode ser uma opção razoável para o experimentador (MONTGOMERY, 2013).

O planejamento fatorial completo 2^3 envolve a experimentação de três fatores, sejam eles A , B e C em dois níveis de interesse. Assim, as oito condições ou corridas experimentais podem ser ilustradas através da Figura 2.20 em três eixos formando um cubo como vista geométrica, e ainda utilizar uma codificação ortogonal com os sinais $+$ e $-$ em uma matriz de planejamento, representando os níveis *alto* e *baixo* respectivamente.

Figura 2.20: Planejamento fatorial completo 2^3 : (a) Vista geométrica e (b) Matriz de planejamento.



Fonte: Adaptado de Montgomery (2013).

Existem sete graus de liberdade entre as oito combinações no planejamento 2^3 . Três graus de liberdade estão associados aos efeitos principais de A , B e C . Quatro graus de liberdade estão associados com as interações entre os fatores, sejam elas: AB , AC , BC e ABC . Para estimar o efeito de A , torna-se necessário desenvolvê-lo na forma de contraste entre as quatro combinações da face direita e as quatro combinações da face esquerda do cubo demonstrado na Figura 2.20. Nota-se que o efeito é a média das quatro corridas onde A está no nível *alto* ($\bar{y}_{A+}$) menos a média das quatro corridas onde A está no nível *baixo* ($\bar{y}_{A-}$), e assim realizado similarmente para os efeitos de B e C conforme a equação 2.3 abaixo.

$$A = \bar{y}_{A+} - \bar{y}_{A-} \quad (2.3)$$

$$B = \bar{y}_{B+} - \bar{y}_{B-} \dots \dots \dots (2.4)$$

$$C = \bar{y}_{C+} - \bar{y}_{C-} \quad (2.5)$$

Uma medida da interação AB é a diferença entre a média dos efeitos A a dois níveis de B . Por convenção uma metade desta diferença é chamada de interação AB . Similarmente é realizado para as interações AC e BC .

$$AB = \left[\frac{abc - bc + ab - b - ac + c - a + (1)}{4n} \right] \quad (2.6)$$

$$AC = \left[\frac{(1) - a + b - ab - c + ac - bc + abc}{4n} \right] \quad (2.7)$$

$$BC = \left[\frac{(1) + a - b - ab - c - ac + bc + abc}{4n} \right] \quad (2.8)$$

A interação ABC é definida como a diferença média entre a interação AB a dois diferentes níveis de C , conforme indicado na Equação 2.9 abaixo. Todas estas propriedades são implicadas pela ortogonalidade do planejamento 2^3 e os contrastes utilizados para estimar os efeitos.

$$ABC = \left[\frac{abc - bc - ac + c - ab + b + a - (1)}{4n} \right] \quad (2.9)$$

A soma dos quadrados dos efeitos é calculada pois cada efeito possui uma referência contraste para cada grau de liberdade. No planejamento de experimentos 2^3 com n réplicas, a soma dos quadrados para qualquer efeito pode ser seguida conforme a Equação 2.10. A soma dos quadrados é importante para medir o percentual de contribuição que cada termo do modelo possui na influência da variável resposta.

$$SS = \frac{(Contrast)^2}{8n} \quad (2.10)$$

Um modelo da soma dos quadrados pode ser previsto como resultado da ANOVA com através da equação 2.11 abaixo.

$$SS_{Modelo} = SS_A + SS_B + SS_C + SS_{AB} + SS_{AC} + SS_{BC} + SS_{ABC} \quad (2.11)$$

A estatística F_0 é calculada com base nas somas dos quadrados e comparada de forma a testar a hipótese nula.

$$F_0 = \frac{MS_{Model}}{MS_E} \quad (2.12)$$

A hipótese nula é baseada nos coeficientes dos modelos, onde considera-se que não há diferença significativas entre eles, e a complementarmente, a hipótese alternativa é que exista pelo menos um coeficiente diferente de zero.

$$H_0: \beta_1 = \beta_2 = \beta_3 = \beta_{12} = \beta_{13} = \beta_{23} = \beta_{123} \quad (2.13)$$

$$H_1: \text{pelo menos um } \beta \neq 0$$

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

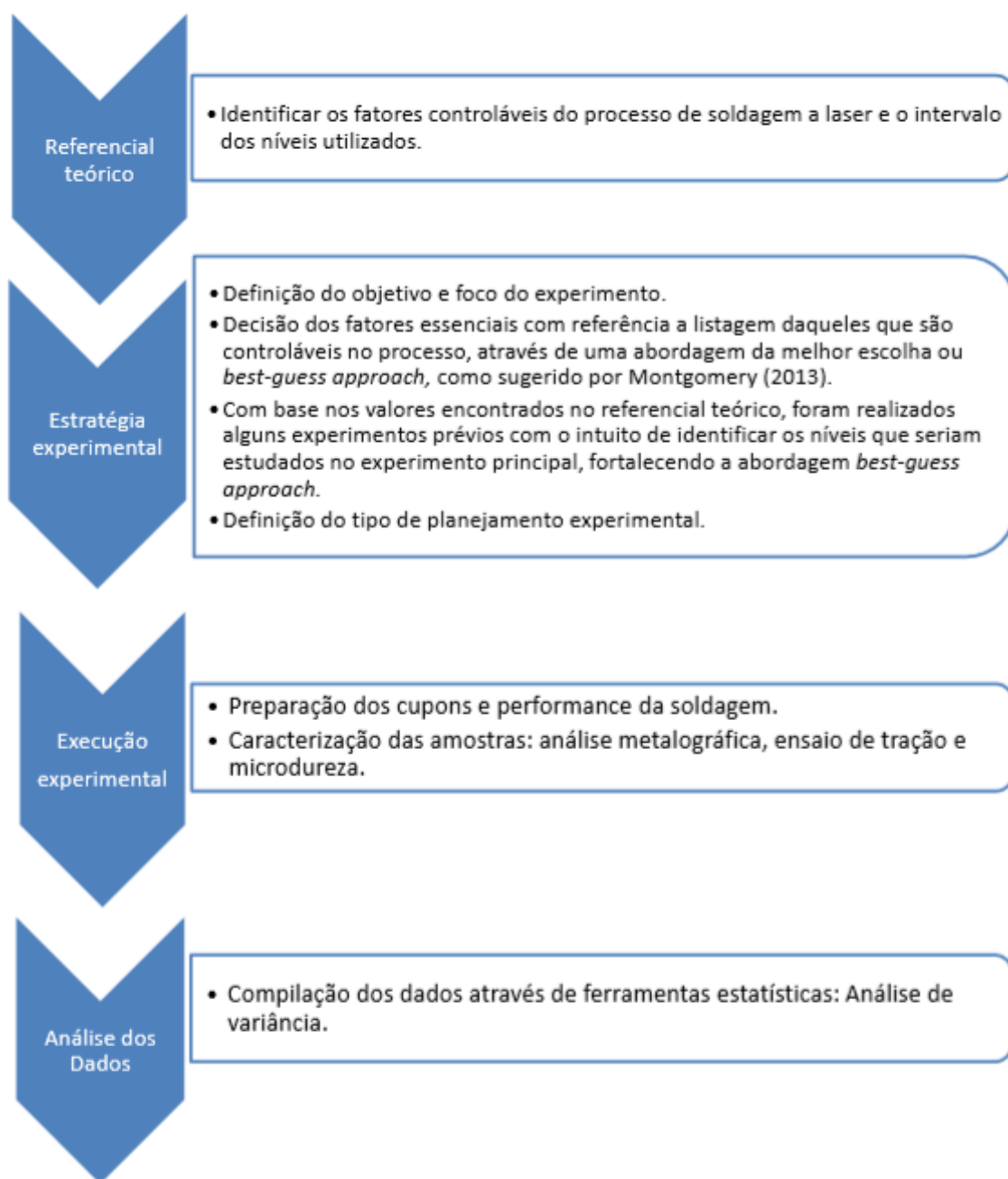
3.1 MATERIAIS

No presente trabalho foram utilizados os aços de elevada resistência mecânica DP980 e TRIP780 na condição galvanizada, que vem sendo amplamente aplicados na indústria automotiva. Os valores de composição química referentes ao metal base e a galvanização foram obtidos via fluorescência de raios-x, através do equipamento Axios MAX, marca PANalytical, do laboratório de caracterização química da Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo. As propriedades mecânicas destes materiais em tração uniaxial em corpos de prova extraídos transversalmente ao sentido de laminação das chapas de 1,2 mm de espessura. Estas propriedades foram obtidas através de ensaios de tração utilizando o equipamento de ensaios universal Shimadzu no laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, campus de Guaratinguetá.

3.2 METODOLOGIA

A experimentação foi realizada com base nas técnicas de planejamento de experimentos de forma a investigar a relação causa e efeito das variáveis essenciais do processo de soldagem a laser, em função da resposta obtida das propriedades mecânicas das juntas em tração uniaxial. Esta metodologia do trabalho se estendeu em quatro fases que estão resumidas na Figura 3.1, e que serão detalhadas a seguir.

Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia da investigação.



Fonte: Autoria própria.

3.2.1 Estratégia experimental

Conforme mencionado anteriormente, firmou-se o objetivo do presente trabalho em investigar as propriedades mecânicas em tração de juntas soldadas, sendo assim o foco do planejamento experimental tem como principal variável resposta a limite de resistência à tração das juntas soldadas.

Com base nos conjuntos de fatores impactantes no processo de soldagem a laser citados na seção anterior, foram escolhidos dois, utilizando a abordagem da melhor escolha (Montgomery, 2013), onde, com base nos conceitos da literatura, avaliou-se aqueles que tivessem um maior impacto na penetração no MB, seja ela para mais ou para menos. Com base nesta prévia os fatores escolhidos em relação ao controle do processo foram as variáveis de entrada potência do feixe incidente e velocidade de soldagem. A terceira e última variável de entrada investigada foi atrelada ao material que teria o primeiro contato com o feixe para a junta sobreposta, optando assim por avaliar também as diferentes absortividades entre os materiais DP980 e TRIP780.

Através da literatura existente foi levantado possíveis níveis de trabalho das variáveis potência do feixe incidente e velocidade de soldagem para juntas sobrepostas em aços na condição galvanizada utilizados na indústria automotiva (CHEN et al., 2013; MEI et al., 2013). Através destas informações realizou-se uma prévia experimental afim de definir os níveis daquelas duas variáveis para o planejamento principal. A prévia foi realizada em duas etapas e estão detalhadas a seguir.

A primeira etapa teve o intuito de investigar a soldagem sobreposta de juntas envolvendo apenas o material DP980. A tabela 3.1 abaixo mostra a relação de potência (em W), a velocidade de soldagem (mm/min) e a posição do foco do feixe (M=Interface entre as chapas, U=Superfície superior da chapa de primeiro contato com o feixe, D=Superfície inferior da chapa) para os 16 cordões investigados, de forma a conhecer a melhor janela de soldabilidade com juntas sadias com ausência de poros, defeitos e falta de fusão. Ficou estabelecido o argônio como gás de proteção a um fluxo constante de 8,4 l/min e o comprimento focal de 160 mm para todas as condições experimentais.

Tabela 3.1 – Prévia experimental da primeira etapa: combinação de variáveis para a soldagem de juntas sobrepostas em DP980.

Nº da Soldagem	Potência (W)	Velocidade (mm/min)	Posição Focal
1	1000	1500	M
2	1300	1500	M
3	1500	1500	M
4	1000	3000	M
5	1300	3000	M
6	1500	3000	M
7	1500	3000	U
8	1000	6000	M
9	1300	6000	M
10	1500	6000	M
11	1500	6000	D
12	1300	2000	U
13	1400	2000	U
14	1400	3000	U
15	1400	4000	U
16	1200	3000	U

Fonte: Autoria própria

Nesta primeira etapa foi realizado caracterizações metalográficas em todos as juntas. A caraterização mecânica foi realizada na amostra que demonstrou uma junta de solda isenta de descontinuidades internas, através do ensaio de microdureza Vickers. A metodologia destes ensaios está detalhada na seção 3.2.3.

Com base na análise das caracterizações da primeira etapa, foi possível nortear os níveis para o próximo passo, agora com o intuito de avaliar o comportamento do processo de soldagem a laser com a confecção de juntas entre os materiais DP980 e TRIP780 e então decidir qual a melhor opção dos níveis para o planejamento principal. Ficou estabelecido para todas as condições experimentais o argônio como gás de proteção a um fluxo constante de 8,4 l/min e o comprimento focal de 160 mm direcionado para a superfície de primeiro contato do feixe.

A Tabela 3.2 mostra a relação de potência (em W) e a velocidade de soldagem para os doze cordões de solda realizados e investigados nesta etapa.

Tabela 3.2 – Prévia experimental da segunda etapa: combinação de variáveis para a soldagem de juntas sobrepostas em DP980 e TRIP780.

Nº da Soldagem	Potência (W)	Velocidade (mm/min)
1	1500	3000
2	1400	3000
3	1300	3000
4	1200	3000
5	1500	2000
6	1400	2000
7	1300	2000
8	1200	2000
9	1500	2500
10	1400	2500
11	1300	2500
12	1200	2500

Fonte: Autoria própria

O intuito desta avaliação foi identificar a integridade das juntas soldadas após o processo de soldagem, priorizando as amostras que não apresentassem descontinuidades internas na interface entre as chapas e na junta soldada.

