



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG



Dissertação de Mestrado

"Estudo da Soldabilidade e do Comportamento Mecânico de Juntas de Aços TRIP 750 Soldados a Laser"



Mestranda: Thais Soares Gonçalves

Orientador: Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima

Coorientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Abril de 2020



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – UEMG

Thais Soares Gonçalves

"Estudo da Soldabilidade e do Comportamento Mecânico de Juntas de Aços TRIP 750 Soldados a Laser"

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais

Orientador: Prof. DSc. Milton Sergio Fernandes de Lima

Co-orientador: Prof. DSc. Geraldo Lúcio de Faria

Ouro Preto, abril de 2020

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

G635e Goncalves, Thais Soares .

Estudo da soldabilidade e do comportamento mecânico de juntas de aços TRIP 750 soldados a laser. [manuscrito] / Thais Soares Goncalves. - 2020.

59 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima.

Coorientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria.

Dissertação (Mestrado Acadêmico). Universidade Federal de Ouro Preto. Rede Temática em Engenharia de Materiais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Aços - Deslocamentos em metais. 2. Soldagem - Soldagem a Laser. 3. Microestrutura. 4. Engenharia de materiais - Ensaio de embutimento Erichsen. 5. Plasticidade. I. Faria, Geraldo Lúcio de. II. Lima, Milton Sérgio Fernandes de . III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 620

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB: 1716



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS UFOP - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais



“Estudo da soldabilidade e do comportamento mecânico de juntas de aço TRIP 750 soldados a laser”

Autor(a): Thaís Soares Gonçalves

Dissertação defendida e aprovada, em 24 de abril de 2020, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Milton Sérgio Fernandes de Lima (Doutor) – Orientador
Instituto Tecnológico de Aeronáutica /
Instituto de Estudos Avançados

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Profª Sheila Medeiros de Carvalho (Doutora)
Universidade Federal do Espírito Santo
(Participação através de videoconferência)

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Prof. Rodrigo Rangel Porcaro (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto
(Participação através de videoconferência)

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Prof. Geraldo Lúcio de Faria (Doutor) - Coorientador
Universidade Federal de Ouro Preto
(Participação através de videoconferência)

Certifico que a defesa realizou-se com a participação à distância dos membros Profª Sheila Medeiros de Carvalho, Prof. Rodrigo Rangel Porcaro e Prof. Geraldo Lúcio de Faria e que, depois das arguições e deliberações realizadas, cada participante a distância afirmou estar de acordo com o conteúdo do parecer da banca examinadora.

Prof. Milton Sérgio Fernandes de Lima
Presidente da Banca

AGRADECIMENTOS

Agradeço imensamente ao meu orientador Dr. Milton Sérgio Fernandes Lima, por toda dedicação, paciência e praticidade, com certeza fez toda a diferença no desenvolvimento desse trabalho.

Ao meu co-orientador Dr. Geraldo Lucio de Faria pelo apoio e contribuições em minha dissertação.

Ao Dr. Rafael Humberto Mota de Siqueira, pela assistência na confecção dos corpos de prova, realização dos ensaios e toda sua colaboração. E a todos do Instituto de Estudos Avançados pela atenção nos momentos em que precisei de informações e orientações.

A REDEMAT, pela oportunidade e aprendizado.

A agência brasileira CAPES, pelo financiamento da bolsa de mestrado.

A Deus, por toda força e perseverança, a minha mãe Iris, que sempre me incentivou e faz de tudo para eu realizar meus sonhos, ao meu pai José Lino, que sempre foi e será minha âncora e ao meu irmão Iuri, por todo o amor e carinho

Ao meu noivo Filipe, pelo companheirismo, cuidado, amor e calma.

Por fim, aos meus amigos, por toda ajuda na conclusão desse trabalho.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	16
2.1	Objetivos Gerais	16
2.2	Objetivos Específicos	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	Aços TRIP	17
3.2	Soldagem a Laser.....	20
3.2.1	Vantagens e limitações da soldagem a laser	22
3.2.2	Laser a fibra.....	23
3.3	Soldagem a Laser de Aços.....	24
4	MATERIAIS E MÉTODOS	27
4.1	Material Base	27
4.2	Laser Empregado	27
4.3	Procedimento de soldagem.....	28
4.4	Simulação com Elementos Finitos	29
4.5	Caracterização Microestrutural.....	30
4.6	Caracterização Mecânica.....	30
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
5.1	Material base.....	34
5.2	Soldabilidade	36
5.3	Análises pelo Método dos Elementos Finitos.....	42
5.4	Caracterização Microestrutural por MEV	46
5.5	Ensaio de Dureza	47
5.6	Ensaio de Tração	48
5.7	Ensaio de Embutimento Erichsen	50

6	CONCLUSÕES	53
7	TRABALHOS FUTUROS	54
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição química das chapas de aço TRIP 750 utilizadas nesse trabalho (% peso).	27
Tabela 4.2 - Experiências de soldabilidade para penetração total.....	29
Tabela 5.1 - Resumo das propriedades mecânicas dos materiais de base em tração e a microdureza.	35
Tabela 5.2 - Propriedades das amostras nos ensaios de tração.	49
Tabela 5.3 - Resultados dos ensaios de embutimento Erichsen com os corpos de prova do aço TRIP 750 soldado e do metal base.	50

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - a) Microestrutura típica do aço TRIP (A = austenita; B = bainita; F = ferrita); b) Desenho esquemático do efeito TRIP durante ensaio de tração. Adaptação de DE COOMAN (2004).	17
Figura 3.2 - Rota de tempo-temperatura para aços TRIP laminados a quente. Adaptação de KUZIAK <i>et al.</i> (2008).	18
Figura 3.3 - Rota de recozimento contínuo de chapas de aço TRIP. BLECK e PHU-ON (2005).	19
Figura 3.4 - Distribuição dos processos laser segundo a intensidade e o tempo de pulso. Adaptação de CARVALHO (2009) e ION (2005).	21
Figura 3.5 - Ilustração esquemática da fibra de duplo revestimento. Adaptado de WANDERA, 2016.	23
Figura 3.6 – Microestruturas observadas na (a) ZF, (b) interface ZF/ZTA, (c) interface ZTA/MB e (d) MB . Segundo HAN <i>et al</i> (2005).	26
Figura 4.1 - Desenho esquemático da estação de processamento a laser. Adaptação de GOIA (2010).	28
Figura 4.2 - Foto da mesa de soldagem utilizada neste trabalho.	29
Figura 4.3 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração (adaptado da norma ASTM E 8M).	31
Figura 4.4 – Máquina universal de ensaios mecânicos adaptada para o ensaio de tração. (a) o corpo de prova (CP) preso na máquina e (b) o extensômetro EE09 preso ao CP.	31
Figura 4.5 - Representação esquemática do índice Erichsen. Adaptado da Norma ISO 20482.	32
Figura 4.6 - Corpo de prova com o cordão de solda utilizado no ensaio Erichsen.	32
Figura 4.7 - Máquina universal de ensaios mecânicos adaptada para o ensaio de embutimento Erichsen. (a) detalhe da garra e sistema de compressão de um êmbolo montado (b) flange, corpo de prova e esfera antes da montagem.	33
Figura 5.1 – Micrografia obtida por MEV do metal base, aço TRIP 750. Revelado com uma solução de Nital 2% por 5s.	34
Figura 5.2 – Micrografia cedida pela empresa USIMINAS do aço em estudo.	35
Figura 5.3- Experiências de soldabilidade para penetração total.	36

Figura 5.4 – Micrografias ópticas de cada experiência realizada; Atacado com uma solução de Nital 2% por 5s, apresentando o MB, ZTA e ZF. (a) Experiência 1 (1500 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (b) Experiência 2 (1200 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (c) Experiência 3 (900 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (d) Experiência 4 (1200 W de potência e 75 mm/s de velocidade) (e) Experiência 5 (1200 W de potência e 25 mm/s de velocidade) (f) Experiência 6 (1200 W de potência e 100 mm/s de velocidade).....	39
Figura 5.5 - Influência do aporte térmico (AT) nas dimensões das soldas. As larguras referem-se a ZF e as extensões às transformações no estado sólido.....	39
Figura 5.6 - Micrografias da condição padrão; Soldada com 900W de potência e 50mm/s de velocidade; Revelado com uma solução de Nital 2%.	42
Figura 5.7 - (a) Comparação entre FEA e dimensões de solda reais. As cores se referem à escala à esquerda. (b) Perfis de temperaturas para os pontos 1, 2 e 3 e as isothermas liquidus, A3, A1 e Ms.	44
Figura 5.8 - Simulação FEA das tensões residuais segundo Von Mises (a) e a deformação final (b) da chapa soldada a laser.	45
Figura 5.9 - Micrografias eletrônicas por varredura da soldagem usando a potência de 900W e a velocidade de 50mm/s: (a) ZF e (b) ZPT.	46
Figura 5.10 - Perfil de dureza do cordão de solda. CL significa linha central da solda. Escala de 200µm.....	48
Figura 5.11 - Médias das medidas de durezas de cada zona da solda realizada com velocidade de 50mm/s e 900W de potência.	48

LISTA DE ABREVIATURAS

AHSS - *Advanced High Strength Steel*

AT – Aporte Térmico

CDP - Corpo de Prova

DP – *Dual Phase* (aços)

ERW - *Electric Resistance Welding*

FEA - Análises por Elementos Finitos (*finite element analyses*)

HV - Dureza Vickers

IE - Índice Erichsen

MB - Material Base

Ms - Início da Transformação Martensítica

TRIP - *Transformation Induced Plasticity*

ZF - Zona Fundida

ZPT - Zona Parcialmente Transformada

ZR - Zona de Revenimento

ZTA - Zona Termicamente Afetada

RESUMO

Os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) vêm sendo desenvolvidos e aplicados amplamente nas indústrias automotivas e aeroespaciais. Estes apresentam boa ductilidade e elevada resistência mecânica associada à boa conformabilidade devido a sua microestrutura complexa de ferrita pró-eutetoide associada a bainita, martensita e frações menores de austenita retida. A soldabilidade desses aços é limitada pelo alto teor de elementos de liga presentes na sua composição, fazendo com que o ciclo térmico da soldagem afete a cuidadosamente projetada microestrutura, o que, por consequência, gera propriedades mecânicas insatisfatórias da solda. A soldagem a laser possui aporte térmico relativamente baixo e, portanto, são obtidas zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) estreitas. A literatura ainda não conseguiu determinar definitivamente as características microestruturais da ZF e da ZTA após a soldagem a laser dos aços TRIP e correlacioná-las com o comportamento mecânico em tração uniaxial e com a conformabilidade dessa classe de aços. Portanto, o objetivo do presente trabalho foi caracterizar a microestrutura e o comportamento mecânico do aço TRIP750 após soldagem a laser. As chapas de aço TRIP750 com 1,6 mm de espessura foram soldadas com diferentes potências e velocidades a fim de se encontrar a condição mais adequada segundo alguns critérios estabelecidos no trabalho. Os resultados obtidos mostram que a melhor condição, entre as estudadas, foram: velocidade de soldagem de 50 mm/s, potência de 900 W com foco na superfície da chapa e proteção gasosa de argônio com 8 l/min. Nestas condições, a ZF se apresenta quase totalmente martensítica, enquanto a ZTA apresenta uma microestrutura bifásica, constituída majoritariamente por ferrita e martensita. A dureza média da ZF de 530 HV e na ZTA de 480 HV, comparativamente com 270 HV do material base. Em termos de comportamento mecânico, para essa condição de soldagem, foi verificado que o limite de resistência da junta soldada é 740 MPa e que a deformação uniforme é de 22%. Portanto, esse material soldado continua atendendo aos requisitos exigidos para a classe TRIP 750. Em termos do ensaio de embutimento foi verificada uma deformação máxima (índice Erichsen) de 15 mm para uma carga de 48,5 kN, semelhante ao material de base não soldado. Tanto no caso do ensaio de tração uniaxial, quanto no ensaio de embutimento Erichsen, a fratura ocorre no material de base, longe da solda, mostrando uma boa tenacidade do material soldado.

Palavras chaves: Aços com plasticidade induzida por deformação; Soldagem a Laser; Microestrutura, Dureza, Ensaio de tração; Ensaio de embutimento Erichsen.

ABSTRACT

TRIP (Transformation Induced Plasticity) steels have been developed and applied widely in the automotive and aerospace industries. These have good ductility and high mechanical resistance associated with good conformability due to their complex microstructure of proeutectoid ferrite associated with bainite, martensite and minor fractions of retained austenite. The weldability of these steels is limited by the high content of alloying elements present in their composition, causing the thermal cycle of the welding to destroy the carefully designed microstructure, which, consequently, generates unsatisfactory mechanical properties of the weld. Laser welding has a relatively low thermal input and, therefore, narrow fusion zone (FZ) and heat affected zone (HAZ) are obtained. The literature has not yet managed to definitively determine the microstructural characteristics of FZ and HAZ after laser welding of TRIP steels and to correlate them with the mechanical behavior in uniaxial tensile strength and with the formability of this class of steels. Therefore, the objective of the present work was to characterize the microstructure and mechanical behavior of TRIP750 steel after laser welding. The 1.6 mm thick TRIP750 steel sheets were welded with different powers and speeds in order to find the most suitable condition according to some criteria established in the work. The results obtained show that the best condition, among those studied, would be: welding speed of 50 mm/s, power of 900 W, focusing on the surface of the plate and argon gas protection at 8 l/min. In these conditions, the FZ is almost totally martensitic, while the HAZ has a biphasic microstructure, composed mainly of ferrite and martensite, with the average hardness of the FZ being 530 HV and the HAZ being 480 HV, compared to 270 HV of the base material. In terms of mechanical behavior for this welding condition it was verified that the tensile strength of the welded joint is 740 MPa and that the uniform deformation is 22%. Therefore, this welded material continues to meet the requirements for the TRIP 750 class. In terms of the cup press test, a maximum deformation (Erichsen index) of 15 mm was verified for a load of 48.5 kN, similar to the unwelded base material. In both the uniaxial tensile test and the Erichsen indentation test, the fracture occurs in the base material, away from the weld, showing a good toughness of the welded material.

Keywords: Transformation Induced Plasticity; Laser welding; Microstructure; Micro hardness; Tensile testing; Erichsen testing.

1 INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel* ou AHSS) vêm sendo desenvolvidos para as indústrias automobilísticas, petroquímicas e aeroespaciais devido a uma combinação atraente de elevada resistência mecânica, associada à elevada conformabilidade. Os AHSS possuem aplicações diversas com o objetivo de redução de peso e da emissão de gases de efeito estufa, economia de energia e combustível, sem comprometer a segurança dos componentes produzidos, pois como esses materiais possuem resistência mecânica elevada, os componentes podem ser fabricados com chapas de menor espessura.

Estes aços apresentam boa ductilidade, resistência mecânica superiores a 500 MPa e são uma solução para aplicações em peças com geometrias complexas, as quais requeiram elevada resistência mecânica. Incluem entre os AHSS os aços como os *dual-phase* (DP), *complex-phase* (CP), martensíticos (M ou MART) e os que apresentam o efeito de plasticidade induzida por deformação (*Transformation Induced Plasticity*, TRIP). Os aços TRIP são constituídos por microconstituintes, tais como ferrita, bainita, martensita e austenita retida (ASGARI *et al.*, 2008). Dentre as classes de aço TRIP disponíveis no mercado nacional, destaca-se o TRIP750, que, por norma, deve possuir um limite de resistência à tração mínimo de 750 MPa.

Os aços TRIP, segundo DAN *et al.* (2008), apresentam uma combinação entre resistência mecânica em tração e ductilidade, devido à sua microestrutura complexa constituída de ferrita pró-eutetoide associada a bainita e frações significativas de austenita retida. O efeito TRIP é resultado da transformação martensítica a partir da austenita metaestável, sendo esta transformação um mecanismo de endurecimento por deformação que retarda a ocorrência de estrição, aumentando o alongamento uniforme e o grau de encruamento.

O mercado brasileiro começa a empregar ligas de aço com maior resistência mecânica de forma a aumentar a confiabilidade e segurança dos componentes automotivos. Para isso, o uso de aços TRIP tem sido estudado e aplicado por algumas montadoras, como GM e Honda. Nestes casos, a soldagem por resistência elétrica (ERW, *Electric Resistance Welding*) é o meio de união mais utilizado. A ERW utilizada em aços TRIP, segundo SPENA *et al.* (2016), é bastante complexa e os corpos de prova de tração em regime cisalhante falham no ponto onde a martensita da ZTA passa por revenimento devido ao aporte térmico. E de acordo com HONG e SHIN (2017) os aços AHSS, e principalmente aqueles galvanizados, provocam um

desgaste prematuro do eletrodo da ERW, o que levou os fabricantes de veículos à troca parcial ou total da solda a ponto por solda a laser.

A solda a laser se estabelece como padrão industrial para a soldagem de AHSS, devido a alta produtividade, baixo empenamento e pequena ZTA. Conforme visto no trabalho de ANTUNES e LIMA (2016), a soldagem a arco voltaico produz um revenimento da estrutura martensítica no material de base, levando um amolecimento no metal base causando uma falha prematura nos ensaios mecânicos.

Estudos realizados com o aço TRIP750 soldado por laser de Yb:Fibra, mostraram um aumento de 140 HV nos valores de dureza na zona de fusão, comparando ao material base. As amostras soldadas não apresentaram perdas em propriedades mecânicas em tração e os corpos de prova romperam fora do cordão de solda. No entanto, os autores divergem da literatura, por mostrarem uma preponderância da bainita na ZF em detrimento à martensita (CORREARD *et al.* 2016).