Na investigação principal optou-se pela utilização do planejamento de experimentos do tipo fatorial completo, que é o mais eficiente para o estudo do efeito de três fatores, que é o foco do trabalho em questão. Através de uma réplica de um planejamento fatorial é possível investigar todas as combinações de níveis dos fatores investigados, e apropriada para identificar possíveis interações entre os fatores, evitando conclusões errôneas. Foi decidido também que no planejamento experimental do tipo fatorial completo a investigação de cada fator se daria em dois diferentes níveis e, portanto, um planejamento de experimentos do tipo 2^3 . Após a compilação dos resultados das primeira e segunda etapas de experimentação, foram definidos os níveis da investigação experimental principal onde tais informações podem ser observadas no Quadro 3.1.

Quadro 3.1 – Variáveis ou fatores investigados atrelando os níveis baixo e alto a suas respectivas codificações.

<i>Variável ou Fator</i>	<i>Nível</i>	
<i>Potência do feixe incidido</i>	<i>1200 W</i>	<i>(-) baixo</i>
	<i>1300 W</i>	<i>(+) alto</i>
<i>Velocidade de soldagem</i>	<i>2000 mm/min</i>	<i>(-) baixo</i>
	<i>3000 mm/min</i>	<i>(+) alto</i>
<i>Material da face da solda ou de primeiro contato do feixe</i>	<i>TRIP780</i>	<i>(-) baixo</i>
	<i>DP980</i>	<i>(+) alto</i>

Fonte: Autoria própria

O planejamento experimental principal foi realizado com base no planejamento do tipo fatorial completo 2^3 , ou seja, oito experimentos com o foco no limite de resistência a tração uniaxial como a variável resposta. Foram realizadas três réplicas do ensaio de tração para cada uma das juntas soldadas investigadas. O Quadro 3.2 ilustra as informações como cada corrida experimental foi concebida.

Quadro 3.2: Corrida dos experimentos principais.

<i>Corrida Experimental</i>	<i>Potência</i>	<i>Velocidade</i>	<i>Material</i>
<i>S1</i>	-	-	-
<i>S2</i>	+	-	-
<i>S3</i>	-	+	-
<i>S4</i>	+	+	-
<i>S5</i>	-	-	+
<i>S6</i>	+	-	+
<i>S7</i>	-	+	+
<i>S8</i>	+	+	+

Fonte: Autoria própria

3.2.2 Execução experimental

A primeira etapa experimental utilizou oito amostras de chapas de aço DP980 com dimensões de 50 x 50 x 1,2 mm, na condição galvanizada conforme composição química especificada na tabela 4.1. Anterior à soldagem, as superfícies das chapas foram lixadas com

uma lixa 200 mesh de carbeto de silício (SiC), de forma a dirimir a refletividade do feixe, e lavadas com acetona 95% PA com o intuito de eliminar impurezas que porventura pudessem prejudicar o processo. Estas chapas foram posicionadas duas a duas de maneira sobreposta formando quatro cupons na sua totalidade. No primeiro cupom foi realizado três, no segundo e terceiro foram realizados quatro, e no quarto cupom cinco cordões de solda. O espaçamento médio entre os cordões foi de 15 mm, este suficiente para que o calor envolvido no processo não interferisse no cordão já performado anteriormente. A relação das variáveis do processo de soldagem a laser assumidas para esta etapa fora detalhada na seção 3.2.2.

A segunda etapa envolveu a utilização do material DP980 e outra do TRIP780 com dimensões de 200 x 150 x 1,2 mm ambas as amostras. A condição superficial e composição química dos materiais como recebidos foram mencionadas na seção 3.1. Os cuidados que se antecederam a soldagem seguiram o mesmo procedimento detalhado no parágrafo anterior. O cupom foi posicionado de maneira a formar juntas sobrepostas com o DP980 na face, exposto ao primeiro contato do feixe laser e o material TRIP780 na região inferior ou raiz da junta de solda. As doze juntas de solda foram efetuados no mesmo cupom respeitando o mesmo espaçamento mencionado no parágrafo anterior. As variáveis ajustadas para cada cordão de solda foram discutidas na seção 3.2.2.

A soldagem foi concebida no laboratório DeDALO do IEAV/CTA, através de um laser de fibra de vidro dopado com Itérbio (Yb), modelo IPG-YLR-2000, com 50 μm de diâmetro e 5 metros de extensão, resultando em um comprimento de onda de 1070 nm e um máximo de 2000 W de potência. Para o auxílio no posicionamento dos materiais foi utilizada uma mesa CNC com servomotores controlados por computador, permitindo uma resolução máxima de 5 μm no eixo x-y e 1 μm no eixo z (figura 3.2). O processo foi realizado de forma autógena, com uma configuração de junta sobreposta, sem abertura, na função *keyhole*, posição plana no sentido coincidente da laminação do material.

Figura 3.2 – Cabeçote de soldagem a laser de fibra dopado com Yb, modelo IPG-YLR-2000, laboratório DeDALO.



Fonte: Autoria própria

A caracterização das amostras envolveu o seccionamento dos cupons para análise metalográfica, e a averiguação de propriedades mecânicas através de ensaios de tração e microdureza.

O seccionamento dos cupons para a análise metalográfica se deu transversalmente a junta soldada 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. A eletroerosão foi utilizada com o intuito de dirimir a influência do calor e afetar ao mínimo a região soldada durante o seccionamento das amostras, e, para as etapas um e dois, realizada no ponto médio do comprimento dos cordões de solda.

O seccionamento das amostras metalográfica referentes ao planejamento principal foram retirados paralelamente à amostra de tração referente à cabeça dos cupons, conforme indicado na Figura 3.4. 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 utilizando resina fenólica ou baquelite como matéria-prima. Através das

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

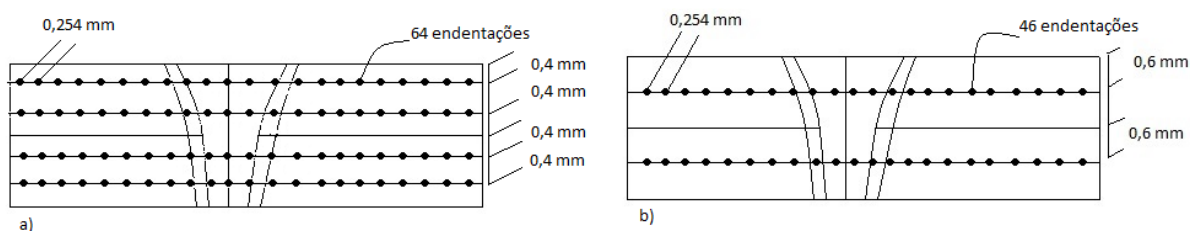
O polimento foi realizado com politrizes automáticas em conjunto com o pano de fabricação da STRUERS, modelo OP-NAP e uma suspensão de sílica coloidal, não cristalizada, com tamanho médio de partículas de 0,05 μm do fabricante ALLIED. Ao final foi realizado o ataque químico com o reagente Nital a uma concentração de 3% de ácido nítrico pelo método de esfregamento.

A avaliação macrográfica foi realizada com o auxílio de um estereomicroscópio Zeiss Stemi 2000 com uma ampliação de 1,60 x, 2,5 x e 1,25 x para a primeira, segunda etapa e o planejamento principal respectivamente. O processamento das imagens, assim como a medição da largura da junta de solda foram realizados através do software de domínio público IMAGEJ.

O intuito da avaliação macrográfica foi identificar as juntas íntegras que não apresentassem defeitos internos, e efetuar a medição da largura da região soldada como um todo, ou seja, linha de fusão (LF) e ZAC. O ensaio de dureza Vickers por microendentação foi realizado através de um durômetro da marca WILSON, modelo 401 MVD do laboratório de estudos da usinagem do DMT/FEG/UNESP, utilizando uma carga de 200 g com um tempo de 15s por endentação e a norma ASTM E384 (2017) como referência. O espaçamento entre as endenta  es foi de 0,254 mm realizadas nas amostras embutidas após a caracteriza  o metalográfica, respeitando o limite de 2,5 vezes a diagonal da endenta  o. Cada perfil de dureza por microindenta  o levantado abrangeu as regiões do MB, ZAC e LF, sendo possível a compara  o dos valores em diferentes regiões. Na primeira etapa foi levantado quatro perfis de dureza por microindenta  o ao longo da espessura e penetra  o da junta soldada da melhor condi  o apresentada pela análise macrográfica. O primeiro e o segundo perfil foram realizados a uma distância de 0,4 e 0,8 mm do topo da superfície, ou face da solda, sendo denominados como Nível 1 e 2 respectivamente. O terceiro e o quarto perfil foi realizado a uma distância de 0,4 e 0,8 mm da interface de união entre as chapas, sendo denominados como Nível 3 e 4 respectivamente. No total foram realizadas 64 medi  es de dureza em cada perfil analisado. Na segunda etapa não houve caracteriza  o por meio de levantamento de perfis de dureza por microindenta  o. Já no planejamento principal foi realizado dois levantamentos de perfis de dureza por microindenta  o em cada uma das oito corridas experimentais. As amostras analisadas foram aquelas submetidas a caracteriza  o metalográfica, se encontrando embutidas e na condi  o *atacadas quimicamente*. O primeiro perfil foi realizado na região superior onde se encontra o material da face, a um nível médio da espessura da chapa, ou seja, 0,6 mm da superfície. O segundo perfil realizado na região inferior onde se encontra o material da raiz, a

um nível médio da espessura da chapa, ou seja, 1,8 mm da superfície ou 0,6 mm da interface entre as chapas. Cada perfil totalizou 46 endentações. A Figura 3.3 ilustra um esboço das posições do levantamento dos perfis de dureza por microidentação para a primeira etapa e para o planeamento principal.

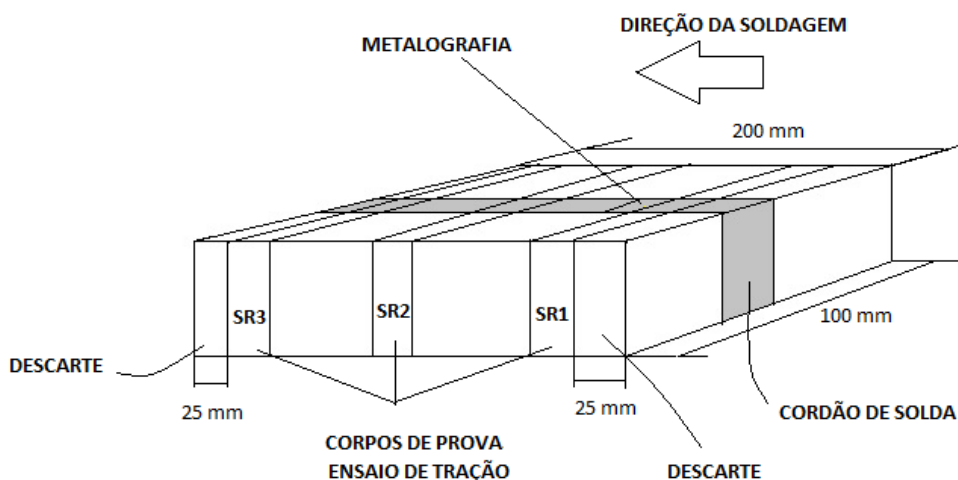
Figura 3.3: Perfil de dureza Vickers por microidentação (a) esboço para perfil da primeira etapa e (b) esboço para perfil do planeamento principal.



Fonte: Autoria própria

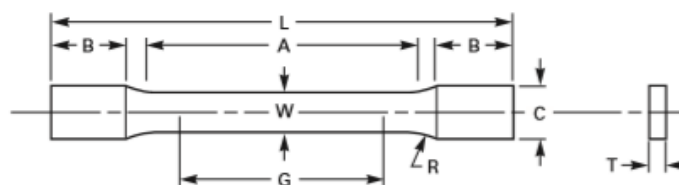
Os ensaios de tração foram realizados para os materiais base conforme recebidos e para cada condição da corrida experimental prevista pelo planeamento principal, utilizando como referência a norma ASTM E8/E8M (2016a). Os corpos de prova foram retirados transversalmente ao sentido de laminação da chapa e a junta soldada, na posição cabeça, cauda e na posição média de cada cupom soldado conforme ilustrado no esboço da Figura 3.4. Os três corpos de prova foram usinados pelo método de eletroerosão conforme o padrão reduzido da norma de referência de acordo com sua adaptação indicada na Figura 3.5, totalizando 24 peças.

Figura 3.4: Esboço da retirada dos corpos de prova de tração e metalografia.



Fonte: Autoria própria

Figura 3.5: Dimensões do corpo de prova de tração prismático na condição reduzida.



Onde, $G = 25,0 \pm 0,08$ mm
 $W = 6,25 \pm 0,05$ mm
 $T = 1,2$ para material base e $2,40$ mm para junta soldada.
 $R = 6$ mm
 $L = 100$ mm
 $A = 32$ mm
 $B = 32$ mm
 $C = 10$ mm

Fonte: Adaptado de ASTM E8/E8M (2016a).

O ensaio de tração foi realizado com o auxílio da máquina universal de ensaios, modelo AGX-V do fabricante SHIMADZU, pertencente ao DMT/FEG/UNESP. Foi utilizado uma célula de carga de 50 KN de capacidade e a velocidade de ensaio, ou seja, a velocidade de avanço realizada pela travessa superior em relação à inferior, fixada a 1 mm/min. A interface da máquina para a obtenção dos dados foi realizada através do software TRAPEZIUM, onde foi possível a obtenção de um arquivo do tipo .csv, relacionando o tempo de ensaio, a evolução da carga em N e o deslocamento da travessa superior em mm. Este arquivo foi modificado para uma extensão .xlsx de maneira a facilitar a interpretação dos dados na forma de tabelas e então importado para o software ORIGINPRO para a geração das curvas tensão versus deformação e interpretação dos resultados.