Em outro estudo, CORREARD (2018) caracteriza a microestrutura e propriedades mecânicas de quatro tipos de AHSS soldados pelo processo a laser, sendo soldas similares ou dissimilares, de aços DP600 ou TRIP750. Foi relatado que a ZF do aço TRIP750 atinge 520 HV e a ZTA, 530 HV, mostrando alta temperabilidade, frente a dureza de 220 HV do material base. O aço TRIP750 soldado apresentou resultados nos testes de tração uniaxial ligeiramente inferiores ao do material de base, i.e. limite de escoamento 460 MPa (material de base 478 MPa) e limite de resistência 759 MPa (material de base 772 MPa). O alongamento do aço TRIP 750 soldado foi similar ao material base, em torno de 26 % em alongamento uniforme e 31% em alongamento máximo.

No presente trabalho, foram analisados os microconstituintes da ZF e da ZTA de forma a elucidar se o crescimento se dá por transformação bainítica ou por transformação martensítica, sendo este um ponto polêmico no estado da arte. Ademais, esse trabalho visa contribuir ao entendimento do comportamento mecânico obtido por meio de ensaios de tração uniaxial e pela conformabilidade das chapas soldadas por embutimento Erichsen comparando material de base e material soldado. Deste modo, o trabalho propõe contribuir ao entendimento da microestrutura e comportamento mecânico de chapas de aço TRIP750 após a solda a laser de fibra.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo da presente pesquisa é estabelecer as condições de soldagem a laser do aço TRIP 750, bem como avaliar a microestrutura do cordão de solda e as propriedades mecânicas.

2.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF) dos cordões de solda a fim de compará-los com o material base;
- Realizar ensaios de tração uniaxial para determinar o limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total do material base e do material soldado;
- Realizar ensaios de embutimento Erichsen para determinar a conformabilidade da chapa soldada.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços TRIP

Os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) são referência por sua excelente combinação de resistência e ductilidade (BALUSH *et al.*, 2014 e KHEDKAR *et al.*, 2016). Segundo BHATTACHARYA (2014) os aços TRIP são aços de alta resistência que adquirem valores elevados de alongamento mediante a ocorrência de transformações de fase induzida por deformação plástica. Estes possuem uma microestrutura complexa, com uma dispersão fina de austenita retida em uma matriz ferrítica em coexistência com martensita e bainita (Figura 3.1(a)).

A transformação contínua da austenita metaestável em martensita resulta no efeito TRIP, que proporciona ao aço uma maior absorção de energia ao impacto e uma deformação uniforme (Figura 3.1(b)) (KEELER *et al.*, 2017). Segundo SHOME e TUMULURU (2015) essa transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas aumentando o alongamento uniforme e a taxa de encruamento.

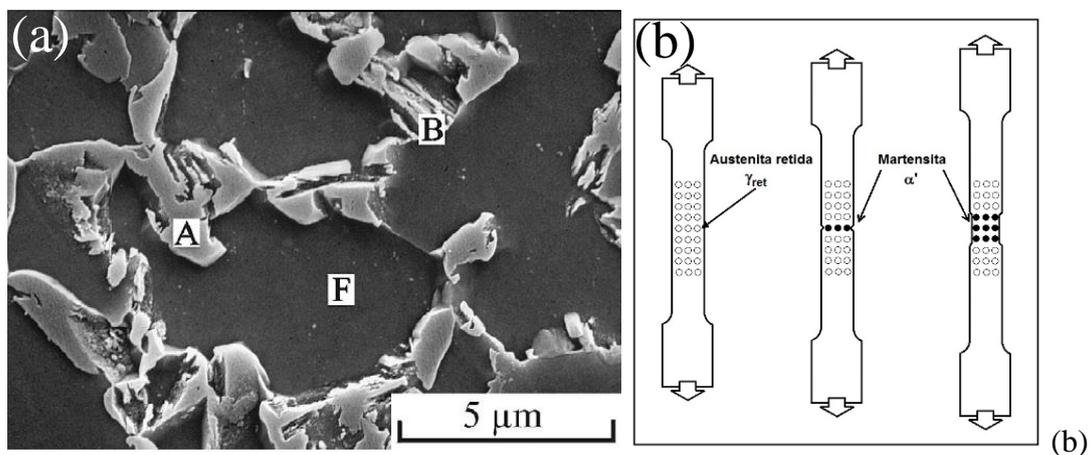


Figura 3.1 - a) Microestrutura típica do aço TRIP (A = austenita; B = bainita; F = ferrita); b) Desenho esquemático do efeito TRIP durante ensaio de tração. Adaptação de DE COOMAN (2004).

As mais recentes rotas de produção dos aços TRIP têm permitido a produção de chapas de alta resistência ao impacto e com excelente desempenho na estampagem, apesar de se

encontrarem ainda em um estágio de desenvolvimento. Várias rotas estão em uso, as principais são as de recozimento contínuo de material laminado a frio e laminação a quente de modo a obter uma granulometria final fina, mas contendo suficiente fração volumétrica de austenita retida para garantir o efeito TRIP.

O estágio de resfriamento no processo de laminação de chapas de aço TRIP, como visto na Figura 3.2, segundo BLECK e PHU-ON (2005), tem em primeiro lugar o resfriamento lento aplicado na faixa de temperatura da transformação ferrítica. Essa transformação faz com que o conteúdo de carbono na austenita aumente de 0,2% para cerca de 0,4%, depois da formação de 50 a 60% de ferrita, após é realizado um resfriamento acelerado com uma taxa de resfriamento superior a 20°C/s para temperatura de bobinamento que se situa na faixa da transformação bainítica. No decorrer do resfriamento da bobina, a transformação bainítica prossegue, promovendo um novo aumento do teor de carbono na austenita restante para cerca de 1,2%. Desta forma, parte da austenita, de 10 a 15%, permanece sem transformação (retida) para o efeito TRIP (BLECK; PHU-ON, 2005) e (KUZIYAK *et al.*, 2008).

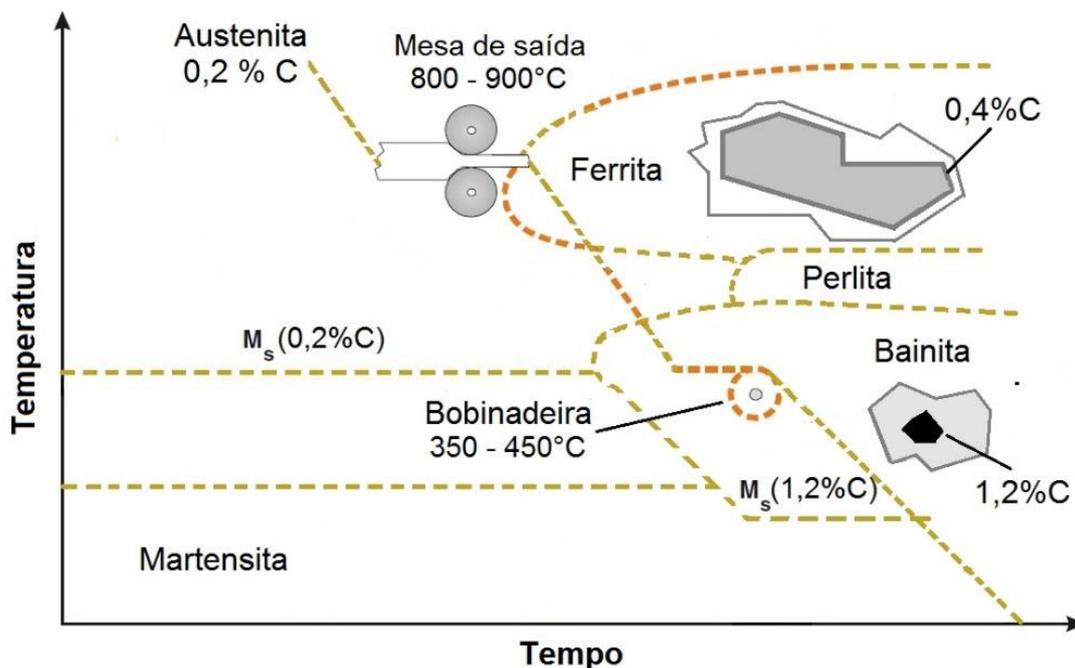


Figura 3.2 - Rota de tempo-temperatura para aços TRIP laminados a quente. Adaptação de KUZIYAK *et al.* (2008).

As chapas de aço TRIP podem também ser laminadas a frio e recozidas, onde é realizado um tratamento térmico em duas etapas, com recozimento intercrítico na faixa de temperatura

de 780-880°C, seguido de resfriamento e recozimento isotérmico na faixa de 350-450°C, terminando com o resfriamento até a temperatura ambiente, de acordo com a Figura 3.3. Ao longo do recozimento intercrítico, uma microestrutura composta por porções quase iguais de ferrita e austenita é formada (duplex). Contudo, durante esse processo, e ao contrário do caso de chapas laminadas a quente, existe uma quantidade significativa de ferrita na microestrutura inicial antes do recozimento. O tempo de espera durante a transformação bainítica é de vários minutos e, após essa transformação, a microestrutura contém cerca de 50-60% de ferrita, 25-40% de bainita e 5-15% de austenita retida (KUZIAK, *et al.*, 2008).

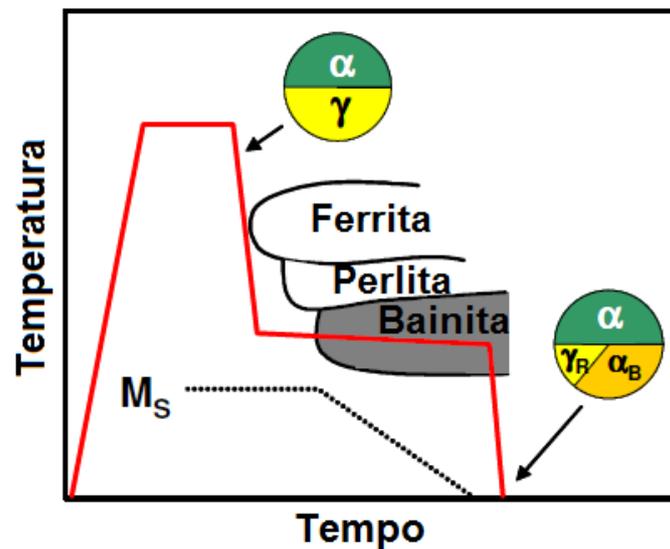


Figura 3.3 - Rota de recozimento contínuo de chapas de aço TRIP. BLECK e PHIU-ON (2005).

Mesmo que a austenita estabilizada ao carbono seja retida em temperatura ambiente, o ciclo térmico da soldagem promove fusão e solidificação rápidas na zona fundida (ZF) ou austenitização parcial na zona termicamente afetada (ZTA) com a têmpera subsequente. No decorrer de um ciclo térmico típico de soldagem, a ZTA mais próxima a linha de fusão é aquecida em temperaturas perto da *liquidus*. Em decorrência desse ciclo térmico, o tamanho da austenita, a fração volumétrica e a composição (principalmente carbono) variam na ZTA e, conseqüentemente, a estabilidade da austenita na ZTA é afetada (WANG, 2001). De uma forma geral, a soldagem destrói o balanço de fases necessário à aplicabilidade do material em construção mecânica.

O aço TRIP possui uma quantidade superior de C se comparado com aços DP, por exemplo, e elementos de liga, tais como Si e Ti, que junto com tratamento termomecânico gera um potencial para a transformação contínua da austenita em martensita. Segundo FERRER (2003), o Si atrasa a precipitação de carbonetos durante a reação bainítica, o que resulta o aumento da estabilidade da austenita retida no aço. Além disso, o Si causa uma supressão temporária da precipitação de cementita, dando tempo para o C se difundir para a austenita, estabilizando-a.

De acordo com VAN DER ZWAAG e WANG (2002) e ENOMOTO (2002) a maioria dos elementos de liga substitucionais como o Cr, Si, Mn e Al, diminuem a temperatura de início da reação bainítica nos aços TRIP. Além disso, o excesso de segregação (partição) desses elementos na frente da interface ferrita/austenita é responsável pela lenta cinética da transformação bainítica.

Segundo BLECK (2002), o Mn é um elemento estabilizador de austenita que diminui a temperatura de início da transformação ferrítica e aumenta a solubilidade do carbono na austenita, sendo possível o enriquecimento dessa fase em carbono. Além disso, o Mn pode substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(\text{FeMn})_3\text{C}$ que podem dar origem a partículas de austenita ricas em Mn, exigindo menor concentração de carbono para se estabilizar a temperatura ambiente. Deve-se levar em conta também, o efeito inibidor do Mn na formação da ferrita durante o resfriamento, uma vez que este minimiza um possível enriquecimento de carbono desta fase. (BLECK, 2002)

O Al também é formador de ferrita e apresenta um efeito mais fraco na supressão da formação de carbonetos, quando comparado com o Si, por isso ele é sempre usado em combinação com conteúdos mais altos de carbono ou em combinação com o P (GIRALT *et al.*, 2001). O fósforo é usado quando a adição de Al e Si são limitadas, porque baixas concentrações de P (menores que 0,1%) são suficientes para retardar a cinética de precipitação de carbonetos de ferro e conferir um aumento na resistência do material, sendo assim, o P é um elemento muito efetivo no endurecimento por solução sólida (BLECK, 2002).

3.2 Soldagem a Laser

Soldagem a laser (*Laser Beam Welding* - LBW) é um processo de união de materiais a partir de um feixe de luz colimada de alta intensidade de energia. Esse processo abrange fusão

e solidificação e pode ocorrer através de dois diferentes mecanismos: condução ou penetração (*keyhole*). A soldagem por condução tem intensidade de ordem de 10^5 W.cm^{-2} e pode ser por emissão contínua (CW) ou pulsada, engloba absorção de energia do laser na superfície do material e condução posterior para o interior da peça (LIMA, 2008).

Segundo CARVALHO (2009) e ION (2005), como a intensidade do laser é mantida relativamente baixa se comparada com a soldagem a laser por penetração, os problemas de soldagem são comumente controlados através do baixo aporte térmico, porém a baixa intensidade induz também uma pequena penetração, com uma soldagem mais delicada, ocupando a parte central do diagrama de processos da Figura 3.4.

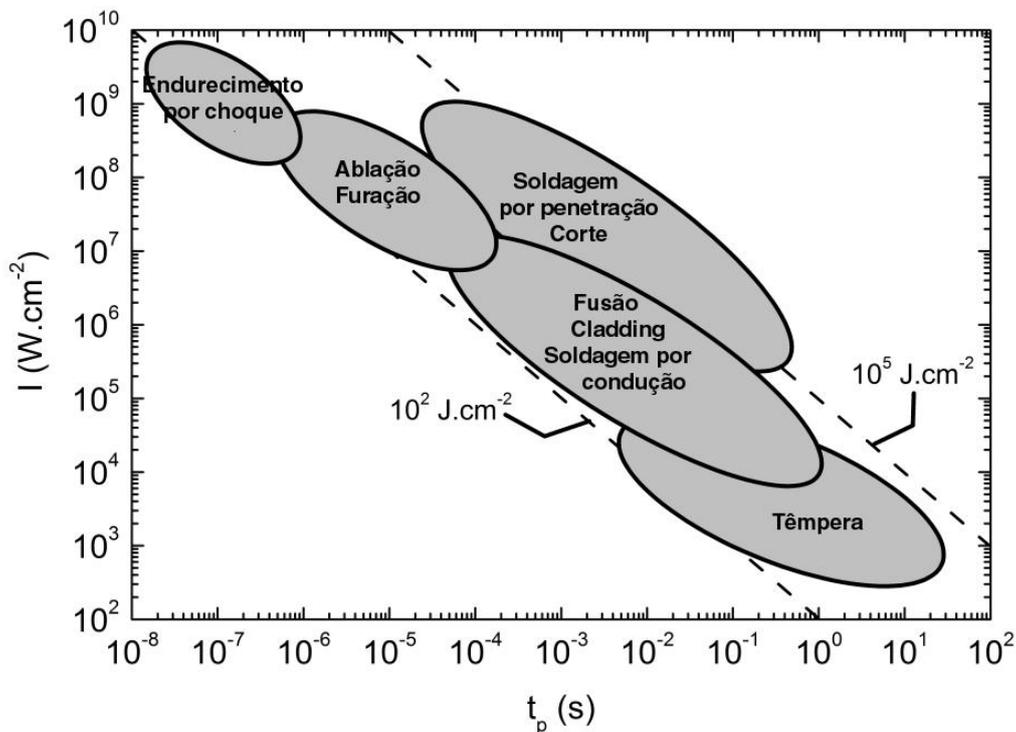


Figura 3.4 - Distribuição dos processos laser segundo a intensidade e o tempo de pulso.

Adaptação de CARVALHO (2009) e ION (2005).

Por envolver vaporização do material base, a soldagem por penetração, diferente da soldagem por condução, necessita de maior intensidade. Essa alta intensidade do feixe cria uma cavidade de vapor rodeado por metal líquido chamada *Keyhole* como efeito do equilíbrio entre densidade, viscosidade e pressão metalostática (CARVALHO, 2009).

Segundo LIMA (2008), a soldagem por penetração permite alta razão de aspecto (relação entre profundidade e largura do cordão) e o aporte térmico é semelhante à soldagem por feixe de elétrons, cerca de $0,35 \text{ kJ.mm}^{-1}$, porém o laser não precisa de vácuo ou blindagem para raios-X. É normalmente realizada com uma densidade de potência na ordem de 10^6 Wcm^{-2} com um tempo de interação do feixe entre 10^{-4} e 10^{-1} s. A superfície do material vaporiza no ponto de interação e a força de recuo da vaporização a partir da superfície líquida provoca uma depressão superficial, que se desenvolve em uma cavidade de vapor profunda por reflexões internas múltiplas do feixe. No caso da soldagem por penetração, se observa uma relação entre profundidade e largura de cerca de 10:1 ou até maior, enquanto na soldagem por condução é de 3:1.

3.2.1 Vantagens e limitações da soldagem a laser

Um processo muito utilizado pela indústria automobilística devido a sua eficiência, direcionalidade, intensidade do feixe e flexibilidade da distribuição do feixe em diferentes locais, a soldagem a laser possui além de vantagens, algumas limitações. (SHOME; TUMULUURU, 2015)

Segundo STEEN (2003), KATAYAMA (2013) e CARVALHO (2009), a soldagem a laser se dá em pressão atmosférica, autógena, sem limpeza por fluxo, com baixo aporte térmico, mínimas tensões térmicas são introduzidas, pouca ou nenhuma contaminação, apropriada para soldagem com penetração total em um único passe, muito precisa, possibilita a união chapas de espessuras e de materiais diferentes, elevada flexibilidade e versatilidade no caso de manipulação de feixes por meio de fibras ópticas e automação do processo por meio de robôs e usando divisores de feixe, o feixe pode ser compartilhado por diferentes estações de trabalho, aumentando a flexibilidade de sua utilização.

Porém, possui algumas limitações como, feixe estreito que faz com que os requisitos de tolerância da junta sejam mais elevados, refletividade da superfície que impossibilita a soldagem de alguns materiais, alto custo do equipamento, a espessura do material soldado deve ser de acordo com a potência do equipamento, o laser opera com altas intensidades podendo provocar queimaduras e danos aos olhos e deve ser operado em ambientes protegidos e isolados.

Embora apresente essas desvantagens o laser é a escolha da indústria, devido a alta produtividade, baixo empenamento e uma ZTA estreita.

3.2.2 Laser a fibra

O laser a fibra desenvolvido para aplicações além das industriais, é um tipo de fonte que pode produzir uma potência muito alta, níveis até 100 kW, produzindo uma solda de boa qualidade. Em termos de solda a laser a eficiência é relativamente alta, em torno de 25% (BLONDEAU, 2008) e (HECHT, 2009). Segundo LOU *et al.* (2016) e ZOU *et al.* (2016), o laser a fibra possui um grande potencial, especialmente na soldagem de chapas espessas e por conta do seu baixo comprimento de onda e alto brilho se comparado ao laser de CO₂.

De acordo com SCHREIBER (2012), a estrutura do laser de fibra é dopada com o elemento raro itérbio (Yb) e inclui uma fibra de vidro de revestimento duplo com uma região central na qual são diluídos os íons de Yb do meio ativo laser. Essa região central está rodeada por um revestimento de índice de refração inferior ao núcleo de refração ainda mais baixo de acordo com a Figura 3.5. Isso faz com que a luz se concentre sempre no núcleo da fibra, com o máximo em ganho do meio laser.

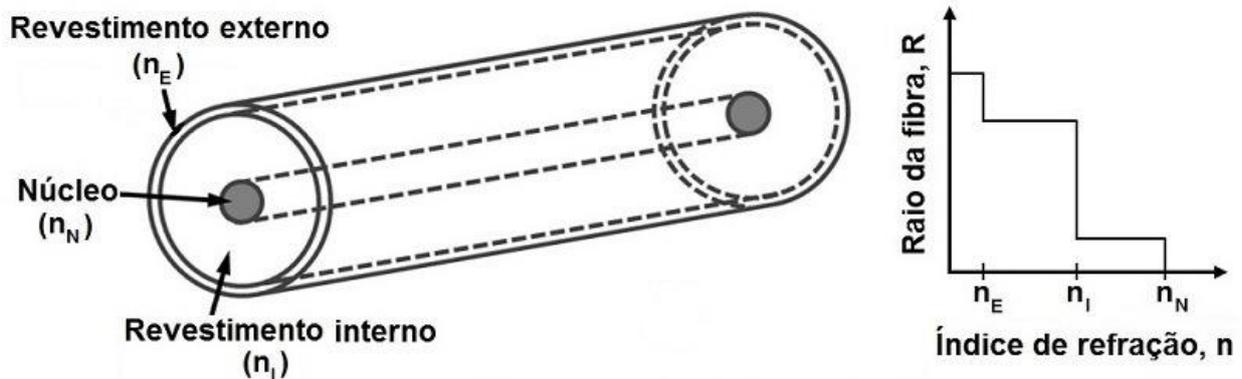


Figura 3.5 - Ilustração esquemática da fibra de duplo revestimento. Adaptado de WANDERA, 2016.

Segundo LIMPERT (2007), a cavidade de um laser a fibra pode ser formada por espelhos acoplados nas extremidades ou integrados por fibras, como grades de Bragg ou espelhos em *loop*. E WANDERA (2016), afirma que a luz de bombeamento das matrizes de diodos a laser de alta potência é guiada para o revestimento interno e é confinada nesse, pelo revestimento externo de índice de refração. Depois, essa luz de bombeamento que se propaga

na fibra é absorvida pelos íons de Yb do meio ativo laser na região do núcleo da fibra, resultando na ação laser dos íons de Yb.

Guiada dentro da região do núcleo, a emissão estimulada resultante da ação do laser aumenta a intensidade e surge como um feixe laser de alta potência na faixa espectral do infravermelho próximo entre 1.060 e 1.080 nm (CANNING, 2006). HECHET (2009) afirma que a temperatura no núcleo da fibra é determinada, principalmente, pelo transporte de calor através da sua superfície externa, porém com uma grande área de superfície por unidade de volume seu resfriamento é otimizado.

De acordo com QUINTINO *et al.* (2007), uma manipulação de feixes mais flexíveis através do uso de fibras ópticas é permitido devido ao comprimento de onda do feixe de laser a fibra. A radiação laser gerada deixa a área da cavidade através de uma fibra passiva de modo único, que pode ser até 50 metros de comprimento e a qualidade do feixe é em função apenas das propriedades da fibra óptica e é independente da temperatura e do nível de potência de saída.

3.3 Soldagem a Laser de Aços

A solda a laser, por suas características intrínsecas, é aplicada diretamente em ambientes produtivos e cria cordões de solda muito estreitos e capazes de unir chapas com diferentes espessuras e composições, atingindo economia de peso. Segundo BLONDEAU (2008) uma vantagem da solda a laser é que o processo não sofre defleções por magnetismo no caso de aços ferríticos, o chamado efeito Peltier, em solda com feixe de elétrons.

No entanto, a solda a laser não isenta das transformações de fases típicas dos processos de soldagem por fusão. SHARMA e MOLIAN (2009) verificaram a ocorrência de alta dureza na região da solda e uma fratura frágil na ZTA do lado do aço DP980 quando ensaiado em tração, em um estudo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de soldas entre aços TRIP780 e DP980. Estes autores concluíram que as propriedades de conformabilidade deveriam estar prejudicadas em relação ao material base, devido à fragilidade encontrada na junção entre estas classes.

Segundo LIMA *et al* (2017), um dos problemas observados para a soldagem a laser de aços AHSS é a formação de uma região dura e frágil no centro do cordão. Esses autores propuseram então um tratamento térmico junto com a soldagem de aços 22MnB₅ de forma a

induzir bainita ao invés de martensita. Ainda que a soldagem em altas temperaturas tenha aumentado a ductilidade e diminuído a tensão residual após a soldagem, o método exige o aquecimento prévio das chapas. Em nenhum momento esses autores mostraram que a solda convencional, em temperatura ambiente, causa um decréscimo no comportamento mecânico.

Em um estudo sobre tensões residuais em soldas a laser de aços ferríticos (FRANCIS *et al.*, 2008), foi observado que a parte mais problemática se situa na ZTA adjacente a ZF. No entanto, estes autores mostraram que as tensões podem ser parcialmente compensadas por transformações de fases na ZTA, tais como os produtos da transformação martensítica, as quais são dificilmente discerníveis ao microscópio por serem muito pequenas

A soldagem a laser do aço dual phase DP600 foi estudado por DONG *et al* (2014) utilizando o laser do tipo Nd:YAG. Esses autores obtiveram uma ZF, composta por martensita e uma ZTA, composta por uma região endurecida e outra amolecida. Essa região amolecida foi associada ao revenimento da martensita do MB. Devido a esse amolecimento os corpos de prova de tração fraturaram prematuramente comparados com os corpos de prova do MB sem o laser. Nota-se que o uso de um laser de baixa qualidade de feixe influenciou negativamente a extensão da ZF e da ZTA, causando este defeito. Diferentemente desses autores, o presente estudo utiliza um laser a fibra com uma qualidade de feixe superior o que permitirá, provavelmente, uma redução do revenimento da martensita.

REISGEN *et al* (2012) realizaram solda a laser entre DP600 e TRIP700 utilizando um laser de CO₂. Estes autores fizeram um estudo sistemático do efeito da potência velocidade e distância focal em juntas dissimilares. Embora o tipo de laser não seja o mais adequado para esse tipo de solda, eles obtiveram poucos defeitos na junção entre um aço DP de 2,5 mm de espessura e um aço TRIP de 1,25 mm de espessura. Esses autores também fizeram ensaios de embutimento Erichsen da junta, embora não tenham analisados quantitativamente as chapas conformadas. Eles apenas relataram que as juntas soldadas foram aprovadas segundo a norma ISO 20482.

Ao que concerne a dureza obtida após a solda a laser do aço TRIP na classe 800, HAN *et al* (2005) obtiveram 500 HV na ZF, como resultado da transformação martensítica na ZF. Esses autores obtiveram uma ZF de 1 mm de largura utilizando um laser CO₂ com potência de 6 kW e velocidade de 5 m/min. A dureza na ZTA variou entre 500 e 350 HV, como função da distância da linha de fusão. A Figura 3.6 apresenta as microestruturas típicas observadas por HAN *et al* (2005) no aço TRIP800 soldado com laser de CO₂. Na figura fica evidente que a

martensita é o principal microsconstituente na ZF e ZTA próxima à linha de fusão e que a quantidade de martensita decai na região próxima ao MB, ainda dentro da ZTA. Neste aspecto, não há certeza que os resultados obtidos com o laser a fibra sigam estas tendências microestruturais uma vez que, comparativamente com o laser de CO₂, tanto a qualidade do feixe como a sua densidade de potência são maiores no laser a fibra.

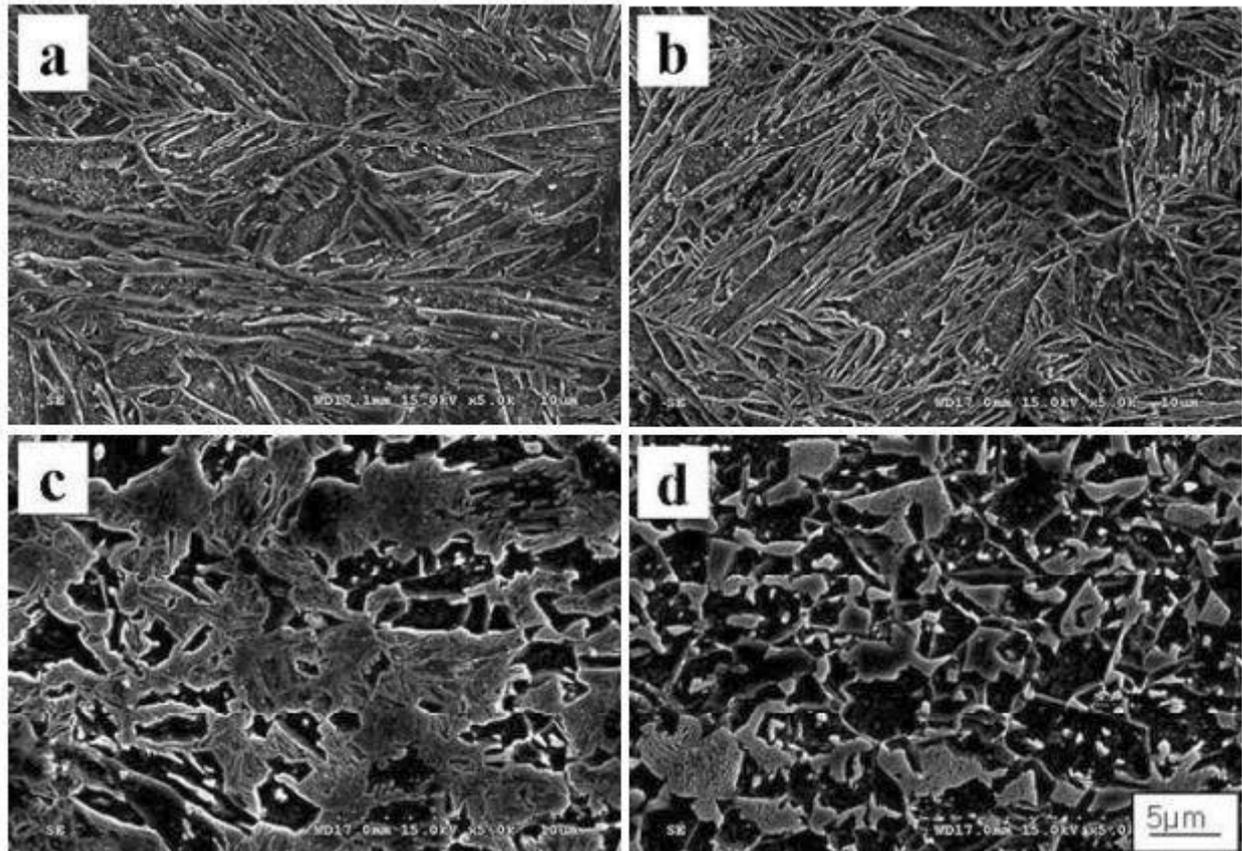


Figura 3.6 – Microestruturas observadas na (a) ZF, (b) interface ZF/ZTA, (c) interface ZTA/MB e (d) MB . Segundo HAN *et al* (2005).

Os trabalhos relacionados ao comportamento mecânico de chapas de TRIP750 soldadas a laser são escassos na literatura. No entanto, segundo Correard *et al.* (2016) as soldas dissimilares entre DP600 e TRIP750 fraturam no material de base, longe da solda, em 90% dos testes de tração uniaxial. Evidentemente, que tanto o limite de escoamento como o limite de resistência são caracterizados pelo material no qual houve a fratura.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material Base

Foram utilizadas chapas de aço TRIP 750, com 1,6 mm de espessura e composição química fornecida pela fabricante, apresentada na Tabela 4.1. A rota de produção desta chapa foi: após saída da bobinadeira, foi feita a decapagem e em seguida empregado o laminador de tiras a frio para conseguir a espessura final à 1,6 mm. Após o laminador, as chapas passam pelo recozimento e depois para o laminador de encruamento. Sendo essas chapas recebidas a partir de bobinas aplainadas na calandra.

Tabela 4.1 - Composição química das chapas de aço TRIP 750 utilizadas nesse trabalho (% peso).

Al sol	N	P	C	S	Si	Mn	Mg
0,044	0,0040	0,021	0,22	0,0013	1,36	1,49	<0,005
Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	W	V
0,005	0,008	0,013	<0,005	<0,005	0,006	<0,005	<0,005

4.2 Equipamento Laser

O laser que foi utilizado na realização deste trabalho está instalado no Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica (DEDALO) da Divisão de Fotônica (EFO) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/DCTA). Trata-se de um laser de 2 kW de potência média da IPG, Modelo YLR- 2000. O laser está instalado numa cabine de processamento com sistemas de gases auxiliares de processo e exaustão de fumos. Um esquema simplificado desta estação de processamento é apresentado na Figura 4.1. Os experimentos de soldagem foram realizados sobre uma mesa de comando numérico computadorizado (CNC), controlada por computador por meio do software EMC2 e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s e cursos dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5 μ m. Um eixo Z com curso de 215 mm e resolução de 1 μ m foi incorporado à mesa. Este eixo fixa a óptica de focalização e facilita posicionar corretamente o foco do feixe do laser sobre a amostra. O foco foi mantido na superfície das chapas, onde o diâmetro focal foi de 0.1

mm. O gás de proteção utilizado foi o argônio, com fluxo de 8 l/min. O cabeçote do laser foi mantido com inclinação de 2°, com relação ao eixo normal, para evitar retorno da radiação à cavidade e consequentemente danos ao sistema.