3.2.3 Análise dos dados

Esta seção descreve a metodologia de como proceder na análise dos dados para então responder aos objetivos firmados na seção 1, definindo quais efeitos as variáveis potência do feixe incidente, velocidade de soldagem e absorvidade têm no limite de resistência a tração uniaxial, e se existe alguma combinação dentre os níveis escolhidos para uma maximização do limite de resistência. Com um embasamento estatístico utilizando a ferramenta de análise de variância (ANOVA) como metodologia, testando a significância dos efeitos principais e suas interações será possível calcular os efeitos das variáveis e a sua respectiva combinação para maximizar o limite de resistência a tração uniaxial.

A compilação dos dados consiste em estimar os efeitos principais (ou efeitos de primeira ordem), os efeitos de interação de dois fatores e o efeito da interação dos três fatores investigados, com estas informações agrupadas graficamente em conjunto com a evolução da variável resposta, foi possível prever a melhor combinação dos níveis dos fatores para a maximização da variável resposta. Adicionalmente um modelo matemático com base no cálculo dos efeitos foi levantado. E por fim um teste de significância, realizado a um nível de 95% de confiança, teve o intuito de identificar a existência da dependência direta de algum fator principal na variável resposta. O software MINITAB foi utilizado para conduzir os cálculos referentes à ANOVA.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Antes do início dos processos de soldagem, foi realizada uma caracterização química por fluorescência de raios-x dos materiais de base envolvidos, DP980 e TRIP780, os valores encontrados estão indicados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química do metal base e revestimento de galvanização dos aços DP980 e TRIP780, em percentual massa.

Aço DP980 Base		Aço DP980 Revestimento		Aço TRIP780 Base		Aço TRIP780 Revestimento	
Fe	95,11	Zn	87,19	Fe	93,37	Zn	90,89
C	0,0954	Fe	11,89	C	0,20	Fe	8,36
Mn	2,41	Al	0,52	Mn	1,88	Al	0,61
Si	0,291	Mn	0,22	Al	1,488	Mn	0,11
Cr	0,284	Mo	0,11	Si	0,27	Si	0,02
Al	0,036	Si	0,05	Cr	0,146	S	0,01
Mo	0,193	S	0,01	Nb	0,018		
P	0,013			P	0,017		
S	0,0028			S	0,002		

Fonte: Autoria própria.

A tabela 4.2 indica as propriedades mecânicas dos materiais de base DP980 e TRIP780.

Tabela 4.2 – Propriedades em tração uniaxial dos materiais DP980 e TRIP780.

Material	Limite de Resistência à Tração, N/mm ²	Limite de Ruptura, N/mm ²
Aço DP980	986,40	838,61
Aço TRIP780	795,81	729,97

Fonte: Autoria própria.

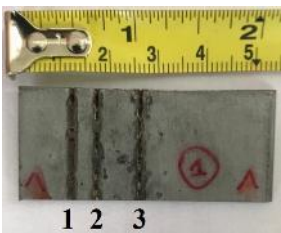
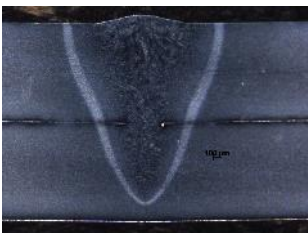
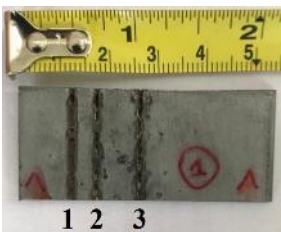
4.1 AVALIAÇÃO DA PRIMEIRA ETAPA: PRÉVIA EXPERIMENTAL

Para as amostras soldadas em DP980 houve uma preocupação no aspecto visual das soldagens, avaliando a existência de defeitos superficiais como mordeduras e respingos de metal na face e na raiz do cordão. Após o seccionamento da seção transversal e posterior preparo metalográfico, foi associado o aspecto visual à qualidade dos cordões, avaliando o grau de penetração, o tamanho da ZAC e a efetividade da união das chapas propriamente dita, evidenciando a presença ou não de poros ou defeitos na interface. Estes resultados estão ilustrados no Quadro 4.1. Com relação ao aspecto visual da superfície, nota-se uma qualidade

ruim nos cordões 1 a 7, com a presença de mordeduras e excesso de respingos. Uma qualidade boa é notada no visual das faces dos cordões 12 a 16, sem a presença de respingos. Com relação ao aspecto visual da raiz, os cordões 1 a 7 tiveram um aspecto bom sem a presença de defeitos. Nas raízes de 8 a 11 não houve efeito pronunciável da transferência de calor imposto pelo feixe, resultando em uma ausência da fusão na interface das chapas, logo não há presença de raiz para estes cordões. Na raiz dos cordões 12 a 14 nota-se um excesso de metal fundido nos arredores do cordão, ocasionando mordeduras. Isto se deve ao excesso de calor imposto à peça. Os cordões 15 e 16 possui um visual bom da raiz sem demonstrar excesso de metal fundido.

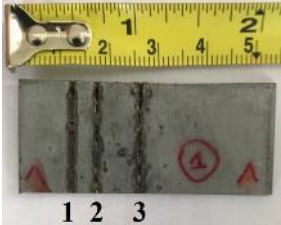
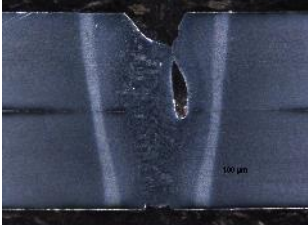
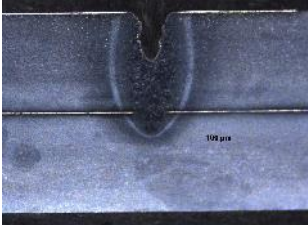
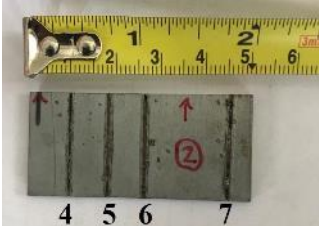
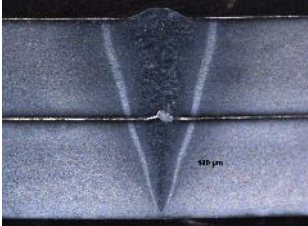
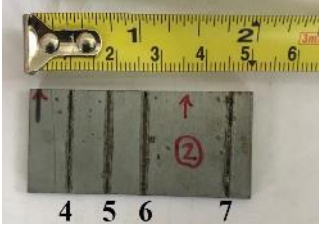
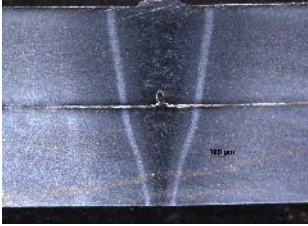
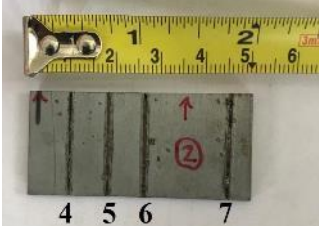
Quadro 4.1 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980.

(continua)

<i>Nº da Soldagem</i>	<i>Aspecto Visual da Superfície da Junta Soldada</i>	<i>Aspecto Visual da Raiz</i>	<i>Aspecto Macrográfico, 1,6x</i>
1 $P=1000\text{ W}$ $V = 1500\text{ mm/min}$			
2 $P=1300\text{ W}$ $V = 1500\text{ mm/min}$			

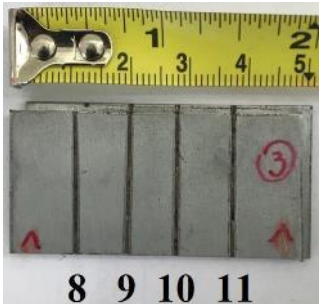
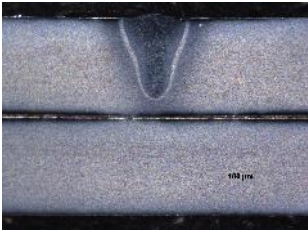
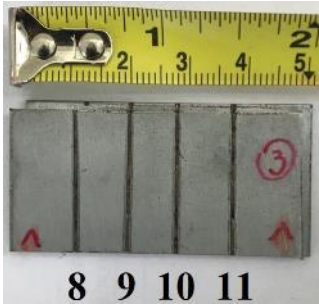
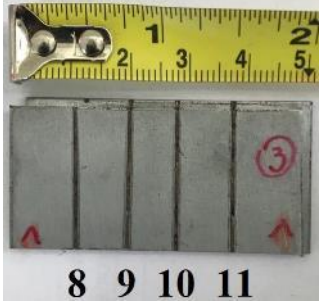
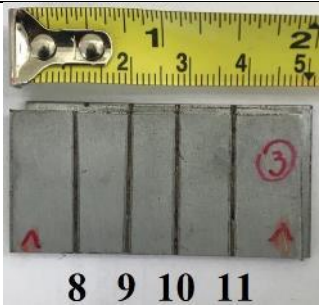
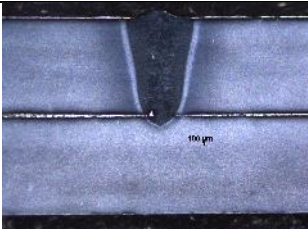
Quadro 4.1 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980.

(continua)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Superfície da Junta Soldada	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 1,6x
3 $P=1500\text{ W}$ $V = 1500\text{ mm/min}$			
4 $P=1000\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
5 $P=1300\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
6 $P=1500\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
7 $P=1500\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			

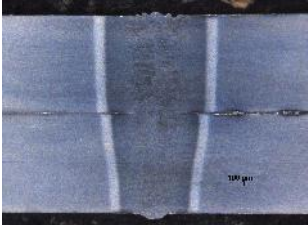
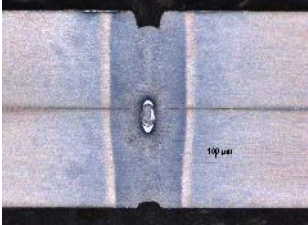
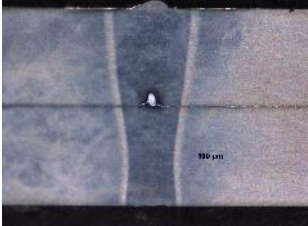
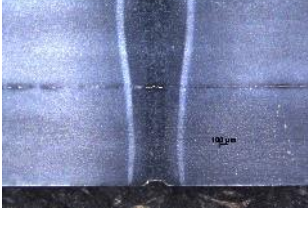
Quadro 4.1 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980.

(continua)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Superfície da Junta Soldada	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 1,6x
8 $P=1000\text{ W}$ $V = 6000\text{ mm/min}$		Não houve efeito pronunciável na raiz destes cordões, ficando a aparência do aço como recebido, ou seja, não houve penetração suficiente.	
9 $P=1300\text{ W}$ $V = 6000\text{ mm/min}$		Não houve efeito pronunciável na raiz destes cordões, ficando a aparência do aço como recebido, ou seja, não houve penetração suficiente.	
10 $P=1500\text{ W}$ $V = 6000\text{ mm/min}$		Não houve efeito pronunciável na raiz destes cordões, ficando a aparência do aço como recebido, ou seja, não houve penetração suficiente.	
11 $P=1500\text{ W}$ $V = 6000\text{ mm/min}$		Não houve efeito pronunciável na raiz destes cordões, ficando a aparência do aço como recebido, ou seja, não houve penetração suficiente.	

Quadro 4.1 – Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980.

(conclusão)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Superfície da Junta Soldada	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 1,6x
12 $P=1300\text{ W}$ $V = 2000\text{ mm/min}$			
13 $P=1400\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
14 $P=1400\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
15 $P=1400\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			
16 $P=1200\text{ W}$ $V = 3000\text{ mm/min}$			

Fonte: Autoria própria

Uma razão de aspecto foi determinada através do resultado da relação da penetração, P, e a largura, L, para cada um dos cordões de solda. Para a largura, L, foi considerado a maior dimensão obtida da medição de dois valores. Visto que a área da ZAC é dada como uma região de instabilidade microestrutural, e a penetração relacionada com o grau de integridade do cordão de solda, buscou-se uma elevada razão de aspecto, ou seja, uma elevada penetração e um baixo comprimento da ZAC. Estes resultados podem ser verificados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Razão de aspecto dos cordões de solda em DP980.