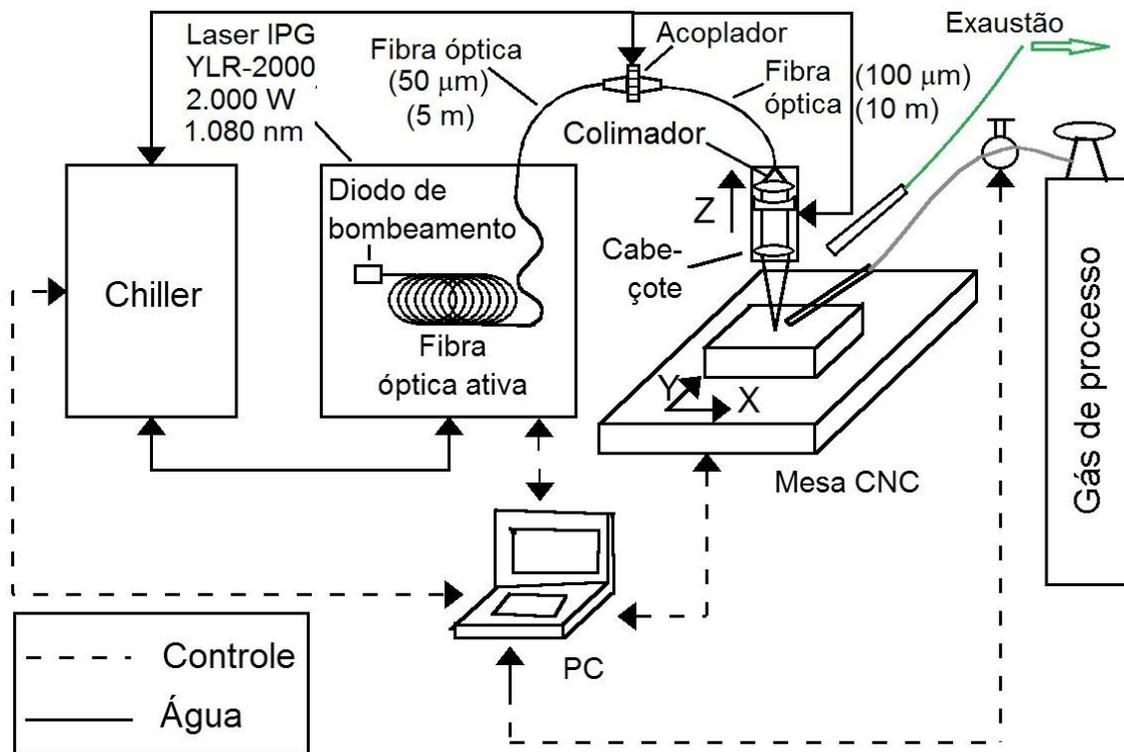


Figura 4.1 - Desenho esquemático da estação de processamento a laser. Adaptação de GOIA (2010).

4.3 Procedimento de soldagem

Foi utilizada neste trabalho uma mesa de soldagem para fixar (as amostras a serem soldadas, sendo composta por uma base de alumínio e quatro grampos (Figura 4.2). Foi utilizada uma chapa inteiriça, onde deslocou-se o feixe de laser em potências entre 900 e 1500 W e velocidades entre 25 e 100 mm/s para a definição dos parâmetros de soldagem. O aporte térmico (AT), definido como a razão entre a potência e a velocidade, se situou entre 12 e 48 J/mm. Os outros parâmetros relevantes à soldagem foram mantidos constantes, a saber: o fluxo de gás argônio puro (99,995%) ficou em 8 l/min e o foco do laser foi mantido na superfície superior da chapa.

A condição escolhida para a fabricação de corpos de prova para ensaios mecânicos se baseou na análise do cordão de solda. A condição que apresente penetração total, sem defeitos e com perfil mais retilíneo foi escolhida em detrimento às outras condições.



Figura 4.2 - Foto da mesa de soldagem utilizada neste trabalho.

Foram feitos 6 cordões de solda com 30 mm de comprimento para a definição dos parâmetros de soldagem, Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Experiências de soldabilidade para penetração total.

Experiências	Potência (W)	Velocidade (mm/s)
1	1500	50
2	1200	50
3	900	50
4	1200	75
5	1200	25
6	1200	100

4.4 Simulação por meio de Elementos Finitos

Para validar algumas das suposições levantadas neste trabalho, análises por elementos finitos (FEA) foram realizadas usando o software SysWeld® (ESI SYSWELD, ESI Group).

As dimensões do sólido simularam uma chapa de aço TRIP750 com volume de 400x400x1,6 mm. A malha foi projetada para ser consistente com a soldagem a laser com uma distância mínima entre os nós de 50 μm , próximo à linha central. As propriedades físicas do aço foram obtidas em biblioteca interna do software. Os resultados adquiridos por meio da simulação foram as temperaturas em diferentes pontos do sólido, a deformação e a tensão residual final. Para o cálculo da tensão residual, foi utilizado o critério de Von Mises (MALVERN, L.E. 1969). Devido às dimensões da zona fundida, não foi possível verificar experimentalmente a temperatura atingida em diferentes pontos do sólido, ou seja, não houve medida direta da temperatura. No entanto, a evolução temporal da temperatura em diferentes regiões pode ser obtida através da simulação e comparada com os resultados microestruturais da parte experimental.

4.5 Caracterização Microestrutural

Para as análises microestruturais, as amostras soldadas na condição escolhida foram cortadas transversalmente ao cordão de solda e embutidas a quente com resina de baquelite de acordo com a norma ASTM E407-07R15-e1. Para o polimento foi utilizada pasta de diamante 6 μm e 1 μm e alumina com 1 μm e 0,3 μm . As amostras foram atacadas com uma solução de Nital 2% por 5s e enxaguadas em água corrente. As imagens das microestruturas das soldas e do material base foram feitas com um microscópio óptico Carl Zeiss Axio Imager.A2m e por um microscópio eletrônico de varredura HITACHI TM3000.

4.6 Caracterização Mecânica

Amostras do cordão de solda embutidas num corte transversal foram usada nos ensaios de dureza Vickers. O tempo de endentação foi de 10s com uma carga de 100gf, realizando um perfil de durezas com espaçamento de 0,1 mm na MB, ZTA e ZF. O equipamento Microdurômetro FUTURE TECH modelo FM 700 foi utilizado.

Foram realizados os ensaios de tração uniaxial no material de base e em amostras soldadas, na máquina universal de ensaios (Instron, modelo DL 10'000), com capacidade de carga máxima 10.000 kgf, com uma velocidade de ensaio de 5mm/min em temperatura ambiente, de acordo com a norma ASTM E 8M 2016 (Figura 4.3).

Os oito corpos de prova (CDPs) foram usinados em uma máquina de eletroerosão a fio, com o sentido de laminação perpendicular ao seu comprimento. As dimensões dos CDPs são apresentadas no desenho da Figura 4.3. Para os CDPs soldados o cordão de solda está no centro da área útil. Um extensômetro EE09, EMIC, com faixa de medição de 0 a 50 mm, foi utilizado na área útil do corpo de prova. (Figura 4.4)

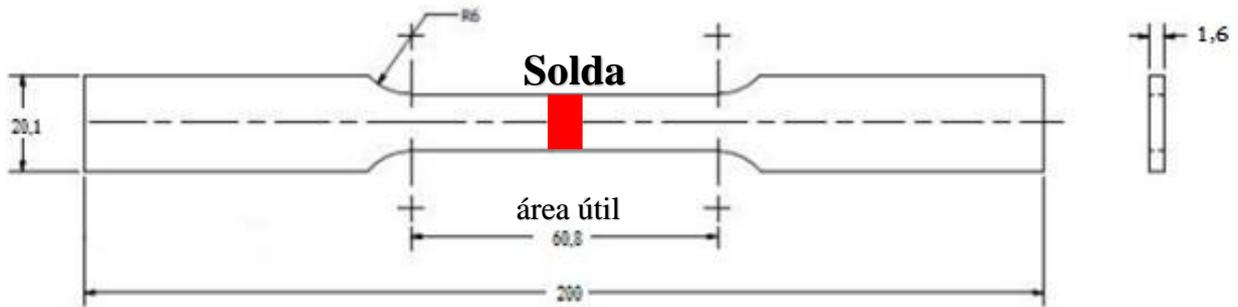


Figura 4.3 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração (adaptado da norma ASTM E 8M).

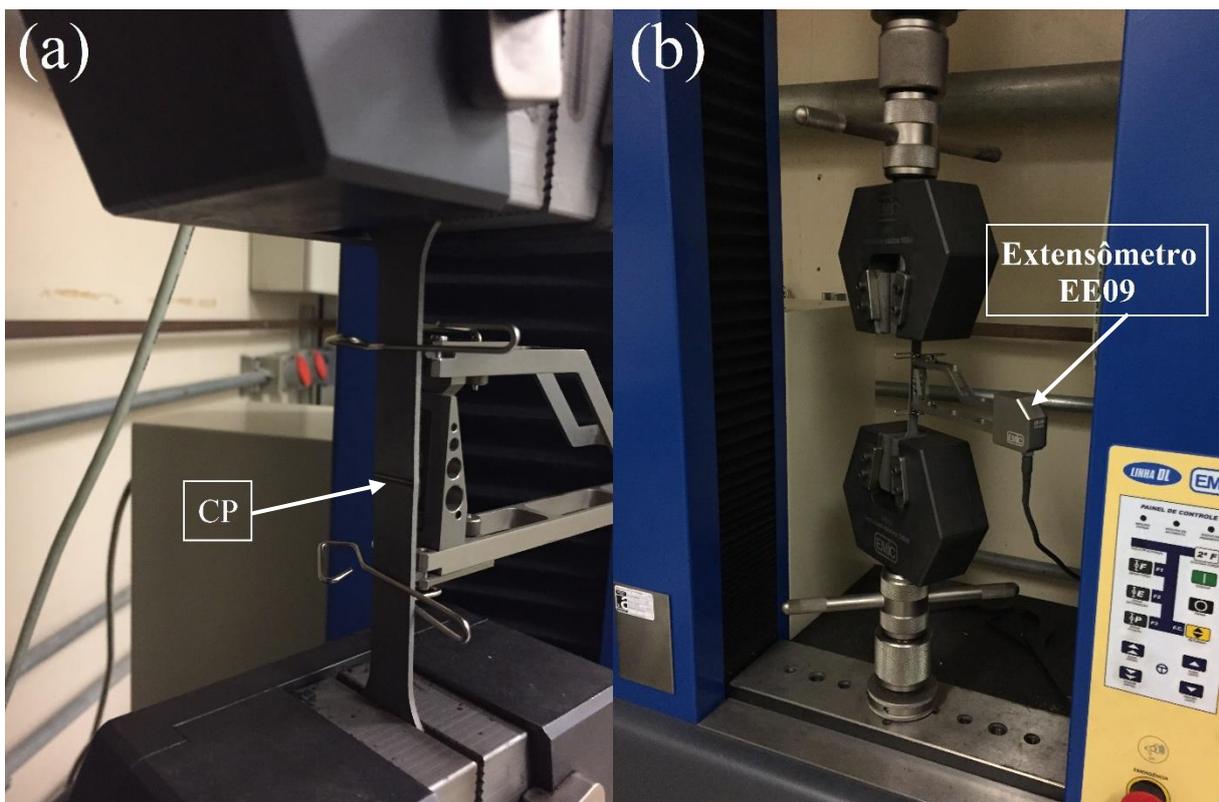


Figura 4.4 – Máquina universal de ensaios mecânicos adaptada para o ensaio de tração. (a) o corpo de prova (CP) preso na máquina e (b) o extensômetro EE09 preso ao CP.

O ensaio Erichsen determina a capacidade de estiramento de chapas metálicas através de uma deformação plástica, em que um punção, ou esfera, pressionam uma chapa presa por um mecanismo de fixação, até que haja estrição ou ruptura, onde se mede a profundidade do copo formado. Esta profundidade medida representa o índice Erichsen (IE), medida normalmente em milímetros. No presente estudo, os resultados deste ensaio são deslocamento do punção (valor Erichsen) e carga no momento em que o material tem uma perda mais acentuada de espessura (estricção ou ruptura). Na Figura 4.5 encontra-se uma representação esquemática do sistema.

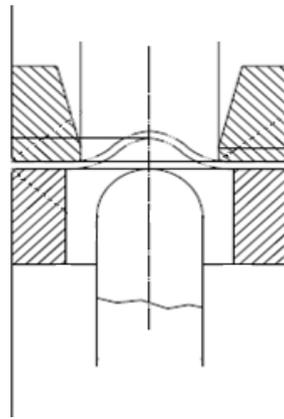


Figura 4.5 - Representação esquemática do índice Erichsen. Adaptado da Norma ISO 20482.

Para o ensaio Erichsen os corpos de prova foram cortados por eletroerosão a fio em formato de discos com diâmetro 35 mm, mantendo o cordão de solda ao centro, para analisar o comportamento do cordão de solda no ensaio. Foram utilizados oito corpos de prova para os ensaios Erichsen instrumentados, destes dois sendo material base e seis com a junta soldada. A Figura 4.6 mostra o corpo de prova com o cordão de solda, utilizado neste ensaio.

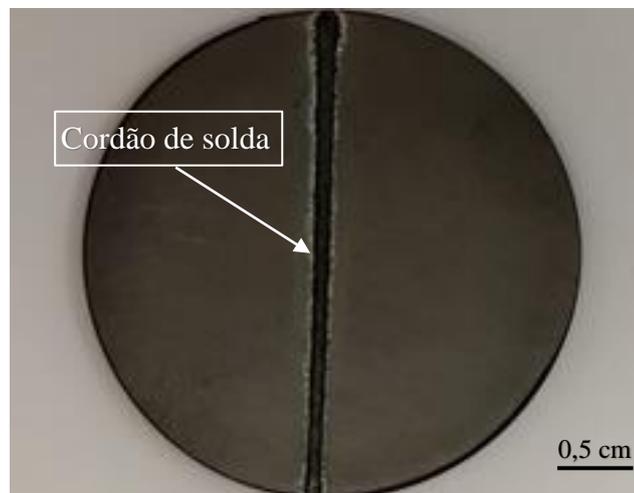


Figura 4.6 - Corpo de prova com o cordão de solda utilizado no ensaio Erichsen.

Para a realização do ensaio Erichsen utilizou-se uma máquina universal de ensaios mecânicos marca EMIC, modelo DL10.000, com capacidade máxima 10.000 kgf, em regime de compressão. A Figura 4.7(a) mostra o sistema de compressão de um êmbolo no qual uma esfera é comprimida sobre uma chapa circular presa por flange (Figura 4.7(b)). A esfera de aço ferramenta tem um raio de 7,9 mm e foi lubrificada com óleo SAE 20W-50 antes do ensaio. A velocidade de compressão foi de 10 mm/min e a norma aplicável ao ensaio é a ISO 20482.

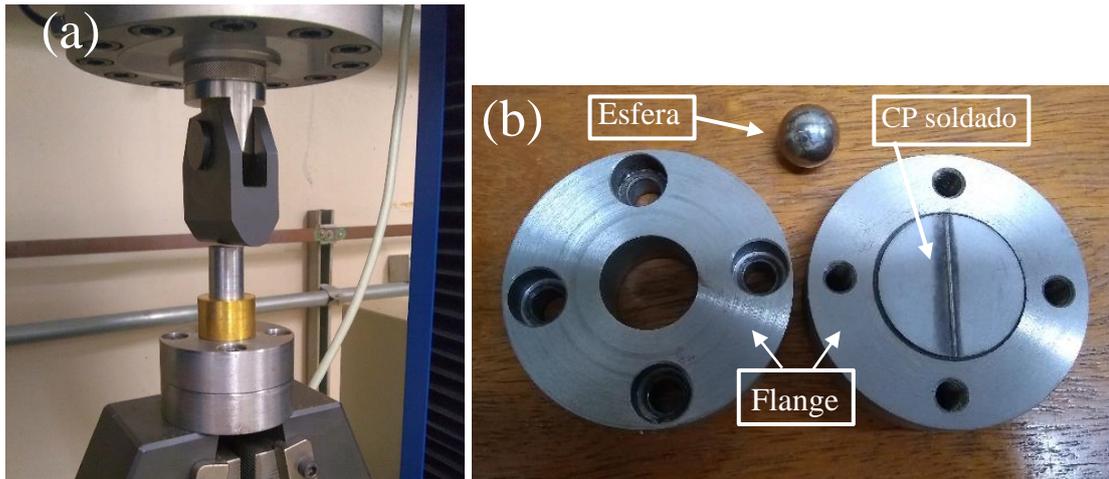


Figura 4.7 - Máquina universal de ensaios mecânicos adaptada para o ensaio de embutimento Erichsen. (a) Detalhe da garra e sistema de compressão de um êmbolo montado (b) Flange, corpo de prova e esfera antes da montagem.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Material base

A Figura 5.1 apresenta a microestrutura do metal base do aço TRIP750, no qual encontra-se uma microestrutura constituída por bainita e austenita retida em matriz ferrítica no seu estado de entrega. Estes microconstituintes estão de acordo com aqueles relatados na literatura (LIS et al., 2006). A microestrutura também está condizente àquela analisada pela empresa USIMINAS e apresentadas na Figura 5.2, sendo nesta última mais visível as linhas de laminação e os grãos alongados.