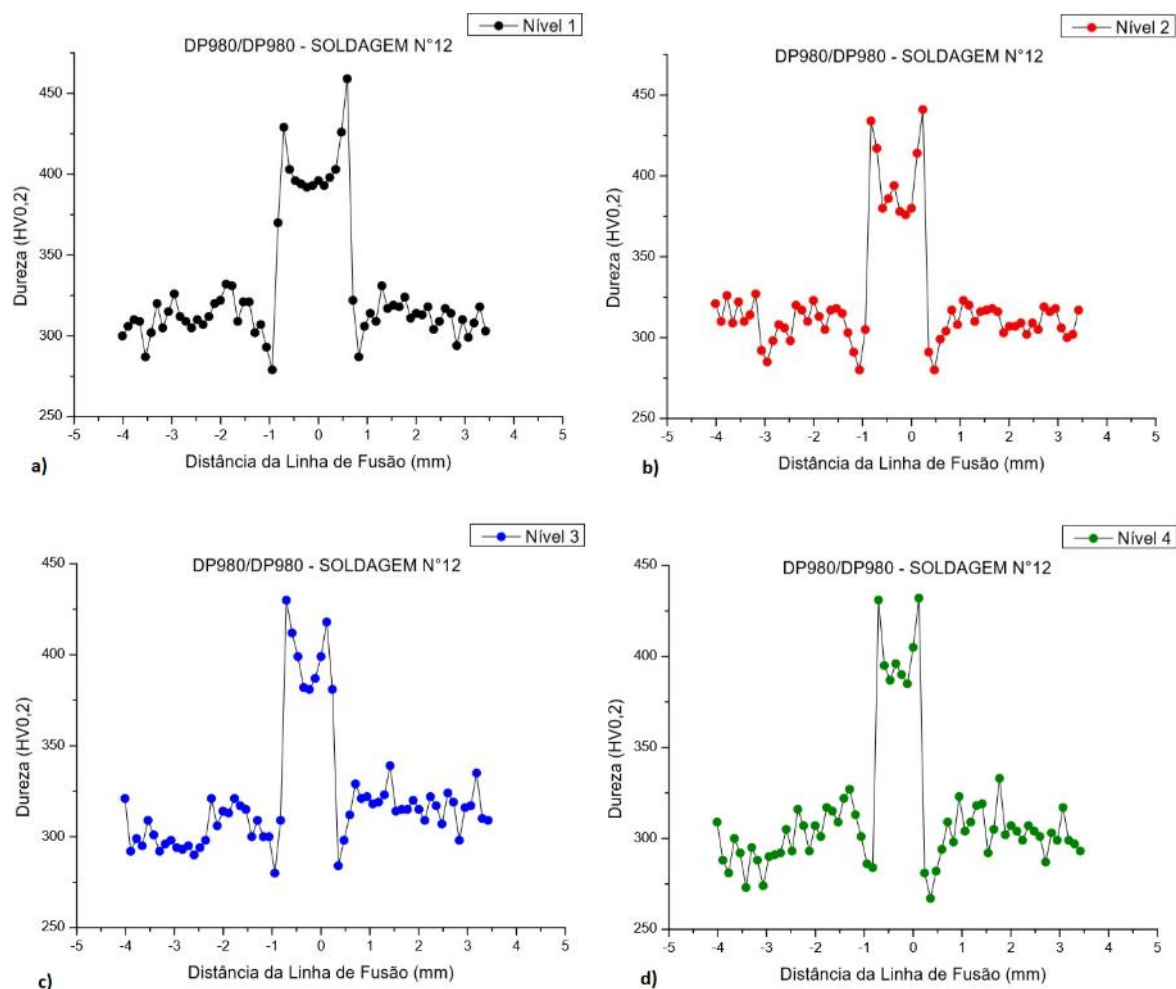
Nº da Soldagem	Penetração, P (μm)	Largura, L (μm)	Razão de Aspecto, P/L
1	2246,55	1931,58	1,16
2	1274,92	1761,49	0,72
3	2003,06	1818,25	1,10
4	945,68	1053,59	0,90
5	2404,09	1402,96	1,71
6	2453,19	1295,04	1,89
7	2376,00	1402,96	1,69
8	1000,68	876,16	1,14
9	1156,79	888,97	1,30
10	991,73	898,12	1,10
11	1346,5	978,62	1,38
12	2410,92	1540,14	1,57
13	2162,12	1156,03	1,87
14	2420,02	1177,97	2,05
15	2416,53	1037,13	2,33
16	2227,92	967,62	2,30

Fonte: Autoria própria

Conforme as informações da Tabela 4.3 as melhores razões de aspecto, aquelas consideradas acima de 2,00, são referentes aos cordões 14 a 16, onde se aliou uma excelente penetração com as menores dimensões de ZAC. Entretanto ao analisar-se o Quadro 4.1, notam-se nestes cordões defeitos significativos na interface entre as chapas, estes com uma característica típica de falta de fusão e porosidade. Tais defeitos podem comprometer a integridade estrutural dos cordões. Dentre as razões de aspecto intermediárias, ou seja, para valores entre 1,50 e 2,00, estão os cordões 5, 6, 7, 12 e 13. Com exceção da soldagem nº 12, todas apresentaram a mesma característica de defeito na interface mencionada anteriormente. As razões de aspecto abaixo de 1,50 não foram consideradas como satisfatórias devido ao baixo grau de penetração atingido pela soldagem. Por conta disto, dentre as dezesseis combinações de parâmetros de soldagem averiguadas, somente a combinação de número 12 foi a escolhida

para a caracterização mecânica por análise de dureza Vickers por microindentação que pode ser analisada através da Figura 4.1 para os quatro níveis investigados.

Figura 4.1: Resultado dos perfis de dureza Vickers por microindentação obtidos no cordão de solda nº12 da primeira etapa, (a) nível 1, (b) nível 2, (c) nível 3 e (d) nível 4.



Fonte: Autoria própria

A justificativa para os defeitos notados na maioria das macrografias, que apresentam enorme semelhança entre os diferentes cordões, ocorrendo na interface das chapas, é devido a inexistência de abertura entre as chapas. Conforme mencionado por Ma J. et al., a configuração de juntas de aços galvanizados, de forma sobreposta sem a existência de abertura, não favorece a fuga do Zn, que está no estado de vapor, antes mesmo da fusão do aço. Com isto, a alta pressão de vapor de Zn expele o metal líquido para fora da poça de fusão, resultando em poros e bolhas no interior do cordão.

Na análise da Figura 4.1 pode ser notado que o resultado para o MB tem uma média muito próxima a 300 HV0,2 para os quatro níveis investigados. Quando se parte do MB em direção a ZAC nota-se uma região de instabilidade com uma queda abrupta nos valores de dureza, alcançando valores menores que aqueles do MB, ou seja, há a ocorrência de um amolecimento na interface da ZAC com a LF. Conforme investigado por Baltazar Hernandez et al. este amolecimento se deve ao revenimento das ilhas de martensita pertencentes ao MB. O grau deste revenimento depende fundamentalmente da difusão do carbono, que é função da temperatura e tempo. No caso do processo de soldagem o revenimento é tipicamente não isotérmico, onde a permanência do material na temperatura de revenimento é desprezível seguido de um resfriamento rápido. Justamente por este tempo ser desprezível, o revenimento não isotérmico é fortemente influenciado pela taxa de aquecimento e consequentemente ao aporte de calor à peça. Na sequência, ainda na região da ZAC, verifica-se um pico de dureza com valores que variam entre 400 e 460 HV0,2. Isto se deve ao aumento da fração volumétrica da fase martensítica devido ao rápido resfriamento oriundo do processo, resultado da elevada transferência de calor.

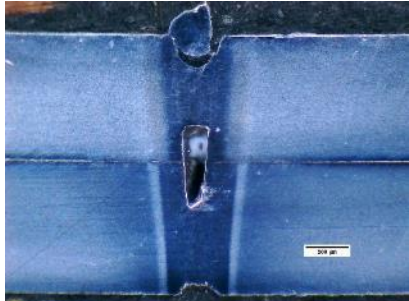
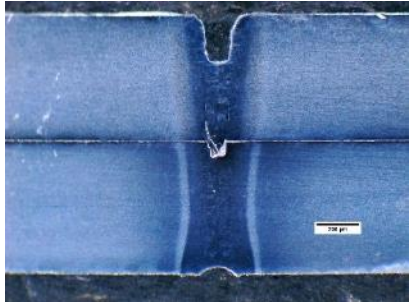
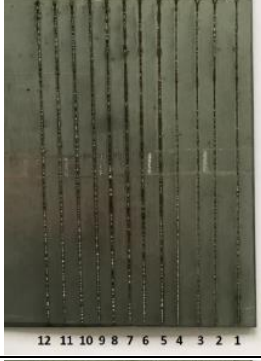
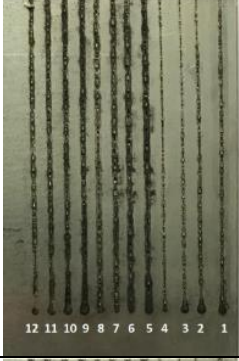
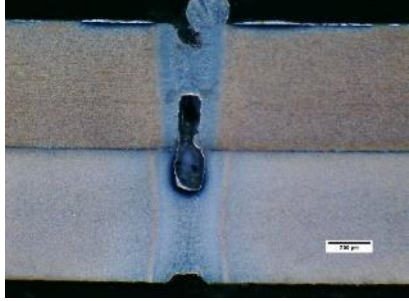
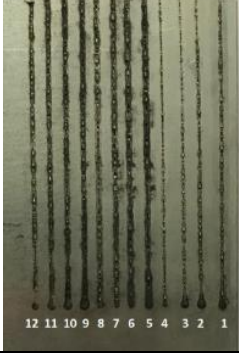
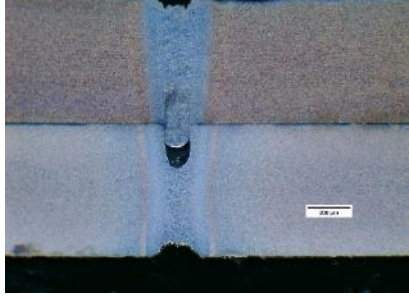
Nesta prévia, conclui-se que a melhor janela de processo para a soldagem a laser de juntas sobrepostas de aços galvanizados DP980, com espessuras de 1,2 mm, pode estar entre uma potência de 1300 a 1400 W e uma velocidade de soldagem entre 2000 a 3000 mm/min, estes foram, portanto, valores chave que contribuíram para a decisão dos níveis dos fatores principais do planejamento do experimento.

4.2 AVALIAÇÃO DA SEGUNDA ETAPA: PRÉVIA EXPERIMENTAL

Para as amostras soldadas em DP980 e TRIP780 tentou-se uma repetibilidade do processo visto na seção anterior, porém, optando agora pela união de diferentes materiais, foco principal deste trabalho. Nesta etapa houve a preocupação da avaliação da integridade dos cordões de solda com o auxílio da análise metalográfica. O conceito de integridade consistiu em identificar os defeitos internos que pudessem dirimir as propriedades do cordão, em especial na interface entre os diferentes materiais. Assim como na primeira etapa, também foi avaliado a largura média dos cordões de solda. O Quadro 4.2 abaixo ilustra o resultado do trabalho desta análise.

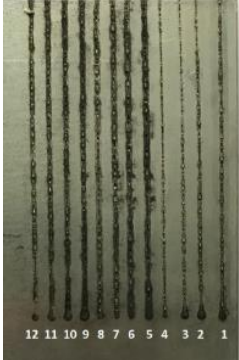
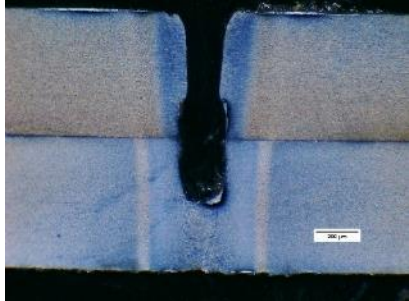
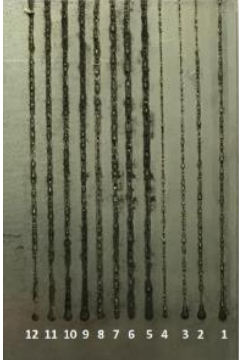
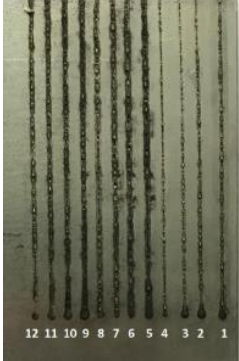
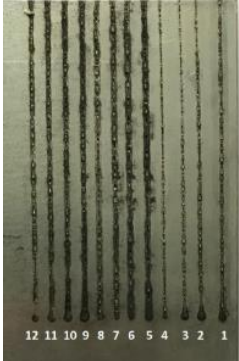
Quadro 4.2: Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980/TRIP780.

(continua)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Face	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 2,5x
1 $P=1500\text{ W}$ $V=3000\text{ mm/min}$			
2 $P=1400\text{ W}$ $V=3000\text{ mm/min}$			
3 $P=1300\text{ W}$ $V=3000\text{ mm/min}$			
4 $P=1200\text{ W}$ $V=3000\text{ mm/min}$			

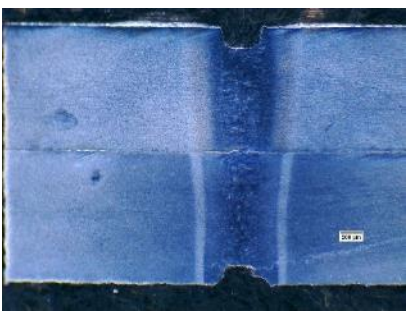
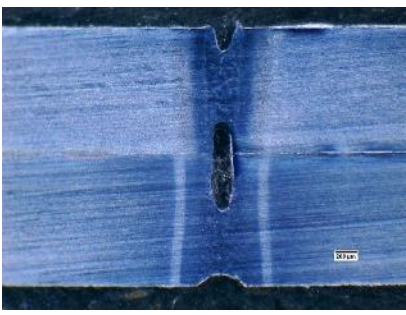
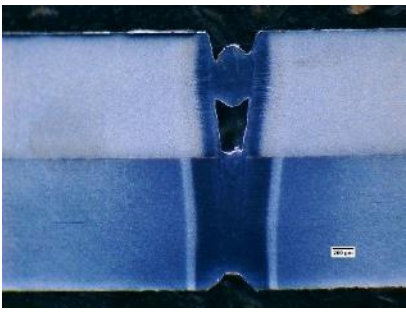
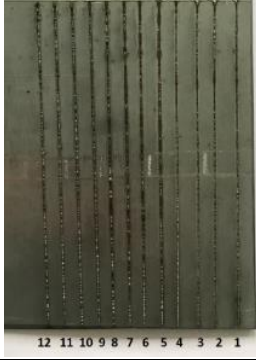
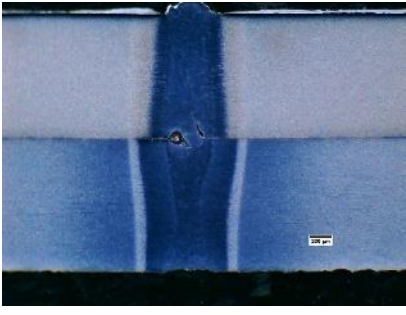
Quadro 4.2: Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980/TRIP780.