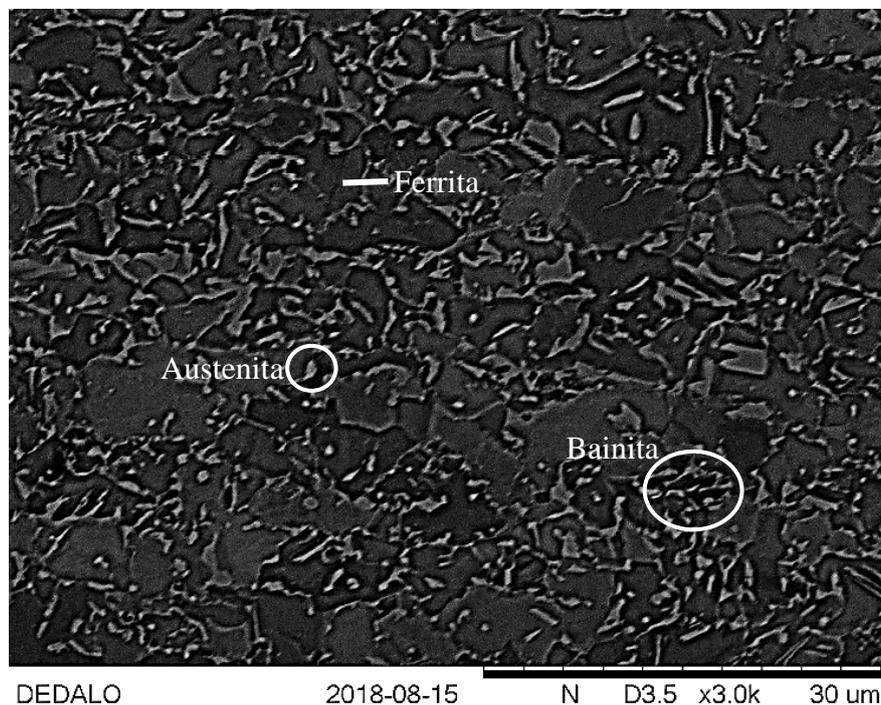


Figura 5.1 – Micrografia obtida por MEV do metal base, aço TRIP 750. Revelado com uma solução de Nital 2% por 5s.

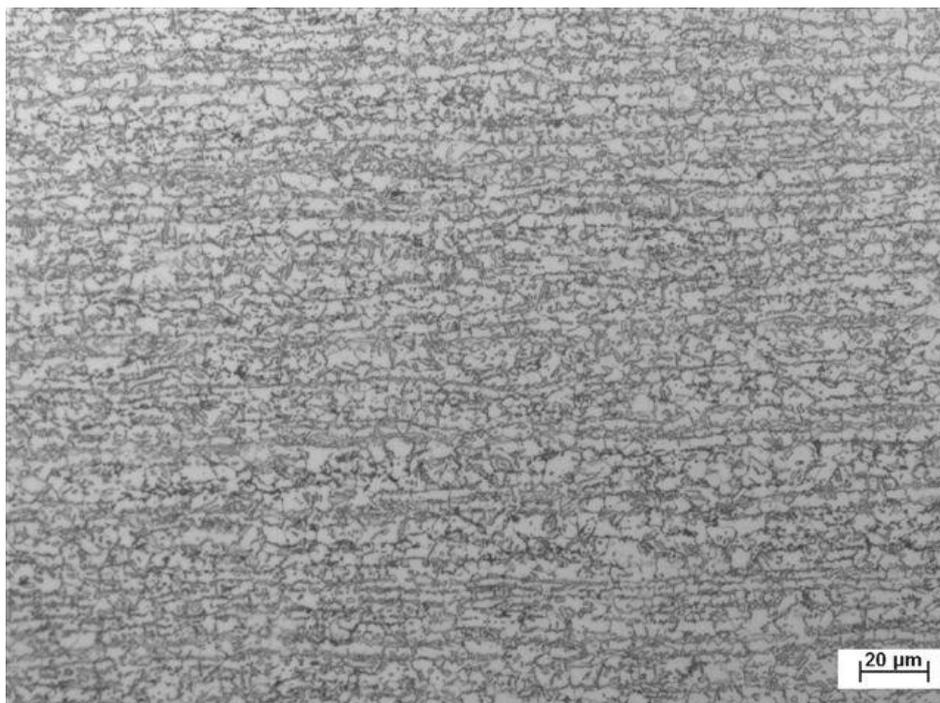


Figura 5.2 – Micrografia cedida pela empresa USIMINAS do aço TRIP750 (ataque Nital 2%).

Foram determinados os limites de escoamento, de resistência e os valores de deformação uniforme e deformação total em tração e de microdureza, os quais são apresentados na Tabela 5.1. Observa-se que o material de base apresenta um limite de resistência superior a 750 MPa, o que permite classificá-lo como TRIP750 segundo a convenção adotada. Os resultados do ensaio de tração uniaxial da Tabela 5.1 estão em acordo com aqueles publicados por Bleck et al. (2001). Tanto a diferença entre o limite de escoamento e de resistência como a alta ductilidade antes da estricção são esperadas pelo efeito TRIP, uma vez que a transformação gradual das fases dúcteis, i.e. encruamento da ferrita e transformação martensítica da austenita residual, levam à um comportamento menos abrupto da curva tensão-deformação até 26% de deformação (ZAEFFERER et al., 2004).

Tabela 5.1 - Resumo das propriedades mecânicas dos materiais de base em tração e a microdureza.

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Deformação Uniforme (%)	Deformação Total (%)	Microdureza (HV)
478±5	772±1	26±1	31±1	270±7

5.2 Soldabilidade

Foi soldada uma chapa de aço TRIP750 nas condições de potência e velocidade de soldagem descritas na Tabela 4.2 a fim de encontrar a condição padrão, ou seja, em uma condição com penetração total da junta e livre de defeitos como poros, trincas, mordedura, sangria e cordões de solda muito largos ou muito finos. Foram feitos cordões de solda com 30 mm de comprimento para a definição dos parâmetros de soldagem, Figura 5.3.

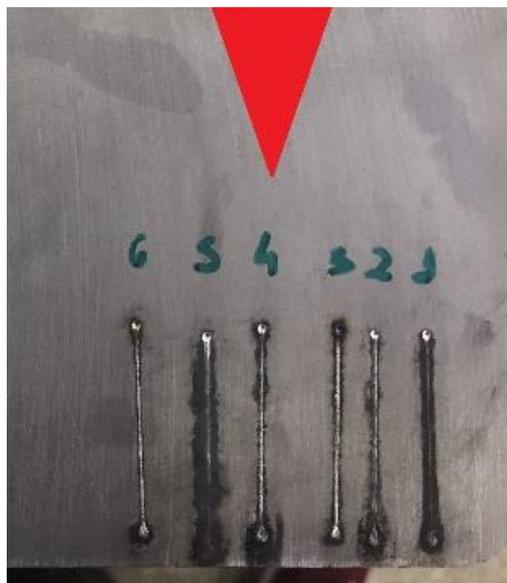


Figura 5.3- Experiências de soldabilidade para penetração total.

A Figura 5.4 mostra as imagens em corte transversal do microscópio óptico para cada combinação de potência e velocidade, conforme descrito na Tabela 4.2. Todas as condições apresentaram soldas com penetração total, mas com diferentes morfologias do cordão de solda. Não foram observados defeitos típicos de soldagem tais como poros, trincas, mordeduras e sangrias, as quais poderiam desqualificar *a priori* uma dada condição de soldagem. A Figura 5.4(a) apresenta a nomenclatura usual das diferentes regiões das soldas como zona fundida (ZF) que está dividida em topo, centro e raiz, zona termicamente afetada (ZTA) e zona parcialmente transformada (ZPT), a qual pode ser aplicada às outras micrografias.

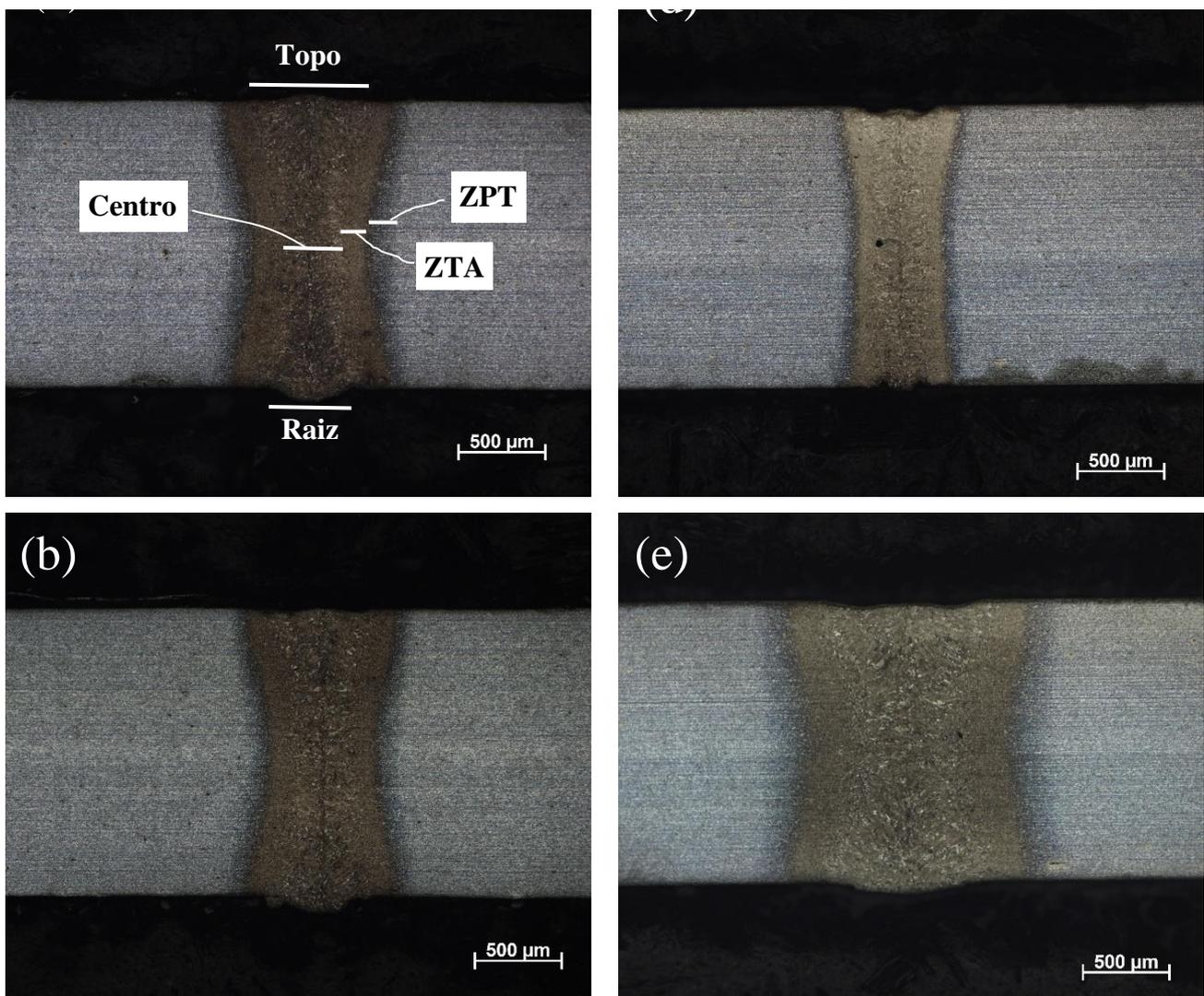
A ZTA corresponde à austenitização total do material de base e o ZPT é caracterizado por uma austenitização incompleta. Portanto, a diferença entre ZTA e ZPT está relacionada à evolução da temperatura nessas zonas, que será explorada na seção a seguir.

Por um lado, quando a temperatura estava alta o suficiente para austenitizar completamente os microconstituintes do material de base (Figura 5.1), o rápido resfriamento induziu a transformação de martensita nos grãos da ZTA. Portanto, a ZTA se define segundo o gradiente térmico transversal, ao movimento da solda no intervalo de temperaturas contido entre a linha *solidus* (chamada de linha de fusão) e A3 (início da transformação de austenita para ferrita).

Por outro lado, quando a temperatura era consideravelmente mais baixa (ZPT), as transformações seguem a sequência de cada microconstituente. Conforme observado anteriormente, o MB consiste de ferrita, bainita, martensita e austenita. No intervalo de temperaturas entre A1 e A3, a ferrita se transforma parcialmente em austenita. Durante esta transformação a estrutura austenítica possui uma maior solubilidade de alguns elementos de liga presentes no material, particularmente C e Mn, o que pode alterar a temperatura de transformação martensítica. Inevitavelmente, uma parte dessa austenita vai transformar em martensita posto que, mesmo com austenitização total (como na ZTA), a temperatura de início de transformação martensítica continuaria relativamente alta. Segundo PEET e BHADESHIA (2020), a temperatura para a composição atual de Ms do aço é 403°C. A cinética de austenitização da bainita deve ser bastante rápida, pois a reação entre a ferrita bainítica e os carbonetos finos é aumentada pela pequena distância entre estes microconstituintes e por serem muito pequenos. Portanto, a ZPT é uma região cuja austenitização é função da distância do ZTA até o MB,

A Figura 5.5 é um gráfico que apresenta as dimensões medidas em função do log de aporte térmico (AT). Após seis medições para cada ponto, o desvio padrão para as dimensões na Figura 5.5 é de aproximadamente 0,05 mm para os símbolos fechados e 0,01 mm para os símbolos abertos. Como pode ser visto na Figura 5.5, os comprimentos característicos das soldas (Figura 5.4(a)) são proporcionais ao aporte térmico, como já relatado na literatura (XIA et al., 2008). Em termos de condição padrão para as aplicações atuais, é desejável uma linha de fusão reta para o cordão de solda, ou seja, a diferença entre a largura do topo, do centro, do meio e a média da ZF deve ser a mais baixa possível. As soldas (a) e (b) na Figura 5.4 se enquadram na categoria de uma diferença relativamente grande entre o comprimento do

cordão de solda, isto é, eles possuem linhas de fusão divergentes. Além disso, soldas muito pequenas ou muito largas não são desejáveis. Cordões de fusão muito pequenos, como (d) e (f) na Figura 5.4, são problemáticas para o posicionamento na junta entre as chapas. Como critério padrão adicional, uma ampla ZF, associada a um AT elevado, solda (e) na Figura 5.4, produzem ZTA e ZPT extensivos associados a transformações de fase indesejáveis (ANTUNES e LIMA, 2016). Portanto, após o estudo morfológico, a experiência 3 (Figura 5.4(c)) (AT = 18 J/mm) foi escolhida como a condição padrão para a continuidade do trabalho.



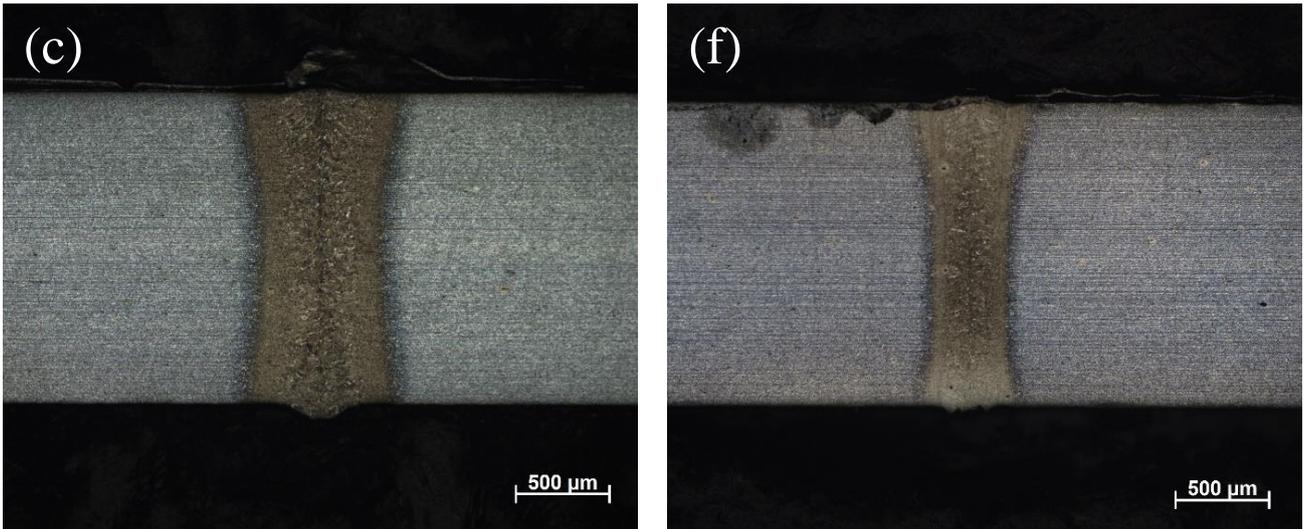


Figura 5.4 – Micrografias ópticas de cada experiência realizada; Atacado com uma solução de Nital 2% por 5s, apresentando o MB, ZTA e ZF. (a) Experiência 1 (1500 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (b) Experiência 2 (1200 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (c) Experiência 3 (900 W de potência e 50 mm/s de velocidade) (d) Experiência 4 (1200 W de potência e 75 mm/s de velocidade) (e) Experiência 5 (1200 W de potência e 25 mm/s de velocidade) (f) Experiência 6 (1200 W de potência e 100 mm/s de velocidade)