(continua)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Face	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 2,5x
5 $P=1500\text{ W}$ $V=2000\text{ mm/min}$			
6 $P=1400\text{ W}$ $V=2000\text{ mm/min}$			
7 $P=1300\text{ W}$ $V=2000\text{ mm/min}$			
8 $P=1200\text{ W}$ $V=2000\text{ mm/min}$			

Quadro 4.2: Avaliação da soldabilidade das juntas sobrepostas em DP980/TRIP780.

(continua)

Nº da Soldagem	Aspecto Visual da Face	Aspecto Visual da Raiz	Aspecto Macrográfico, 2,5x
9 $P=1500\text{ W}$ $V=2500\text{ mm/min}$			
10 $P=1400\text{ W}$ $V=2500\text{ mm/min}$			
11 $P=1300\text{ W}$ $V=2500\text{ mm/min}$			
12 $P=1200\text{ W}$ $V=2500\text{ mm/min}$			

Fonte: Autoria própria

Nesta segunda prévia não foi levantada a razão de aspecto, pois em todos os casos os cordões de solda resultaram em uma penetração total ao longo da espessura da junta, que é de

2,4 mm. Portanto tomou-se a maior medida da largura do cordão como referência para cada cordão. Estas informações podem ser visualizadas através da Tabela 4.2, e pode-se relatar que os cordões de solda de número 1, 2, 3 e 4 apresentaram as menores larguras, e, portanto, menos sujeitos à instabilidade microestrutural. Entretanto após a análise macroestrutural do Quadro 4.2 nota-se a presença de defeitos significativos na interface destas quatro melhores condições. A presença destes defeitos se dá, conforme já discutido na prévia experimental da primeira etapa, devido a presença do vapor Zn oriundo da camada de galvanização das chapas após o calor imposto pelo processo de soldagem. Levando em consideração este tipo de análise, as amostras 7 e 9 não apresentaram defeitos internos, apresentando uma melhor integridade do cordão, entretanto apresentaram defeitos visuais externos como mordeduras na superfície e raiz da solda.

Nesta análise exploratória chegou-se a um consenso para a melhor janela de processos da soldagem a laser para juntas sobrepostas em DP980/TRIP780, ambos materiais na espessura de 1,2 mm. As variáveis potência entre 1200 e 1500 W e velocidade de soldagem entre 2000 e 3000 mm/min se mostram adequadas para o processo, apesar dos defeitos significativos encontrados na interface. Com base nisso, e no intuito em reduzir o aporte de calor às juntas decidiu-se pela implementação dos níveis 1200 e 1300 W para o fator principal potência e 2000 e 3000 mm/min para a velocidade no planejamento principal.

Tabela 4.4: Relação de medições da largura dos cordões da soldagem da segunda etapa.

Nº da Soldagem	Largura, L (μm)
1	580
2	482
3	418
4	494
5	660
6	808
7	838
8	1231
9	1069
10	975
11	960
12	1054

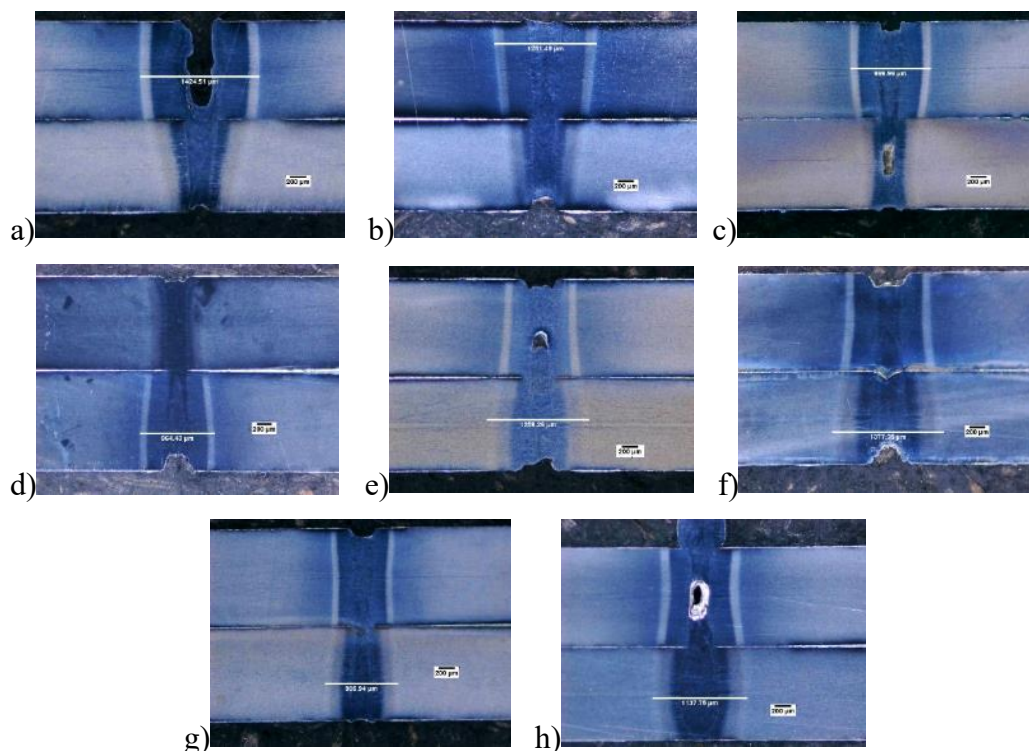
Fonte: Autoria própria

4.3 AVALIAÇÃO DO PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL PRINCIPAL

4.3.1 Análise metalográfica

Esta análise teve o intuito de verificar a integridade das juntas de solda quanto à presença de defeitos internos e realizar as medições de suas larguras. Estas informações estão presentes na Figura 4.2 e Tabela 4.5.

Figura 4.2: Imagens dos cordões de solda referentes às corridas experimentais do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8.



Fonte: Autoria própria

Tabela 4.5: Relação de medições da largura dos cordões da soldagem do planejamento principal.

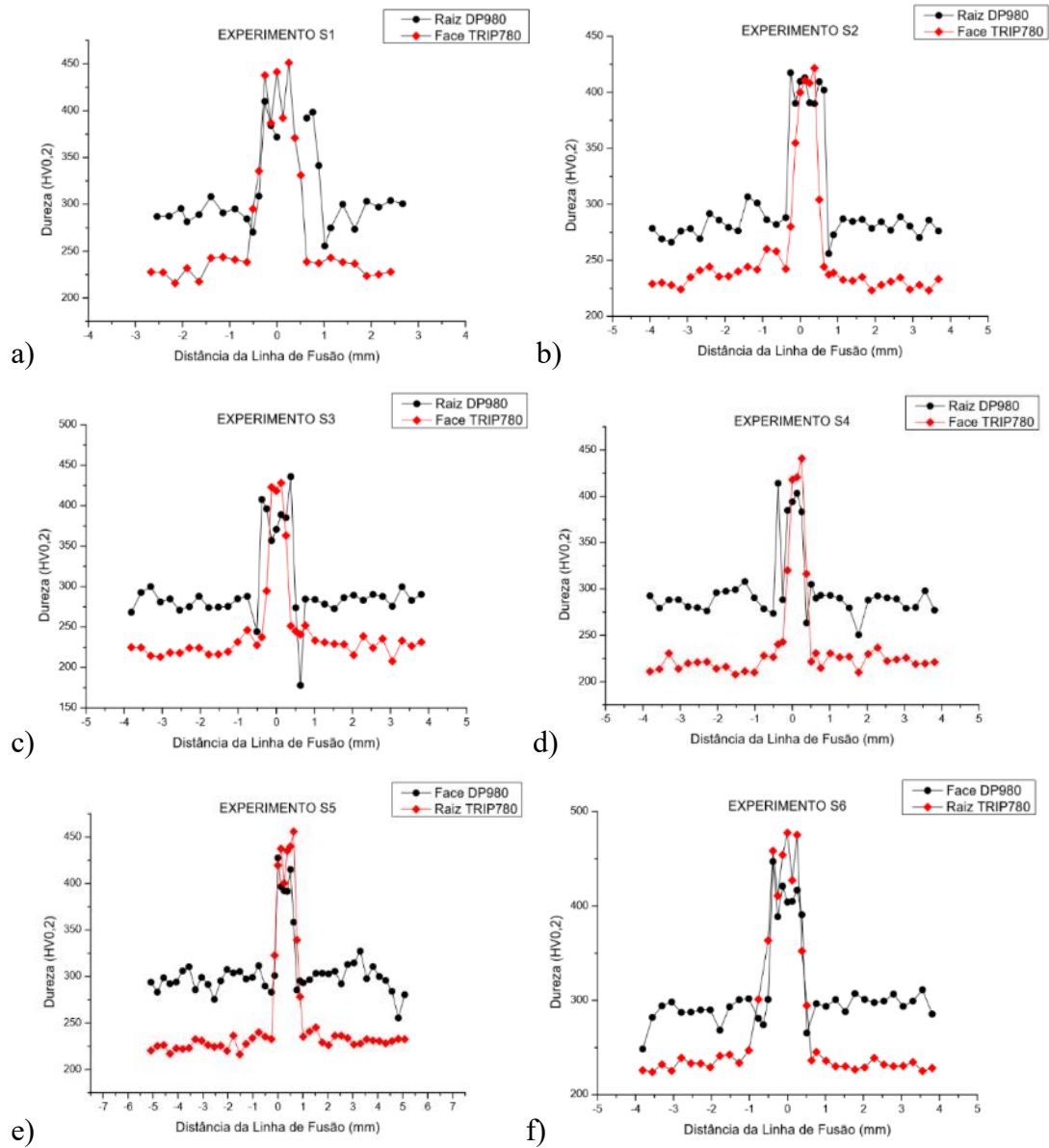
Nº da Soldagem	Largura, L (µm)
S1	1424,51
S2	1251,49
S3	999,99
S4	964,43
S5	1258,26
S6	1377,35
S7	905,94
S8	1137,75

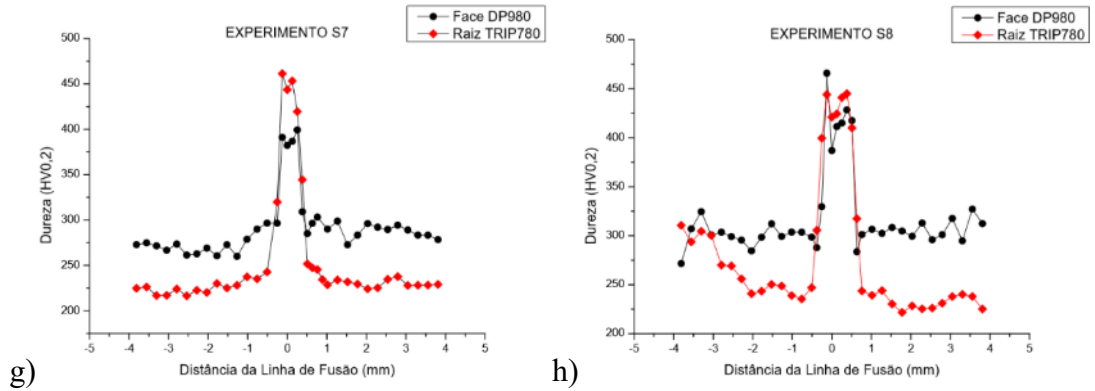
Fonte: Autoria própria

4.3.2 Dureza Vickers por microindentação

Os perfis de dureza levantados nas amostras representadas pela análise metalográfica estão dispostos na Figura 4.3.

Figura 4.3: Perfis de dureza Vickers das amostras do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8.

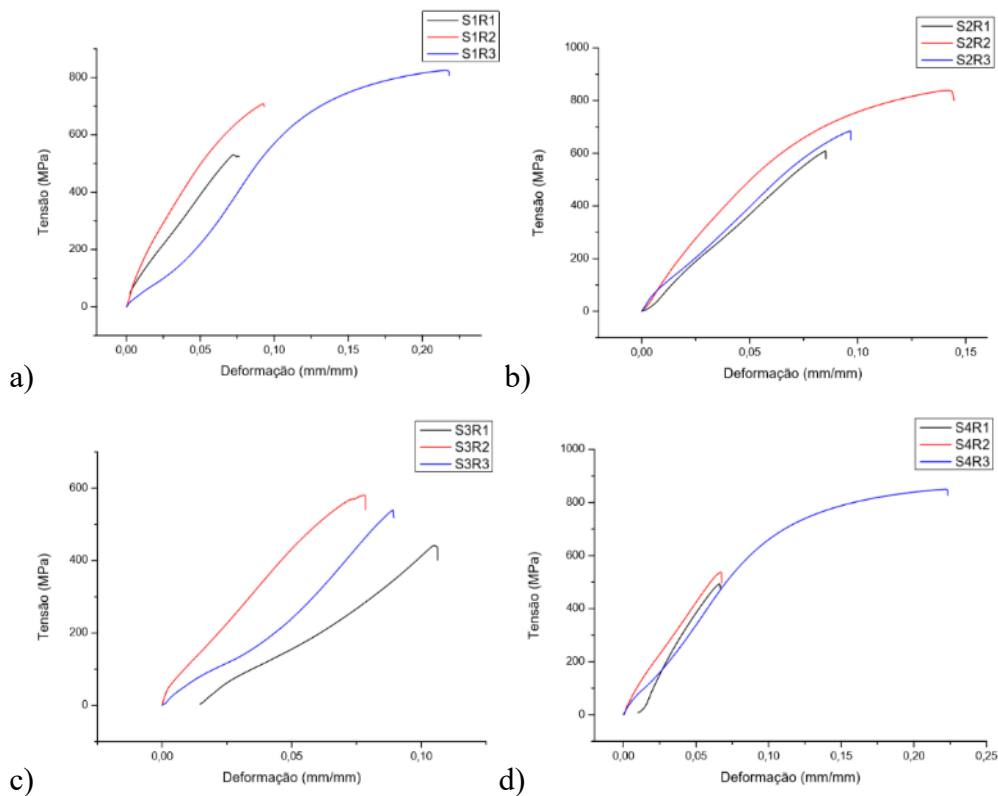


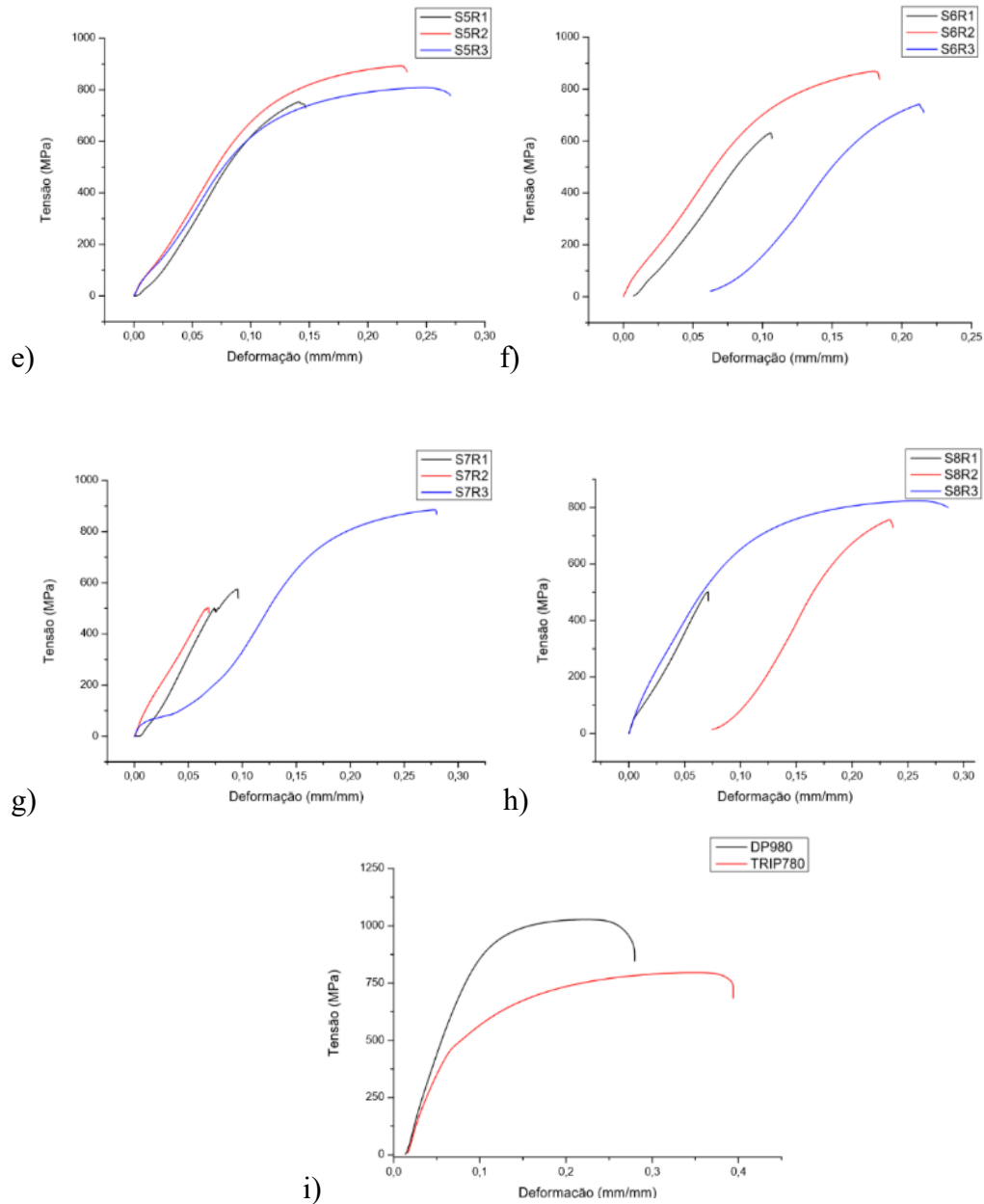


4.3.3 Ensaio de tração uniaxial

Este ensaio se mostra de extrema importante para a determinação do limite de resistência a tração, variável resposta firmada como principal objetivo da investigação experimental. Na Figura 4.4 estão as curvas tensão versus deformação das corridas experimentais de cada uma das réplicas.

Figura 4.4: Curvas tensão versus deformação referentes à análise do planejamento principal (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f) S6, (g) S7, (h) S8, i) material base





Fonte: Autoria própria

De acordo com Souza (1982), os materiais soldados cujos corpos de prova ensaiados que incluem o cordão de solda no ponto médio do seu comprimento, possuem como valor de interesse a carga de ruptura, pois em materiais heterogêneos a determinação da parte que sofre o escoamento é duvidosa, o alongamento é afetado pelo calor transmitido pelo processo de soldagem e não se pode precisar o local da ruptura para se medir a secção inicial; a menos que não haja nenhuma irregularidade entre a solda e o metal de base, pode-se calcular o limite de resistência com finalidades apenas práticas. Pode-se medir também a eficiência da solda, que é o quociente entre a carga de ruptura do material soldado e a carga de ruptura do material de base, em %.

A norma de qualificação de procedimentos de soldagem *ASME IX* (2019), referencia o critério de aceitação para o ensaio de tração de uma junta sobreposta soldada pelo processo a laser como o limite de resistência. Este valor para a junta deve garantir um valor mínimo de 5% abaixo do menor valor encontrado no metal de base. A tabela 5.4 mostra os valores dos limites de resistência para cada uma destas réplicas e sua respectiva média, além da eficiência de solda, calculada baseada na relação do limite de resistência da junta pelo limite de resistência do material de menor resistência, o TRIP780.

Tabela 4.6: Valores dos limites de resistência a tração (MPa) das juntas soldadas, material base e eficiência de solda.

Amostra	Réplica 1	Réplica 2	Réplica 3	Média	Eficiência de Solda (%)
DP980	986	-	-	-	-
TRIP780	796	-	-	-	-
S1	531	708	824	688	96,3
S2	609	839	684	710	89,3
S3	443	581	539	521	65,4
S4	493	537	850	627	78,8
S5	753	893	809	818	102,8
S6	631	869	742	747	93,9
S7	575	502	885	654	82,2
S8	501	757	824	694	87,2

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.7: Valores dos limites de ruptura à tração (MPa) das juntas soldadas, material base e eficiência de solda.

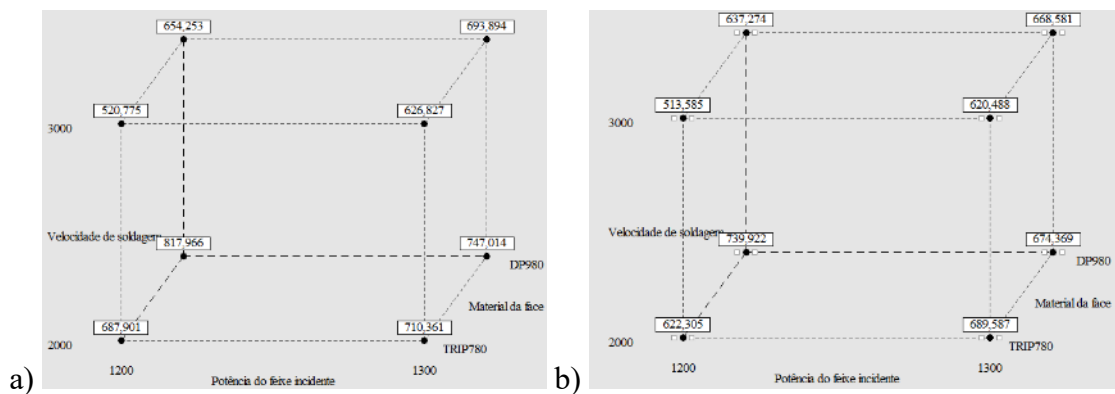
Amostra	Réplica 1	Réplica 2	Réplica 3	Média	Eficiência de Solda (%)
DP980	839	-	-	-	-
TRIP780	730	-	-	-	-
S1	495	552	819	622	85,3
S2	605	782	682	690	94,5
S3	436	577	528	514	70,4
S4	482	534	845	620	85,0
S5	642	806	772	740	101,4
S6	596	781	646	674	92,4
S7	534	500	878	637	87,3
S8	501	727	778	669	91,6

Fonte: Autoria própria

4.3.4 Embasamento estatístico através da análise de variância e a modelagem dos efeitos

O presente trabalho foi desenvolvido com base no planejamento de experimentos do tipo fatorial completo 2^3 , e, portanto, uma investigação através de três fatores com dois diferentes níveis. Todas as considerações estatísticas a seguir serão consideradas para a variável resposta limite de resistência à tração e o limite de ruptura. Na Figura 4.5 abaixo está uma análise das médias das duas variáveis respostas através de um gráfico do tipo cubo, onde é possível verificar a combinação dos níveis dos fatores investigados.

Figura 4.5: Gráfico tipo cubo entre as médias das variáveis respostas: (a) limite de resistência à tração e (b) limite de ruptura.



Fonte: Autoria própria

As variáveis respostas limite de resistência à tração e limite de ruptura podem ou não depender dos fatores potência do feixe incidente, velocidade de soldagem e material utilizado na face da soldagem e as suas respectivas interações: potência-velocidade, potência-material, velocidade-material e potência-velocidade-material. Adotando um modelo linear com o intuito de prever estas variáveis respostas tem-se a equação 5.1.

$$Y = \mu + \beta_a X_a + \beta_b X_b + \beta_c X_c + \beta_{ab} X_{ab} + \beta_{ac} X_{ac} + \beta_{bc} X_{bc} + \beta_{abc} X_{abc} + \varepsilon \quad (4.1)$$

Onde μ é o valor esperado do limite de resistência à tração ou o limite de ruptura em uma situação hipotética onde os limites independem da potência, velocidade, material e suas respectivas interações. O erro aleatório ε é referente a todas as fontes de variabilidade do experimento, como a mensuração, fatores desconhecidos e a ausência de homogeneidade entre as corridas experimentais. A variável X_i assume valores (-1 e 1) quando o fator ou interação i está nos níveis (baixo e alto). Com relação às hipóteses tem-se a Equação 4.2 abaixo.

$$H_0: \beta_a = \beta_b = \beta_c = \beta_{ab} = \beta_{ac} = \beta_{bc} = \beta_{abc} = 0 \quad (4.2)$$

$$H_1: \text{tal não ocorre}$$

Aceitar a hipótese H_0 significa aceitar que a potência do feixe incidente, a velocidade de soldagem, o material utilizado na face (absortividade) e suas respectivas interações não afetam os valores dos limites de resistência à tração ou o limite de ruptura. O cálculo dos efeitos tem relação direta com os contrastes, que são obtidos multiplicando os fatores pelas observações.

A estimativa dos efeitos E_i (coeficiente β_i multiplicado por dois) e a Soma dos Quadrados dos fatores e interações são dadas pela Equação 4.3 e 4.4 respectivamente, onde k é o número de fatores e n o número de réplicas.

$$E_i = \frac{\text{Contraste}_i}{n2^{k-1}} \quad (4.3)$$

$$SQ_i = \frac{(\text{Contraste}_i)^2}{n2^{k-1}} \quad (4.4)$$

As Tabelas 4.8 e 4.9 destacam os valores dos efeitos, os cálculos da soma dos quadrados, a quantidade de graus de liberdade para cada fonte de variação e o valor-P correspondente para as variáveis respostas do limite de resistência à tração e limite de ruptura respectivamente.

Tabela 4.8: Análise de variância para a variável resposta limite de resistência à tração.

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Efeito	Graus de liberdade	Valor-P
Modelo	160502	-	7	0,413
Linear	136080	-	3	0,133
Potência do feixe	3543	24,3	1	0,687
Velocidade de soldagem	81956	-116,9	1	0,066
Material da face	50581	91,8	1	0,140
Interações de 2ª ordem	24148	-	3	0,766
Potência*Velocidade	14140	48,5	1	0,424
Potência*Material	9579	-40,0	1	0,509
Velocidade*Material	429	8,5	1	0,888
Interação de 3ª ordem	273	-	1	0,911
Potência*Velocidade*Material	273	6,8	1	0,911
Erro	335845	-	16	-
Total	496346	-	23	-

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.9: Análise de variância para a variável resposta limite de ruptura.

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Efeito	Graus de liberdade	Valor-P
Modelo	92573	-	7	0,712
Linear	66262	-	3	0,385
Potência do feixe	7344	35,0	1	0,557
Velocidade de soldagem	30728	-71,6	1	0,238
Material da face	28191	34,3	1	0,257
Interações de 2ª ordem	25082	-	3	0,749
Potência*Velocidade	6985	17,1	1	0,567
Potência*Material	16292	-52,1	1	0,385
Velocidade*Material	1805	17,3	1	0,770
Interação de 3ª ordem	1229	-	1	0,809
Potência*Velocidade*Material	1229	14,3	1	0,809
Erro	335845	-	16	-
Total	496346	-	23	-

Fonte: Autoria própria

Através destes dados foi possível levantar um modelo das variáveis respostas em função dos fatores estipulados e suas respectivas interações. As Equações 4.5 e 4.6 mostram estes modelos para as variáveis respostas limite de resistência à tração e limite de ruptura, respectivamente.

$$Y_1 = 682,4 + 12,2X_a - 58,4X_b + 45,9X_c + 24,3X_{ab} - 20,0X_{ac} + 4,2X_{bc} + 3,4X_{abc} \quad (4.5)$$

$$Y_2 = 645,8 + 17,5X_a - 35,8X_b + 34,3X_c + 17,1X_{ab} - 26,1X_{ac} + 8,7X_{bc} + 7,2X_{abc} \quad (4.6)$$

Onde Y_1 é a variável resposta limite de resistência à tração, Y_2 é a variável resposta limite de ruptura, X_a é a variável potência do feixe incidido, X_b é a variável velocidade de soldagem, X_c é a variável material da face, X_{ab} é a variável referente à interação da potência com a velocidade, X_{ac} é a variável referente à interação da potência com o material, X_{bc} é a variável referente à interação da velocidade com o material e X_{abc} é a variável referente à interação potência, velocidade e material.