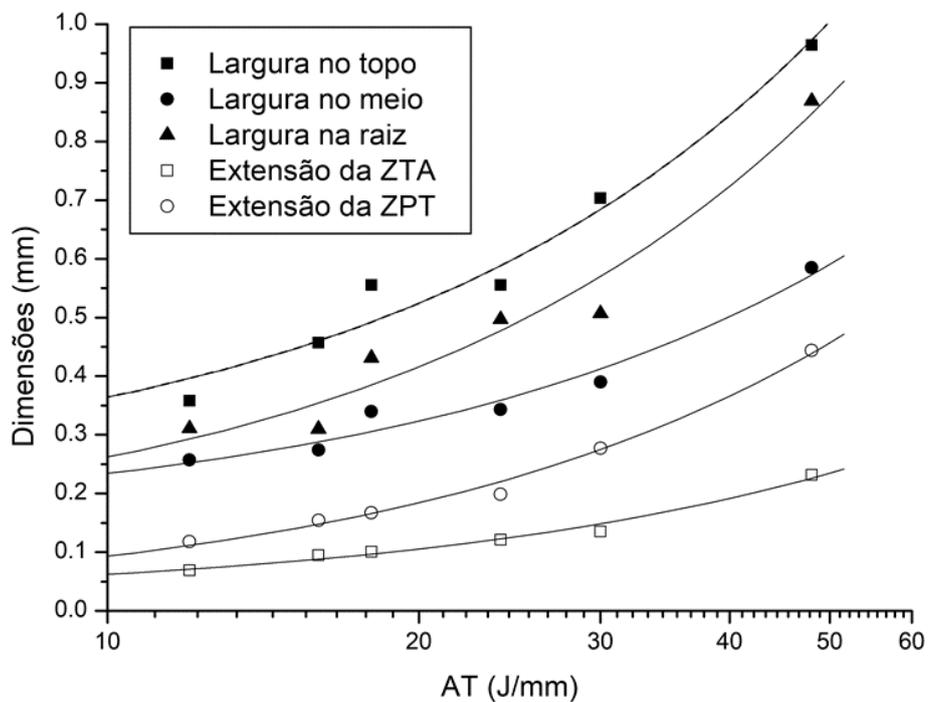
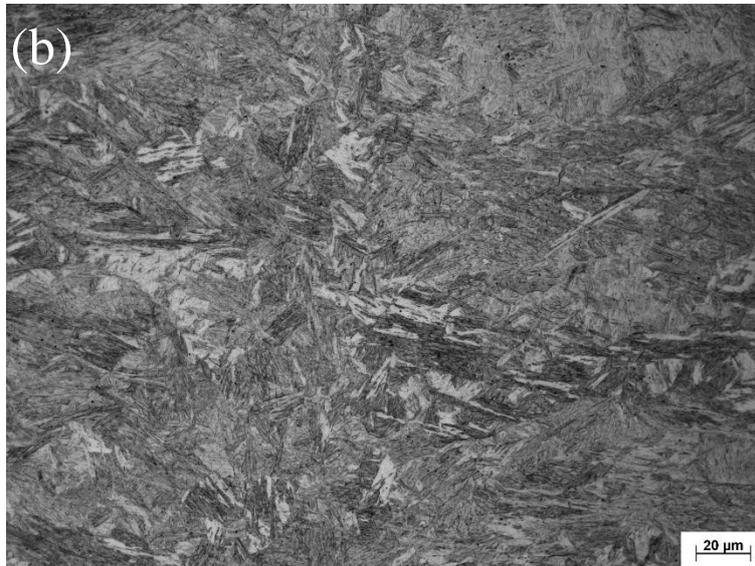
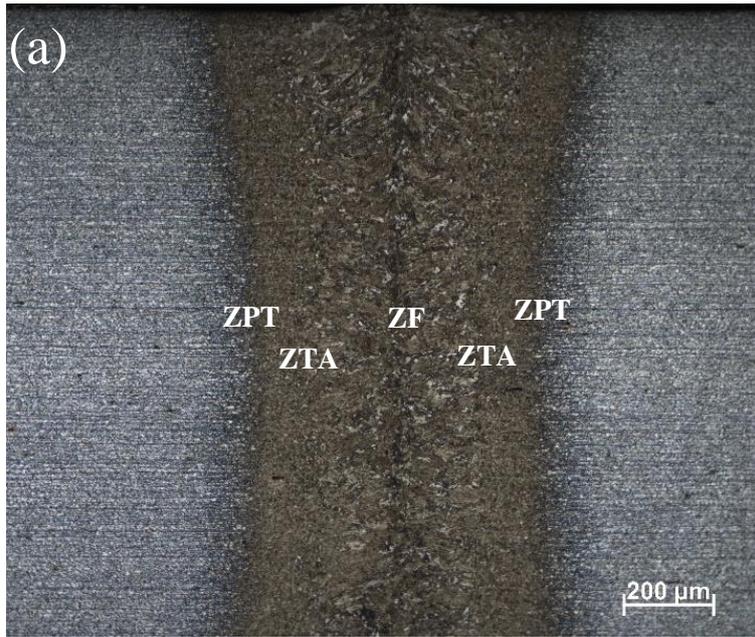


Figura 5.5 - Influência do aporte térmico (AT) nas dimensões das soldas. As larguras referem-se a ZF e as extensões às transformações no estado sólido.

Na Figura 5.6(a) encontram-se as micrografias de topo e raiz da solda escolhida devido a sua penetração e qualidade (Figura 5.4(c)). A solda apresenta um cordão com extremidades laterais mais retas ao longo da sua penetração e uma largura adequada, além de penetração total. A largura da ZF foi de cerca 0,4 mm no meio do cordão, enquanto a extensão da ZTA em ambos os lados foi de aproximadamente 120 μm

A Figura 5.6(b) apresenta uma micrografia óptica da região central da ZF mostrando uma preponderância da martensita como principal microconstituente. Os contornos de grão não são visíveis nesta região como solidificada com o ataque por Nital 2%. A ZTA se mostra similar a ZF em termos microestruturais, como pode ser notado na Figura 5.6(c), embora morfologicamente diferente. A martensita na ZF se mostra majoritariamente em forma de placas e agulhas, enquanto no caso da ZTA é do tipo lenticular na sua região central. Esta observação leva a conclusão que os diferentes mecanismos de escorregamento de planos são relacionados com a homogeneidade do sólido e a taxa de resfriamento. O material da ZF, por ser bruto de solidificação, possui heterogeneidades relacionadas a microsegregação, a qual favorece o mecanismo de placas e agulhas (CORREARD *et al.*, 2018). Por outro lado, as transformações martensíticas oriundas de aquecimento e resfriamento rápido no estado-sólido promovem uma transformação cristalográfica com intervenção de discordâncias e maclas, gerando a morfologia lenticular. Figura 5.6(c). A ZPT apresenta grãos muito finos equiaxiais devido ao rápido aquecimento no intervalo intercrítico. Esta região é apresentada na Figura 5.6(d) e está associada ao fenômeno da recristalização. A alta densidade de discordâncias é resultante do tratamento termomecânico da chapa somado à tensão de ordem térmica do processo de soldagem. Comparando-se os grãos ferríticos do MB (Figura 5.6(e)) com a ZPT, é notável a diminuição no tamanho de grão.



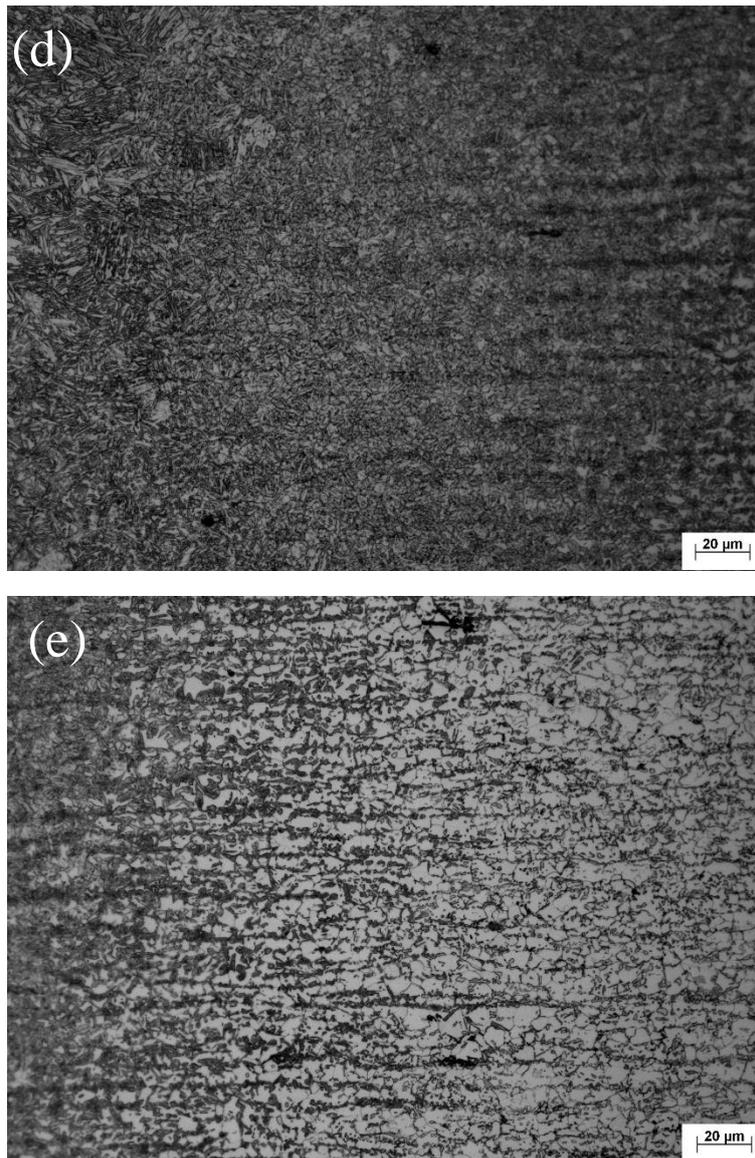


Figura 5.6 - Micrografias da condição padrão; Soldada com 900W de potência e 50mm/s de velocidade; Revelado com uma solução de Nital 2%. (a) vista geral; (b) ZF; (c) ZTA; (d) ZPT; (e) MB.

5.3 Análises pelo Método dos Elementos Finitos

Uma vez que a melhor condição de soldagem foi fixada com a potência do laser de 900W e a velocidade de soldagem de 50mm/s, a análise de elementos finitos (FEA) usando o software SysWeld foi realizada nestas condições. A Figura 5.7(a) mostra uma comparação entre a simulação FEA e a seção transversal real da solda para as condições experimentais atuais. Durante as simulações, a absorvidade otimizada foi de 0,85 após as comparações

entre experimentos e modelamento. Este valor está de acordo com outras soldas em modo *Keyhole* de aços com o mesmo comprimento de onda e velocidade (KAWAHITO *et al.*, 2011).

Na Figura 5.7(b) encontra-se o gráfico da temperatura versus tempo dos pontos 1, 2 e 3 da Figura 5.7(a) juntamente com as isotermas estimadas para temperaturas *liquidus*, A3, A1 e Ms para o aço TRIP750 (CORREARD *et al.*, 2016). A temperatura máxima no ponto 1 excedeu a *liquidus* e alcançou 2421°C e, depois, esfriou rapidamente para 400°C em 0,23 segundos. A temperatura máxima do ponto 2 foi de 1068°C, o que é suficiente para austenitizar totalmente os grãos do material base e gerar martensita no resfriamento. Para o ponto 3, a temperatura máxima foi apenas um pouco acima de A3, ou seja, 899°C e, em um tempo muito curto, essa temperatura não foi suficiente para austenitizar todos os microconstituintes. Consequentemente, os pontos 1, 2 e 3 são representativos dos chamados ZF, ZTA e ZPT, respectivamente. É relevante observar que, independentemente da localização do ponto, a taxa de resfriamento (TR) foi de 4.200 °C/s para material entre A3 e Ms. Como consequência, espera-se que a martensita seja formada no grão de austenita primário dentro dos nós representativos da ZF, ZTA e ZPT, conforme observado experimentalmente.

Na análise microestrutural foi determinada a recristalização no centro da ZPT como resultado de tensões residuais da chapa como recebida e pelo ciclo térmico de aquecimento e resfriamento durante a solda. A temperatura máxima no meio da ZPT (ponto 3) foi de 899°C, a qual está acima da temperatura de recristalização do aço TRIP750 em condições de tratamento isotérmico, sendo 700°C segundo Dafé *et al.* (2016). No entanto, como é perceptível na Figura 5.7, a determinação de uma temperatura na região 3 está sujeita à grandes variações. A Figura 5.8(a) situa o máximo de tensão residual justamente sobre a ZPT, indicando que mecanismos de deformação plástica são elevados nesta região. Desta forma, os resultados apontam para uma recristalização na ZPT.

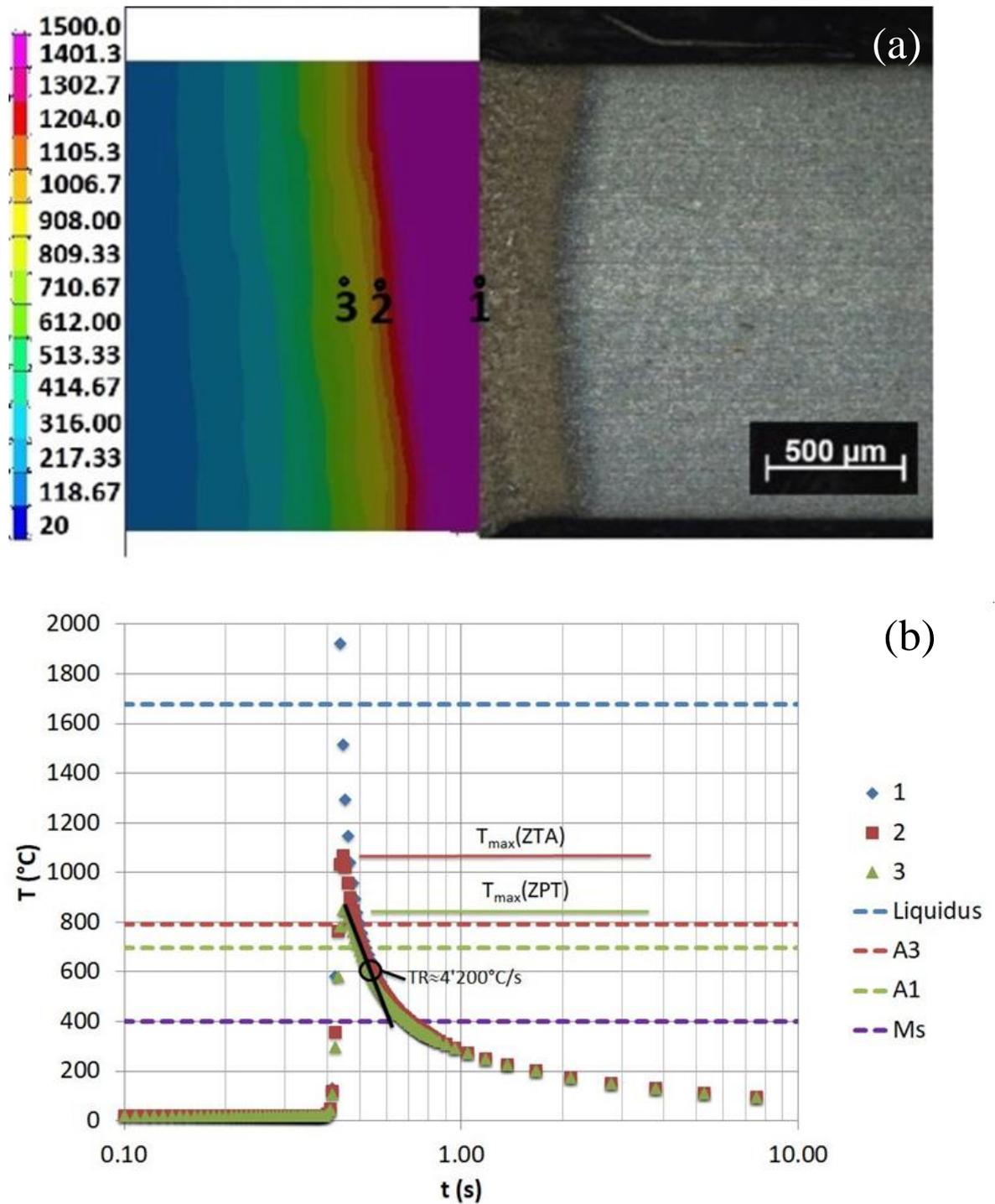


Figura 5.7 – Modelamento da solda a laser: (a) Comparação entre FEA e dimensões de solda reais. As cores se referem à escala à esquerda. (b) Perfis de temperaturas para os pontos 1, 2 e 3 e as isotermas liquidus, A3, A1 e Ms.

Além da estimativa das temperaturas, o FEA permitiu determinar as características termomecânicas do conjunto soldado após o resfriamento completo. A Figura 5.8(a) apresenta

os resultados da tensão residual e deformação residual da chapa após a solda a laser. Verifica-se na Figura 5.8(a) que a região periférica a ZF se mostra com valores de tensão residual maiores que no centro do cordão, com um máximo de cerca de 545 MPa na ZTA. Esta tensão ocasiona uma deformação no eixo z do modelo, conforme mostrado na Figura 5.8(b), o que leva a uma deflexão da placa de 0.135 mm a partir do plano.