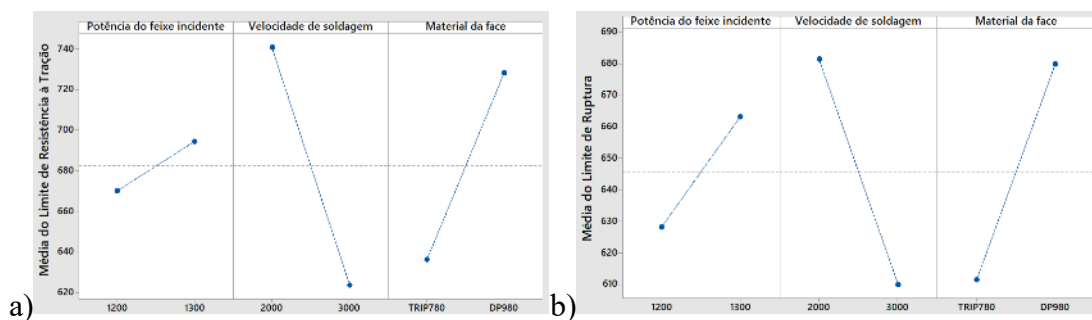
Ao analisar o modelo referente à variável resposta Y_1 , é possível verificar através de seus coeficientes que o fator velocidade de soldagem possui maior influência nas propriedades mecânicas analisadas, devido seu coeficiente ser o de maior valor. Como o seu coeficiente é de sinal negativo, um ajuste da velocidade para o nível baixo seria benéfico para o acréscimo das propriedades mecânicas. Baseado nesta análise, a Figura 4.6 sugere um ajuste ideal dos níveis dos fatores para $A^+B^-C^+$, onde A está relacionado ao fator potência do feixe incidente, B à

velocidade de soldagem e C ao material da face. Contudo através da Figura 4.7 nota-se uma interação entre os fatores A e C , e entre A e B , e as variáveis referentes à estas interações são mais pronunciáveis que a variável do fator A isoladamente, e sugere-se que A seja ajustado no nível baixo ao invés do nível alto. Portanto o melhor ajuste entre os fatores para buscar um maior limite de resistência à tração é $A^-B^-C^+$.

A análise do modelo referente a variável resposta Y_2 é bem semelhante ao modelo Y_1 , com exceção que não há a interação entre os fatores A e B . Através da análise conjunta dos gráficos dos efeitos principais e suas interações apresentadas na Figura 4.6 e Figura 4.7, chega-se ao mesmo ajuste dos fatores já discutido para a variável resposta limite de resistência à tração: $A^-B^-C^+$.

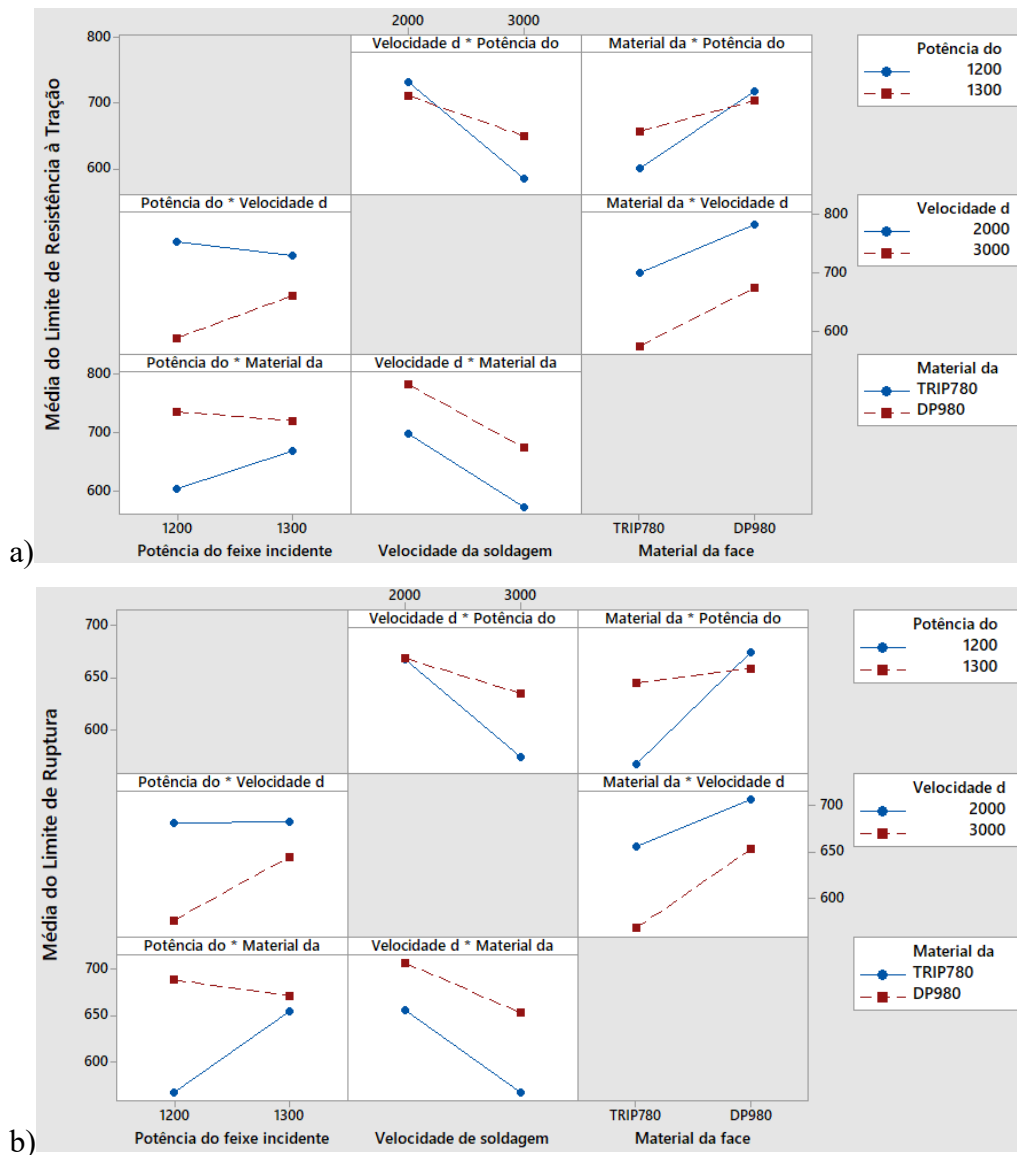
A análise de variabilidade possui uma relação direta com os efeitos. O sinal dos efeitos indica qual o ajuste do fator reduz a variabilidade da resposta. Um sinal positivo indica que o fator ajustado para o nível baixo resultará em uma menor variabilidade, enquanto um sinal negativo indica que o fator ajustado para o nível alto resultará para uma menor variabilidade. As Tabelas 4.6 e 4.7 mostram o valor absoluto dos efeitos referentes a cada fator envolvido e suas respectivas interações para a variável resposta limite de resistência. Isto é um indicativo que a velocidade de 3000 mm/min produz uma variabilidade menor no limite de resistência à tração que a velocidade de 2000 mm/min.

Figura 4.6: Análise gráfica dos efeitos principais para: (a) variável resposta limite de resistência à tração e (b) variável resposta limite de ruptura.



Fonte: Autoria própria

Figura 4.7: Análise gráfica dos efeitos das interações dos fatores para: (a) variável resposta limite de resistência à tração e (b) variável resposta limite de ruptura.



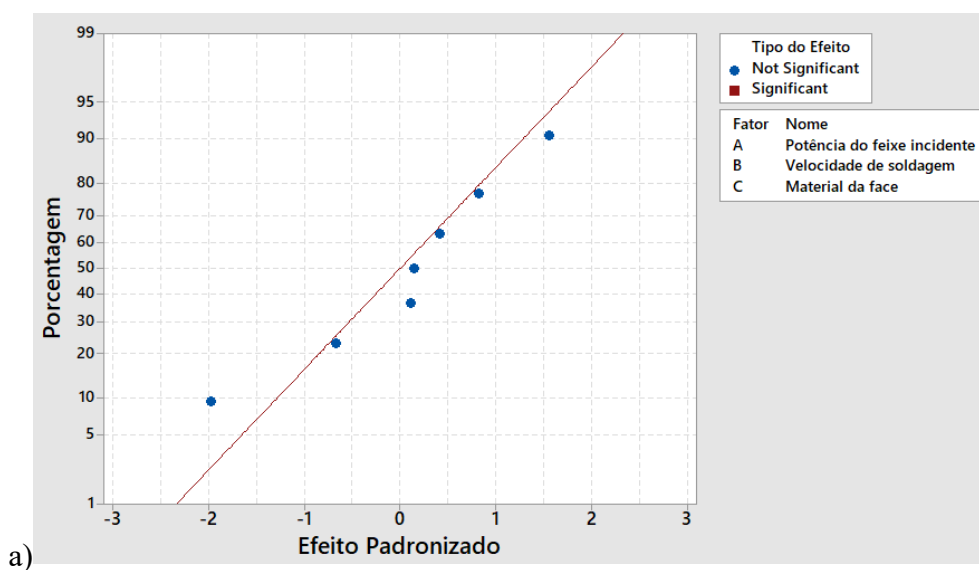
Fonte: Autoria própria

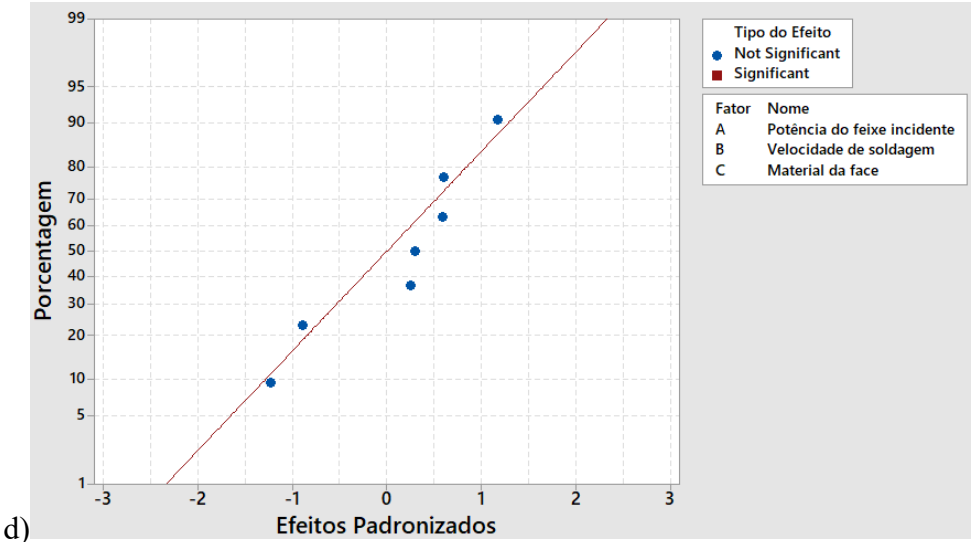
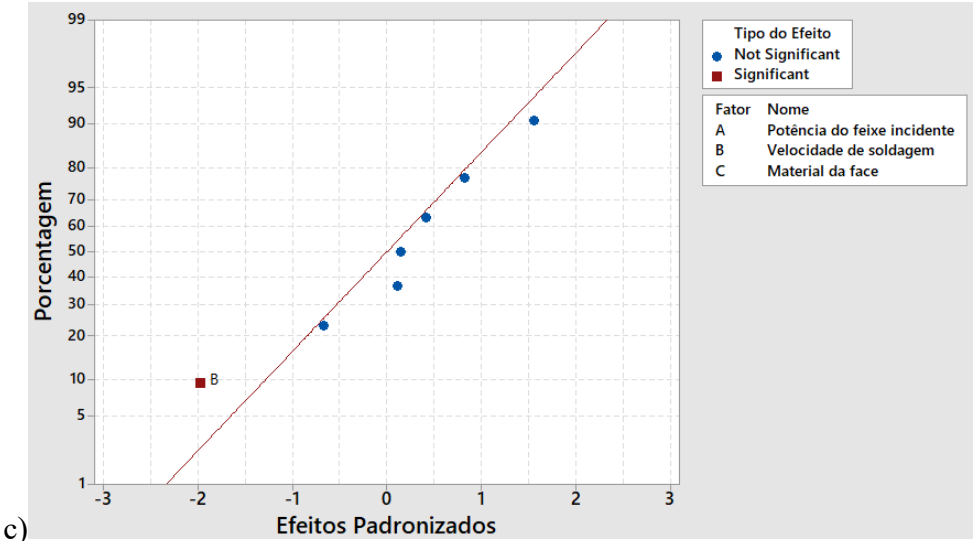
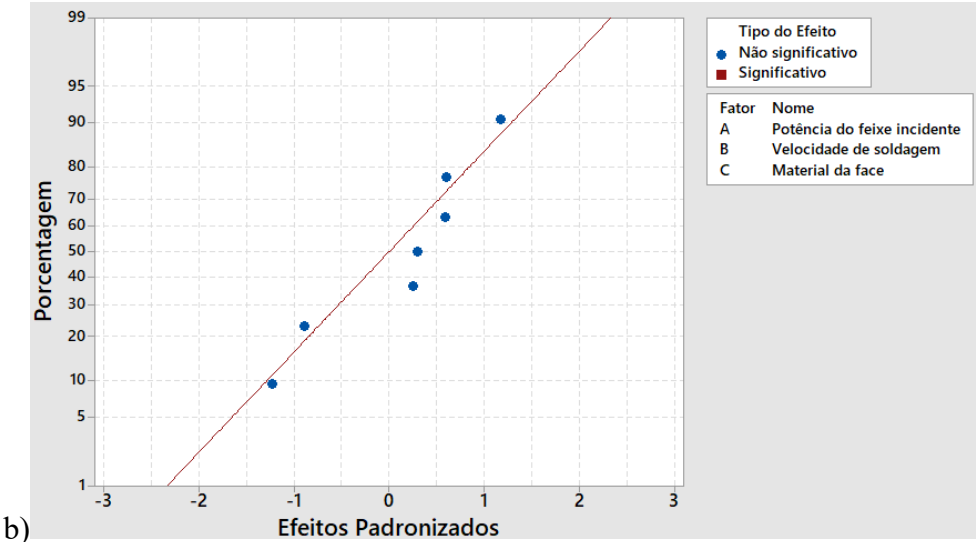
A apresentação do maior valor estimado de um efeito não é um indicativo que este seja estatisticamente maior que os demais efeitos. A utilização do valor-P na análise de variância determina qual dos efeitos do modelo proposto são estatisticamente significativos. Como existem interações entre os fatores em ambos os modelos, torna-se necessário as suas interpretações anteriores a análise de cada fator isoladamente, pois como já visto estas podem interferir na interpretação dos efeitos principais. Para utilizar o valor-P é necessário comparar seus valores com o nível- α , que é o nível de significância considerado. O nível- α é o risco máximo aceitável para rejeitar uma hipótese nula (H_0) que seja verdadeira, e é expressa como um intervalo de probabilidade entre 0 e 1. Neste trabalho foi utilizado um nível- α de 5%, ou

seja, para uma população de cem experimentos, cinco poderiam ter uma H_0 verdadeira rejeitada, e um nível- α de 10%, onde dez poderiam ser rejeitadas erroneamente. Se um dado valor-P é menor ou igual ao nível- α considerado, rejeita-se a H_0 em favor da hipótese alternativa indicada na equação 2, podendo-se concluir que o efeito analisado é estatisticamente significativo. Se o valor-P é maior que o nível- α , aceita-se a H_0 , e se verifica que o efeito analisado não possui relevância estatística para a variável resposta.

Através disto, considere os valores-P indicados nas Tabelas 4.6 e 4.7, referentes aos efeitos das variáveis respostas do limite de resistência à tração e ao limite de ruptura respectivamente. Note que para um nível de significância de 5%, para ambas as variáveis respostas, nenhum dos fatores investigados possui significância estatística, pois o nível- α é menor que os valores-P indicados, aceitando-se, portanto, a H_0 . Considerando agora um nível de significância de 10%, é possível afirmar uma relevância estatística para o fator velocidade de soldagem para a variável resposta limite de resistência à tração, rejeitando-se, portanto, a H_0 . Para a variável resposta limite de ruptura não foi possível confirmar significância estatística para um nível- α de 10%, onde aceita-se a H_0 . A Figura 4.8 apresenta a interpretação gráfica da significância estatística dos fatores investigados para um nível- α de 5 e 10% em ambas as variáveis respostas.

Figura 4.8: Probabilidade normal dos efeitos padronizados: (a) variável resposta limite de resistência à tração a um nível- α de 5%, (b) variável resposta limite de ruptura a um nível- α de 5%, (c) variável resposta limite de resistência à tração a um nível- α de 10%, (d) variável resposta limite de ruptura a um nível- α de 10%.





Fonte: Autoria própria

5 CONCLUSÃO

Diante o planejamento de experimentos proposto e dentre os fatores analisados para uma junta sobreposta unida através da soldagem a laser: potência do feixe incidente, velocidade de soldagem e absortividade, a velocidade se mostrou significativa do ponto de vista estatístico na influência da variável resposta limite de resistência à tração para um nível- α de 10%.

A combinação dos níveis dos fatores para uma maximização do limite de resistência a tração foi a potência do feixe ajustada a 1200 W, velocidade de soldagem ajustada a 2000 mm/min e uma absortividade referente ao DP980.

A eficiência da soldagem, isto é, a relação do limite de resistência à tração do aço TRIP780 e do limite de resistência a tração da junta sobreposta resultou uma porcentagem mínima de 65%. A relação do limite de ruptura do aço TRIP780 e do limite de ruptura da junta sobreposta resultou uma porcentagem mínima de 70%. Isto demonstra que a área soldada e seus microconstituintes possuem propriedades mecânicas inferiores frente ao aço TRIP780.

O intuito das análises metalográfica foi investigar no quesito macro as dimensões da região de instabilidade microestrutural, a ZAC. A menor largura medida foi de xxx, onde a potência estava ajustada para o valor de 1200 W, velocidade de 3000 mm/min e absortividade referente ao DP980.

O vapor de zinco pode gerar defeitos na interface da junta sobreposta em soldagens de aços galvanizados, quando não se opta por abertura entre as faces dos materiais a serem soldados. Isto se deve a a pressão positiva gerada pelo fenômeno *keyhole* e a prematura formação de vapor de zinco devido ao menor ponto de evaporação frente ao ponto de fusão dos aços.

Os resultados de dureza por microidentação da região dos aços DP980 mostram uma tendência de amolecimento na ZAC. O processo de transferência de calor intrínseco do processo de soldagem ocasiona um revenimento das ilhas de martensita originais do aço DP980.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A1088**: standard specification for steel, sheet, cold-rolled, complex phase (CP), dual phase (DP) and transformation induced plasticity (TRIP). West Conshohocken: ASTM, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384**: standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken: ASTM, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM, 2016a.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS BOILER AND VESSEL CODE. An International Code. **ASME Section IX**: qualification standard for welding, brazing, and fusing procedures; welders; brazers; and welding, brazing and fusing operators. New York: ASME, 2019.

ARCELOR MITTAL FLAT PRODUCTS CATALOG. **Dual phase steels**. Luxembourg: Arcelor Mittal, [2021]. Disponível em https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/DP. Acesso em: 28 jul. 2022.

ARCELOR MITTAL FLAT PRODUCTS CATALOG. **TRIP Steels**. Luxembourg: Arcelor Mittal, [2021]. Disponível em https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/TRIP. Acesso em: 28 jul. 2022.

BALTAZAR, H.V.H. *et al.* Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warrendale, v. 42A, p. 3115-3129, oct. 2011.

BHATTACHARYA, D. Metallurgical perspectives on advanced sheet steels for automotive applications. *In*: BHATTACHARYA, D. **Advanced steels**: the recent scenario in steel science and technology, Berlin, 2011, v.1, s.3, p.163-176.

BLECK, W.; PHU-ON, K. Effects of microalloying in multi phase steels for car body manufacture. *In*: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Ed.). **Microstructure and texture in steels and other materials**. London, 2009, v.1, p.143-163.

BLONDEAU, R., **Metallurgy and mechanics of welding**: processes and industrial applications. Grenoble: Wiley-ISTE, 2013. 512 p.

CHEN, G. *et al.* Research on key influence factors of laser overlap welding of automobile body galvanized steel. **Optics and laser technology**, Surrey, v. 45, p. 726-733, feb. 2013

CHO, K. *et al.* Recent development of Nb-containing DP590, DP780 and DP980 steels for production on continuous galvanizing lines. *In*: BHATTACHARYA, D. **Advanced steels**: the recent scenario in steel science and technology, Berlin, 2011, v.1, s.3, p.177-186

D'AIUTO, F. **Innovative materials and solutions for automotive components**, Torino: NAAI, 2016. *E-book*.

DE COOMAN, B. *et al.* Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. **Acta Materialia**, Oxford, 2018. v.142, p.283-362.

DOWES, C. **Laser welding: a practical guide**. Cambridge: Abington publishing, 1992.

EAGAR, T. Energy sources Used for Fusion Welding. In: STEINER, R. **ASM handbook: welding, brazing and soldering**. Novelty: ASM International, 1993. v.6, p.16-22.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Oxonia: Butterworths-Heinemann, 1983. p.282

FONSTEIN, N. **Advanced high strength sheet steels**. Switzerland: Springer, 2015. p.396

GIESBRECHT, F.; GUMPERTZ, M. **Planning, construction, and statistical analysis of comparative experiments**. Grenoble: Wiley, 2004. p.720

GIRINA, O. *et al.* Effect of Nb on the phase transformation and mechanical properties of advanced high strength dual-phase steels. In: ROLLING SEMINAR: PROCESSES, ROLLED AND COATED PRODUCTS, 50., 2008, Ouro Preto. **Proceedings [...]**. Ouro Preto: ABM, 2008. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/en/article/download-pdf/evolution-of-advanced-high-strength-steels-ahss-for-automotive-industry>. Acesso em: 18 jul. 2022.

GLADUSH, G. G.; SMUROV, I. **Physics of laser materials processing: theory and experiment**, Berlin: Springer, 2011. p.534.

GRANJON, H. **Bases métallurgiques du soudage**, Paris: Villepinte, 1995. p.234.

HEIBEL, S. *et al.* Damage mechanisms and mechanical properties of high-strength multiphase steels, **Materials**, Detroit, v. 11, n. 5, p. 761, 2018.

HODGSON, P. *et al.* Nanostructural engineering for TMCP steels. In: BHATTACHARYA, D. **Advanced steels: the recent scenario in steel science and technology**, Berlin, 2011, v.1, s.4, p.309-316.

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

KIM, S. *et al.* Development of high manganese TWIP steel with 980MPa tensile strength. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH-STRENGTH SHEET STEELS, 2008, Orlando. **Proceedings [...]**. Orlando: AIST, 2008. p. 249-256.

KOU, S. **Welding metallurgy**. Grenoble: John Wiley & Sons, 2003. p.466.

MA, J. *et al.* Mitigating zinc vapor induced weld defects in laser welding of galvanized high-strength steel by using different supplementary means. In: KOVACEVIC, R. (Ed.). **Welding**

Processes. [S.l.]: Intechopen, 2012, v.1, s.6, p. 117-138. Disponível em: <https://www.intechopen.com/books/2504>. Acesso em: 03 mar. 2022.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third generation of AHSS: microstructure design concepts. *In*: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Ed.). **Microstructure and texture in steels and other materials**. London: Springer, 2009. cap.11, p. 185-205.

MAZUMDER, J. Laser welding: State of the art review. **Journal of Metals**, New York, v. 34, n. 7, p. 16-24, 1982.

MAZUMDER, J. Laser-beam welding. *In*: STEINER, R. **ASM handbook: welding, brazing and soldering**. Novelty: ASM International, 1993. v.6, p.755-776.

MEI, L. *et al.* Comparative analysis on overlap welding properties of fiber laser and CO 2 laser for body-in-white sheets. **Materials & Design**, Surrey, v. 49, p. 905- 912, 2013.

MERKLEIN, M. *et al.* A review on tailored blanks production, applications and evaluation, **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 214, p. 151– 164, 2014.

MONTGOMERY, D. **Design and analysis of experiments**. 8. ed. Grenoble: John Wiley & Sons, 2013. p.757.

OEHLERT, G. **A first course in design and analysis of experiments**. Berlin: Springer, 2010. p.679.

PASCHOTTA, R. Fiber lasers. *In*: **Encyclopedia of Laser Physics and Technology**, Berlin, 2008.

RADWAŃSKI, K. *et al.* Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, n.639, p.567-574, 2015.

SAVIC, V. *et al.* Development of a lightweight third-generation advanced high-strength steel (3GAHSS) Vehicle Body Structure. **SAE Int. J. Mater. Manf.**, New York, n.11, p.303-313, 2018.

SONG, R. *et al.* Effects of Nb on microstructural evolution and mechanical properties of low-carbon cold-rolled dual-phase steels. **Metallography, Microstructure and Analysis 3**, New York, 174–84, 2014.

SHI, M. *et al.* Formability performance comparison between dual phase and HSLA Steels, *In*: CONGRESS OF MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING, 43., 2001, Charlotte. **Proceedings** [...]. Charlotte: Iron & Steel Society, 2001.

SOUZA S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5. ed. São Paulo: Blucher, 1982. p.286.

SPEER, J. *et al.* Processing Variants in Medium-Mn Steels, **Metals**, New York, n.9, 771, 2019.

SPEER, J. *et al.* The "quenching and partitioning" process: background and recent progress, **Materials Research**, Pittsburgh. v.8, n.4, p.417-423, 2005.

STEEL E-MOTIVE, **Steel e-motive is creating virtual concepts for fully autonomous mobility as a service vehicle solutions**. Middletown: WorldAutoSteel, [2021]. Disponível em: <https://steelemotive.world/about/>. Acesso em: 02 ago. 2022.

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. **Welding International**, Cambridge, v. 20, p. 612–621, 2006.

WANG, L. *et al.* Development and application of new generation AHSS based on Q&P process, **Materials in Car Body Engineering**, Bad Nauheim, Germany, 2019

WORLDAUTOSTEEL. **AHSS Application Guidelines**. Middletown: WorldAutoSteel, [2021]. Disponível em: <https://ahssinsights.org/metallurgy/defining-steels/>. Acesso em: 19 jul. 2022