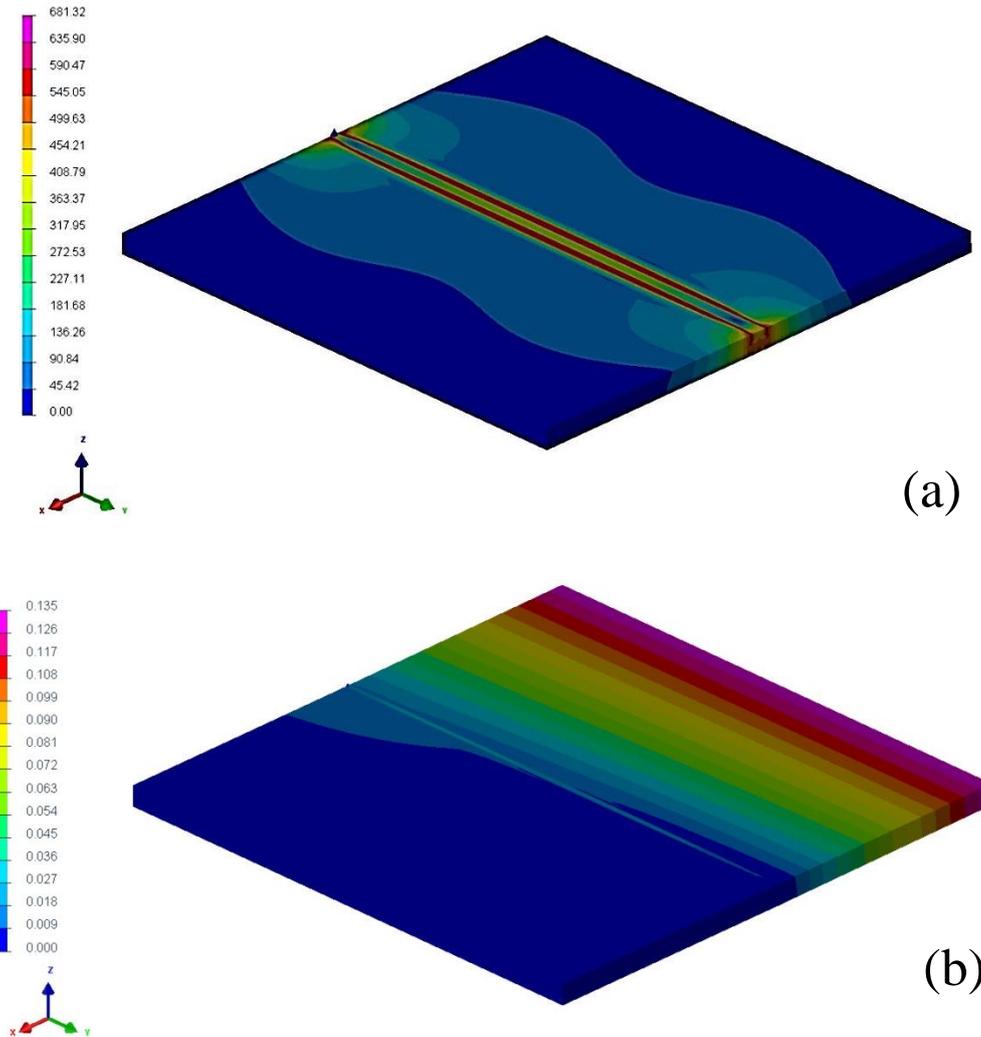


Figura 5.8 - Simulação FEA das tensões residuais segundo Von Mises (a) e a deformação final (b) da chapa soldada a laser.

Os valores de tensão residual estão em acordo com aqueles relatados pela literatura para a solda de aços por *keyhole* (ASSUNÇÃO *et al.* 2011). Os valores relativamente altos de tensão residual, típicos da solda a laser, no entanto, não se refletem por um grande empenamento da chapa, pois o aporte térmico é concentrado na linha de solda. No caso da solda a arco, a tensão residual é tipicamente a metade dos valores observados na simulação

(Figura 5.8), no entanto o empenamento da chapa fina (~1.6 mm) pode ser de vários graus (REDDY e RAMANA, 2011). Considerando o máximo empenamento na extremidade da chapa de 0.135 mm (Figura 5.8(b)), obtém-se um ângulo de empenamento de 0.02°. Como a chapa foi calandrada antes da solda, este ângulo está contido no desvio dimensional da chapa como entregue, e, portanto, não há deformação aparente.

5.4 Caracterização Microestrutural por MEV

Nas imagens da Figura 5.9 encontra-se a ZF e a ZPT da amostra soldada com potência de 900W e 50mm/s, ou seja, a condição 3 da Tabela 4.2.

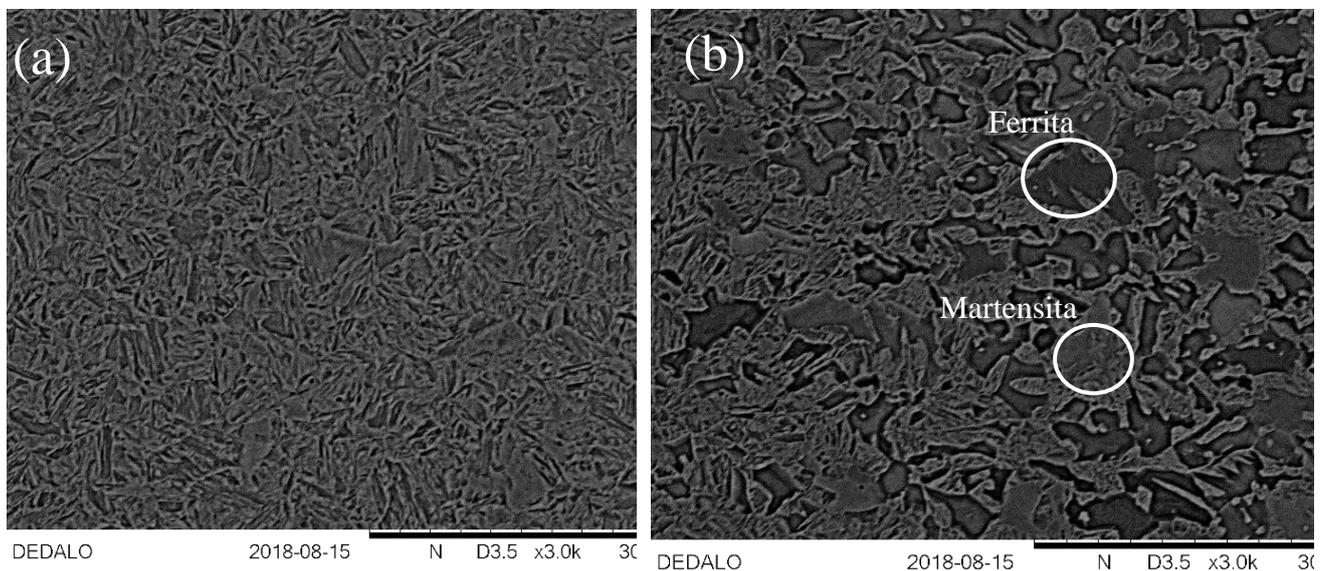


Figura 5.9 - Micrografias eletrônicas por varredura da soldagem usando a potência de 900W e a velocidade de 50mm/s: (a) ZF e (b) ZPT.

Enquanto a ZF se mostra martensítica, a ZPT apresenta os microconstituintes martensita e ferrita, Figura 5.9(b). Uma vez que a temperatura não foi suficiente para austenitizar completamente todo o volume da ZPT, uma parte da ferrita pró-eutetóide se manteve estável. Esses resultados corroboram com aqueles apresentados por HAN *et al* (2005) o qual soldou a laser aço TRIP800. Porém, o presente cordão de solda é mais fino do que os desses autores devido ao fato de utilizar-se o laser a fibra ao invés do laser de CO₂. Por outro lado, esses microconstituintes são diferentes daqueles observados por CORREARD *et al* (2018), os quais encontraram frações volumétricas altas de bainita na soldagem a laser do

TRIP 750. Esta diferença deve estar associada ao fato que CORREARD *et al* (2018) utilizou dois passes de laser (topo e verso) ao invés de um único, como no presente trabalho.

5.5 Ensaio de Dureza

A Figura 5.10 apresenta a micrografia da amostra de escala de dureza e o perfil de dureza, para a amostra soldada com potência de 900W e velocidade de 50mm/s. Verifica-se que há um patamar de durezas elevadas na ZF como resultado da transformação martensítica, a qual diminui em direção ao MB.

Ainda, analisando a Figura 5.9, encontra-se uma evidência de variação microestrutural na ZTA. As medidas do perfil de dureza do cordão de solda perto da ZF caem, um grão completamente austenitizado com grão austenítico grosseiro. Logo, em seguida, as medidas sobem, uma estrutura martensítica mais refinada com a diminuição da temperatura de austenitização e depois voltam a decair até o material base. Esse fenômeno é explicado por MARTINS *et al.* (2014) em seu estudo no qual provou que o tamanho de grão austenítico influencia significativamente a morfologia da martensita formada durante a têmpera, pois com a diminuição do grão austenítico há um refinamento da estrutura.

Na Figura 5.11 é apresentado a média das medidas de dureza do material de base (MB), da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA). A dureza média observada no MB ficou em torno de 270 HV. Nas regiões da ZTA e na ZF observou-se uma dureza média de 480 HV e 530 HV, respectivamente, o que leva a concluir que estas regiões mudaram sua estrutura inicial para uma estrutura quase totalmente martensítica. Esses valores de dureza estão em bom acordo com aqueles publicados por HAN *et al* (2005).

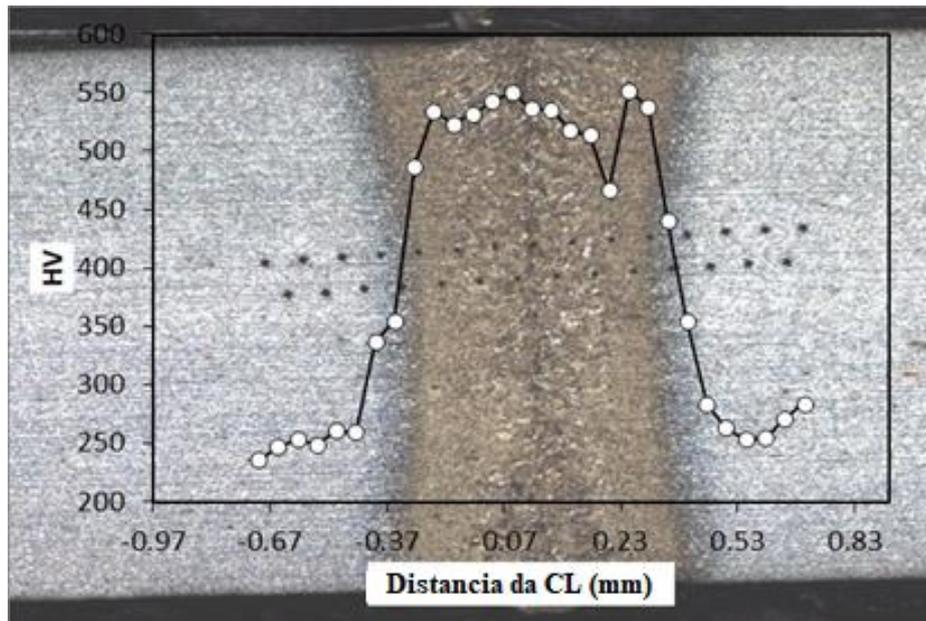


Figura 5.10 - Perfil de dureza do cordão de solda. CL significa linha central da solda. Escala de 200 μ m.

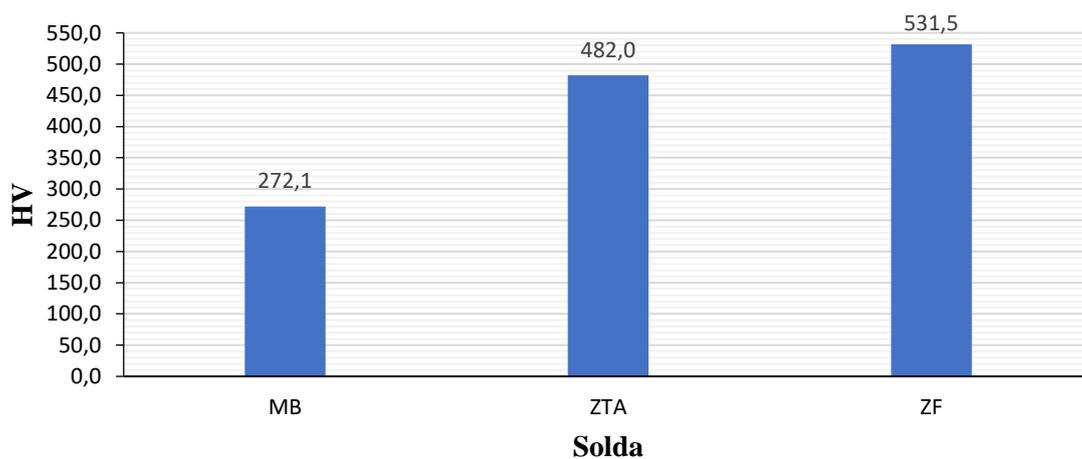


Figura 5.11 - Médias das medidas de durezas de cada zona da solda realizada com velocidade de 50mm/s e 900W de potência.

5.6 Ensaios de Tração

Foram realizados oito ensaios de tração uniaxial em corpos de prova segundo o padrão ASTM E 8M. Os resultados dos ensaios estão apresentados na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Propriedades das amostras nos ensaios de tração.

Ensaio	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Deformação Uniforme (%)	Deformação Total (%)
1	477	736	20,68	26,42
2	450	732	22,92	29,88
3	470	739	22,86	29,40
4	416	731	21,74	27,44
5	474	740	21,36	27,06
6	470	741	22,90	28,42
7	481	742	20,78	26,38
8	462	734	22,30	27,52
Média	460±20	737±4	21,9±0,9	28±1

Em relação ao limite de escoamento e ao limite de resistência encontrou-se uma redução nos valores em relação ao metal base, encontrados na Tabela 5.1, de 478 MPa para 460 MPa e 772 MPa para 737 MPa, respectivamente. O que também acontece com a deformação uniforme, de 26% para 21,9% e a deformação total, 31,0% para 28%. Esses resultados são corroborados por aqueles de CORREARD *et al* (2018).

Na Figura 5.12 são apresentados os corpos de provas fraturados conforme mostrado na Tabela 5.2. Como pode ser visto, todos os corpos de prova fraturaram longe do cordão de solda, mostrando uma boa tenacidade do material soldado. Na Figura 5.12 é possível também observar que a linha de solda não apresenta a mesma redução em área que o restante do corpo de prova; isso é devido a um endurecimento local pelo feixe de laser. Este endurecimento é observado nos resultados de dureza (Figura 5.10) e diretamente ligado à transformação martensítica. A presença de martensita na ZF e ZPT (Figura 5.6) induz uma maior rigidez na região central dos corpos de prova, diminuindo a estrição local. Portanto, essa região não é submetida aos mesmos esforços de deformação plástica que o restante do corpo de prova e, na prática, observa-se que o ensaio não ocorre homogeneamente em toda extensão da redução de área dos CPs. Provavelmente, a redução dos valores de ductilidade observados quando compara-se a Tabela 5.2 com a Tabela 5.1 se deve a esse aumento de dureza localizado causado pela solda a laser.

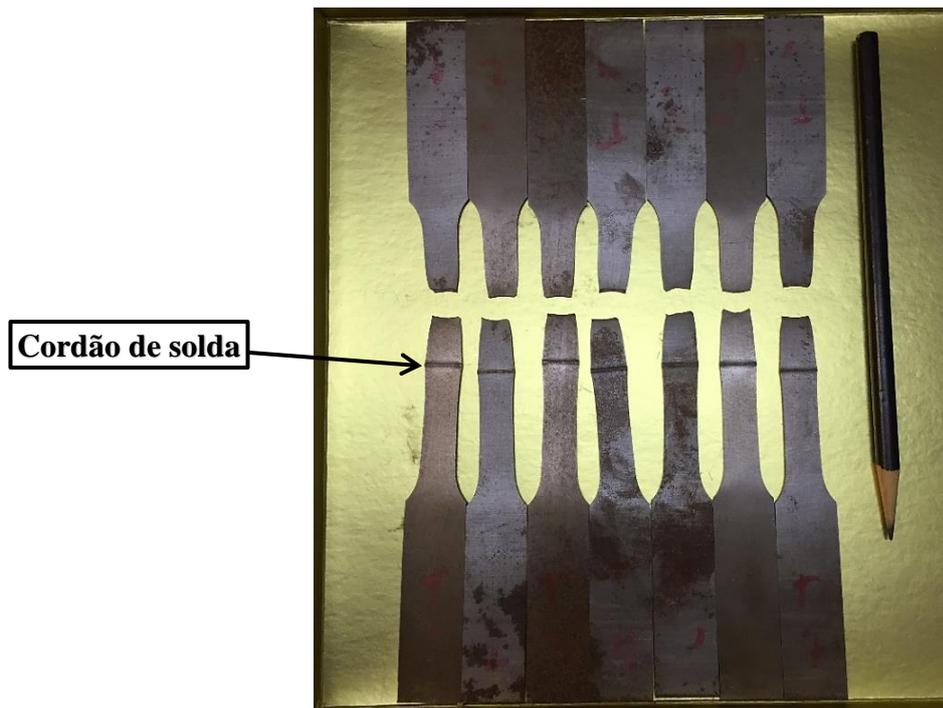


Figura 5.12 – Corpos de provas do aço TRIP 750 soldados a laser, utilizados no ensaio de tração.

5.7 Ensaios de Embutimento Erichsen

Foram realizados oito ensaios de embutimento Erichsen em corpos de prova segundo o padrão ISO 20482, sendo dois deles no metal base e os outros soldados, de acordo com o apresentado na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Resultados dos ensaios de embutimento Erichsen com os corpos de prova do aço TRIP 750 soldado e do metal base.

Ensaio	Deformação equivalente à Força Máx. (mm)	Força Máx. (N)	Força Coláps (N)
Metal base	15,35	48675	43808
Metal base	15,47	48342	43508
Solda	15,29	47476	42220
Solda	14,68	47274	42546

Solda	15,01	48074	43267
Solda	15,01	47765	42989
Solda	14,09	50053*	*
Solda	13,57	47975	43177
Média Metal base	15,4±0,1	48500±170	43660±150
Média Solda	14,6±0,6	48100±900	42800±400

* A força máxima atingiu o limite da máquina em compressão, portanto o valor da força máxima corresponde aproximadamente a 50 kN e a força do colapso não pode ser registrada.

No caso da deformação na força máxima houve uma ligeira diminuição de valores das chapas soldadas em relação ao metal base, conforme a Tabela 5.3, a deformação cai de 15,4 mm para 14,6 mm. No entanto, a força máxima e a força de colapso se mantiveram em patamares semelhantes, com isso notou-se que não houve uma fragilização do material devido a solda. No entanto, deve-se notar que estes resultados devem ser corroborados por outros oriundos da fadiga desses componentes.

Esses resultados não puderam ser comparados com aqueles obtidos por REISGEN *et al* (2012) uma vez que, segundo a norma aplicada pelos autores, apenas existe um critério de passa ou não-passa, ou seja, depois do ensaio é verificado se há uma trinca na superfície da chapa. No presente estudo foi obtido a força máxima de embutimento até o limite de 50 kN, a força no qual ocorre a trinca (colapso) e a deformação na força máxima. Foi visto que a deformação da força máxima obtida no material de base e naquele soldado foi muito próximo, cerca de 15 mm. Este valor de deformação na força máxima representa um índice Erichsen (IE) de cerca de 15 mm, mostrando que o material apresenta uma alta estampabilidade depois de soldado, conforme a ISO 20482.

Outro resultado importante são as forças máximas e de colapso no ensaio de embutimento Erichsen. Como se pode observar na Tabela 5.3 os resultados obtidos para o material de base e o material soldado são similares, indicando que uma força máxima de 50 kN para um IE de 15 mm. Essa força dividida pela área da esfera representa uma pressão de 255 MPa, esta pressão equivale a uma pressão de 18,5 Toneladas-Força e deve ser levado em consideração quando houver o planejamento do processo de estampagem da peça soldada. Lembrando que não foi levado em consideração o carregamento dinâmico e/ou dependente do tempo

Na Figura 5.13 é mostrada a fotografia das amostras após os ensaios de embutimento Erichsen. Os três corpos de prova (CP) inferiores apresentam o material de base após os ensaios, enquanto os três superiores apresentam o material soldado ensaiado. Como pode ser visto, as trincas têm aproximadamente o mesmo formato e crescem a partir de uma região qualquer periférica ao contato da esfera. Há exceção do CP superior esquerdo (soldado) no qual não há trinca perceptível. Portanto, em termos de trincas, não houve diferença entre os materiais soldados e não soldados. Esta boa conformabilidade depois da solda a laser diverge daquela observada por SHARMA e MOLIAN (2009), mostrando a potencialidade da solda por laser a fibra para operações de conformação mecânica a frio.

Conforme visto na parte de simulação FEA (seção 5.3) há uma concentração de tensões residuais na região em torno da solda e, em particular na ZTA. Esta tensão residual, cujo máximo se situa em 545 MPa, parece não influenciar negativamente a estampabilidade, conforme visto nos ensaios Erichsen. Contudo, este nível de tensão excede aquele obtido para o material nas condições de tração uniaxial (Tabela 5.2) e pode, portanto, estar ligado à um encruamento do material ao redor da solda. De forma similar ao que foi visto no caso dos ensaios de tração uniaxial, uma solda majoritariamente martensítica e uma zona adjacente encruada, não parecem criar condições deletérias para a estampabilidade (Figura 5.13). Uma possível explicação é que uma quantidade da austenita retida na solda apresenta o efeito TRIP, que proporciona um aumento de ductilidade no regime plástico durante o estiramento.



Figura 5.13 – Os três corpos de prova inferiores apresentam o material de base após o ensaio de embutimento Erichsen e os três superiores apresentam o material soldado ensaiado.

6 CONCLUSÕES

Foram realizadas soldas a laser em liga de aço TRIP 750 com 1,6 mm de espessura em um único passe. Os melhores resultados segundo os critérios estabelecidos nesse trabalho são para as soldas nas quais a velocidade foi 50 mm/s e a potência de 900 W.

Nestas condições, a zona fundida se apresenta quase totalmente martensítica, enquanto a zona termicamente afetada apresenta uma mistura entre ferrita e martensita.

Os resultados de análises por elementos finitos mostram que há uma alta taxa de resfriamento ($TR \sim 4200^{\circ}\text{C/s}$) responsável pela transformação martensítica da fase austenita tanto na zona fundida quanto na zona termicamente afetada. A simulação também apresentou um alto valor de tensão residual na solda a laser, com um máximo de 545 MPa, mas que não se reflete em deformação perceptível da chapa de aço.

Como resultado, a dureza média da zona fundida foi de 530 HV e da zona termicamente afetada foi de 480 HV, comparativamente com 270 HV do material de base. Uma região parcialmente transformada, ZPT, foi observada com uma dureza intermediária de 380 HV.

Nos ensaios de embutimento o valor obtido para o índice Erichsen foi de 15 mm e a pressão necessária para a conformação das chapas foram 18,5 Toneladas-Força. Nesses ensaios, a trinca sempre ocorreu na forma periférica e nunca na direção de soldagem. Esses valores mostrados nos componentes soldados podem ser totalmente considerados para estampagem a frio.

Nos ensaios de tração, houve uma redução nos valores do limite de escoamento e do limite de resistência nos materiais soldados comparados com o metal base, como também na deformação uniforme e na deformação total. Os valores obtidos foram de 460 MPa para limite de escoamento 740 MPa para o limite de resistência, 22% para deformação uniforme e 28% para deformação total. A hipótese levantada no presente trabalho é que a solda a laser promove um endurecimento localizado no centro do corpo de prova que diminui os resultados encontrados no ensaio mecânico de tração uniaxial. No entanto, as rupturas aconteceram no metal base em todas as amostras ensaiadas.

Em conclusão, considerando o presente estudo, verifica-se que as chapas de TRIP750 soldadas com laser a fibra apresentam condições de soldabilidade e de comportamento mecânico suficientes para serem aplicados em projetos de engenharia estáticos.

7 TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos no presente estudo, recomenda-se:

- um estudo mais aprofundado dos microconstituintes na zona fundida e zona termicamente afetada de forma a discernir as diferenças entre a martensita em diferentes regiões;
- o modelamento do efeito de uma linha de endurecimento a laser no centro dos corpos de prova de tração sobre a relação entre tensão e deformação;
- uma vez que a principal aplicação é automotiva, realizar ensaios de fadiga nos materiais soldados.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E407-07R15-e1: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.** West Conshohocken: ASTM; 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E8 / E8M – 16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.** West Conshohocken: ASTM; 2016.

ANTUNES, W. D.; LIMA, M. S. F. **Experimental Development of Dual Phase Steel Laser-arc Hybrid Welding and its Comparison to Laser and Gas Metal Arc Welding.** Soldagem & Inspeção, v. 21(3), n. 8, p. 379-386, 2016.

ASGARI, S. A. et al. **Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis.** Journal of Materials Processing Technology, v. 203, n. 21, p. 129-136, July 2008.

ASSUNCAO, E.; GANGULY, S.; YAPP, D.; WILLIAMS, S.; PARADOWSKA, A. **Characterisation of residual stress state in laser welded low carbon mild steel plates produced in keyhole and conduction mode.** Science and Technology of Welding and Joining, v 16, n. 3. P. 239-243, 2011.

PEET, M.; BHADESHIA, H.K.D.H. Program MAP_STEEL_MUCG83. Disponível em: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>. Acesso 10/03/2020.

BALUCH, N.; UDIN, Z. M.; ABDULLAH, C. S. **Advanced high strength steel in auto industry: an overview.** Engineering, Technology & Applied Science Research, v. 4, n. 4, p. 686-689, January 2014.

BHATTACHARYA, D. **Microalloyed steels for the automotive industry.** Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 11, n. 4, p. 371-383, Outubro/Dezembro 2014.

BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. **Niobium in Dual Phase and TRIP Steels**. In: Niobium – Science & Technology. Proceedings. Niobium 2001 Limited/The Minerals, Metals & Materials Society, Orlando (EUA), p. 727-752, dez. 2001.

BLECK, W. **Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels**. In: Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, Novembro 2002.

BLECK, W.; PHU-ON, K. **Microalloying of cold-formable multi phase steel grades**. Materials Science Forum, v. 500-501, p. 97-114, November 2005.

BLONDEAU, R. **Metallurgy and mechanics of welding**. Estados Unidos. ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc. 2008.

CANNING, J. **Fiber lasers and related technologies**. Optics and Lasers in Engineering, v. 44, n. 7, p. 647-676, July 2006.

CARVALHO, S. M. **Soldagem com laser a fibra do aço 300M de alta resistência**. Dissertação (Mestrado em Engenharia do Curso de Mestrado Profissionalizante em Engenharia Aeronáutica no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, p. 78, 2009.

CORREARD, G. C. C. **Caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços avançados de alta resistência soldados a laser**. Tese de Doutorado em Física e Matemática Aplicadas – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, p. 93, 2018

CORREARD, G. C. C.; MIRANDA G. P.; LIMA M. S. F. **Development of laser beam welding of advanced high-strength steels**. Int J Adv Manuf Technol, v. 83, n. 11, p. 1967-1977, 2016.

Dafé, S. S. F.; Ferreira, A. C.; Aguiar, I. V.; Santos, D. B.; Escobar, D. M. P. **Evolução Microestrutural, Textura e Comportamento Mecânico do Aço TRIP/TWIP 17Mn-0,06C**

após Laminação a Quente, a Frio e Recozimento. Tecnol. Metal. Mater. Min., vol.13, n3, p. 224-233, 2016.

DAN, W. J. et al. **The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel.** Materials and Design, v. 29, n. 3, p. 604-612, March 2008.

DE COOMAN, B. C. **Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite.** Current Opinion in Solid State and Materials Science, v. 8, n. 3-4, p. 285-303, June/August 2004.

DONG, D. **Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding.** Journal Elsevier - Materials Science & Engineering A, v. 594, n. 9, p. 17 – 25, 2014.

ENOMOTO, M. **Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite.** Scripta Materialia, v. 47, p. 145 – 149, 2002.

ESI SYSWELD, ESI Group <https://www.esi-group.com/software-solutions/virtual-manufacturing/welding-assembly/esi-sysweld>

FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si – Mn microligados com Nb.** Tese (Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

FRANCIS, J. A. et al. **Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels.** In: ASME PRESSURE VESSELS AND PIPING CONFERENCE, San Antonio, USA. Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference - Materials and Fabrication, New York: ASME, v. 6, p. 949-956, 2008.

GIRALT, E.; MENTENS, A.; JACQUES, P.; HOUBAERT, Y.; VERLINDEN, B.; VAN HUMBEECK, J. **Comparison of the effect of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphases TRIP – assisted steels.** Scripta Materialia, v. 44, p. 885 – 892, 2001.

GOIA, F. A. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta VC131 utilizando laser a fibra.** Dissertação (Mestre em Ciências no Programa de Pós- Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Área de Física e Química de Materiais Aeroespaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, p. 99, 2010.

HAN, T. K. **CO₂ laser welding characteristics of 800 MPa class TRIP steel.** ISIJ International, v. 45, n. 5, p. 60–65, 2005.

HECHT, J. Fiber Lasers: **Fiber lasers ramp up the power.** Laser Focus World, v. 45, n. 12, p. 53-57, December 2009.

HONG, K.; SHIN, Y. C. **Prospects of laser welding technology in the automotive industry: A review.** Journal of Materials Processing Technology, v. 245, p. 46–69, July 2017.

INTERNATIONAL STANDARD. **ISO 20482: Metallic materials - Sheet and strip - Erichsen cupping test.** Genebra: ISO; 2003.

ION, J. C. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application.** 1st ed. Oxford, England: Elsevier, p. 556, 2005.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies.** Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials: Number 41. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, p. 632, 2013.

KAWAHITO, Y.; MATSUMOTO, N.; ABE, Y.; KATAYAMA, S. **Relationship of laser absorption to keyhole behavior in high power fiber laser welding of stainless steel and aluminum alloy,** Journal of Materials Processing Technology 2011; 211(10):1563-1568.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced High- Strength Steels Application Guidelines.** Version 6.0. WorldAutoSteel. April, 2017. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steelapplication-guidelines/>>. Acesso em: 22 Abril 2019.

KHEDKAR, P. et al. **A Review on Advance High Strength Steels**. International Journal of Current Engineering and Technology, Special Issue 6, n. 4, p. 240-243, October 2016.

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

LIMA, M. S. F. **Lasers in material processing**. In: LACKNER, M. Lasers in chemistry: influencing matter. Weinheim: Wiley -VCH Verlag GmbH & Co., v. 2, part IV, n. 14, p. 1195-1209, 2008.

LIMA, M. S. F. **Microstructure and Mechanical Behavior of Induction Assisted Laser Welded AHS Steels**. Welding Journal, v. 96, n. 13, p. 376 – 388, October 2017.

LIMPERT, J. et al. **The Rising Power of Fiber Lasers and Amplifiers**. IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics, v. 13, n. 3, p. 537-545, May/June 2007.

LIS, A.K.; GAJDA, B. **Modelling of the DP and TRIP microstructure in the CMnAlSi automotive steel**. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, v. 15, n. 1-2, p. 127-134, March/April 2006.

LUO, Y. et al. **Dynamic coupling between molten pool and metallic vapor ejection for fiber laser welding under subatmospheric pressure**. Journal of Materials Processing Technology, v. 229, p. 431–438, March 2016.

MALVERN, L.E., **“Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium,”** Prentice Hall. 1969

MARTINS, P. G. M.; FARIA, G. L.; GODEFROID, L. B.; COSTA, R. T. **Utilização de um Ataque por imersão na Caracterização da Influência da Temperatura e do Tempo de austenitização Sobre o Tamanho de Grão Austenítico e Morfologia da Martensita em um Aço do Tipo ABNT1045**. In:69° Congresso Anual da ABM - Internacional, 2014, São Paulo - Brasil. p. 6792-6802. DOI 10.5151/1516-392X-24458.

MORRIS, O.; COHEN, G. B. **Early stages of aging and tempering of ferrous martensites.** Metallurgical Transactions A 1983; 14(6):1057–1065.

QUINTINO, L. et al. **Welding with high power fiber lasers – A preliminary study.** Materials and Design, v. 28, n. 4, p. 1231-1237, 2007.

REDDY, G. M.; RAMANA, P. V. **Influence of filler material composition on residual stress distribution of dissimilar gas tungsten arc weldments of ultrahigh strength steels.** Science and Technology of Welding and Joining. v. 16, n. 3. p. 273-278, 2011.

REISGEN, U. et al. **Optimization of laser welding of DP/TRIP steel sheets using statistical approach.** Journal Elsevier - Optics & Laser Technology, v. 44, n. 8, p. 255 – 262, 2012.

SCHREIBER, T. et al. **High-Power Fiber Lasers and Amplifiers: Fundamentals and Enabling Technologies to Enter the Upper Limits.** In: OKHOTNIKOV, O. G. Fiber Lasers. Weinheim: Wiley -VCH Verlag GmbH & Co., chapter 2, n. 57, p. 07-61, 2012.

SHARMA, R. S.; MOLIAN, P. **Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks.** Materials and Design, v. 30, n. 10, p. 4146-4155, December 2009.

SHOME, M. ; TUMULURU, M. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS).** Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies: Number 85. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, p. 190, 2015.

SPENA, P. R. et al.; **Weldability and Monitoring of Resistance Spot Welding of Q&P and TRIP Steels.** Metals, v. 6, n. 11, p. 270, November 2016.

STEEN, W. M. **Laser Material Processing**, 3rd ed. London: Springer Verlag, p. 408, 2003.

VAN DER ZWAAG, S.; WANG, J. **A discussion on the atomic mechanism of the bainitic reaction in TRIP steels.** Scripta Materialia, v.47, n. 5 ,p. 169 – 173, 2002.

WANDERA, C. **Fiber Lasers in Material Processing**. In: PAUL, M. C. Fiber Laser. Rijeka, Croatia: InTechOpen, chapter 18, n. 26, p. 401-426, 2016. Disponível em: <<https://www.intechopen.com/books/fiber-laser/fiber-lasers-in-material-processing>>. Acesso em: 24 Abril 2019.

WANG, J.; Van der Zwaag, S. **Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation induced plasticity steels**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 32, n. 6, p. 1527-1539, June 2001.

XIA M.; BIRO E.; TIAN .; ZHOU Y. N. **Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels**, ISIJ International 2008; 48(6):809-814.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. **A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel**. Acta Materialia, v. 52, n. 9, p. 2765-2778, 2004.

ZOU J. et al. **Effect of plume on weld penetration during high-power fiber laser welding**. Journal of Laser Applications, v. 28, n. 2, n. 8, p. 022003/1-022003/8, May 2016.

ZOU, J. et al. **A novel method for observing the micro-morphology of keyhole wall during high-power fiber laser welding**. Materials and Design, v. 89, n. 5, p. 785–790, January 2016.