

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI
EDUARDO VITTORINI

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR
(FSW) NAS TENSÕES RESIDUAIS, DUREZA E MICROESTRUTURA EM JUNTAS
DE AÇO AO BORO 22MnB5**

São Bernardo do Campo

2021

EDUARDO VITTORINI

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR (FSW) NAS
TENSÕES RESIDUAIS, DUREZA E MICROESTRUTURA EM JUNTAS DE LIGAS
DE AÇO AO BORO 22MnB5**

Dissertação de mestrado apresentada ao Centro
Universitário da FEI, como parte dos requisitos
necessários para obtenção do título de mestre
em Engenharia Mecânica. Orientado pelo Prof.
Dr. Sérgio Delijaicov.

São Bernardo do Campo

2021

Vittorini, Eduardo.

EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR ATRITO
LINEAR (FSW) NAS TENSÕES RESIDUAIS, DUREZA E
MICROESTRUTURA EM JUNTAS DE AÇO AO BORO 22MnB5 /
Eduardo Vittorini. São Bernardo do Campo, 2021.

95 p. : il.

Dissertação - Centro Universitário FEI.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Delijaicov.

1. Friction Stir Welding. 2. Soldagem por Atrito Linear. 3. Aço ao
Boro 22MnB5. I. Delijaicov, Sérgio, orient. II. Título.

Dedico esta dissertação à Deus, à minha extraordinária esposa, a meu filho, meus pais e todos os professores que de alguma forma serviram de inspiração e, por isso, me motivaram a continuar na busca pelo conhecimento.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sergio Delijaicov, por todas as discussões enriquecedoras sobre os caminhos a seguir com o trabalho, por sua paciência e disponibilidade para desenvolvimento e atendimento.

Aos técnicos do laboratório da FEI, em especial ao Samuel M. Junior, pelo auxílio com a preparação dos experimentos, compartilhando seu tempo e experiência profissional.

À equipe do Laboratório de Estruturas Leves do IPT de São José dos Campos, pelo grande auxílio e compartilhamento de conhecimento na utilização do equipamento de soldagem e pelo tempo disponibilizado pela equipe ao projeto.

A todos os familiares e amigos incentivadores desse trabalho, em especial aos meus pais, Carla V. Vallerio, Bruna V. Vallerio e Daniel B. Tavares.

À minha companheira e maior apoiadora, minha esposa Thaís, por abrir mão do nosso tempo juntos, por toda compreensão e suporte para que eu pudesse focar neste sonho e realizá-lo.

Em especial ao meu filho, Enrico, que tem sido a minha maior motivação desde o início de sua existência.

“De todas as resistências, a que mais retarda o avanço humano é a ignorância.”

Nikola Tesla

“O primeiro princípio é que você não deve se enganar. E você é a pessoa mais fácil de enganar.”

Richard Feynman

RESUMO

Desenvolvido em 1991 pelo Dr. Wayne M. Thomas, pesquisador do The Welding Institute (TWI), a soldagem linear por atrito (SLA) ou *Friction Stir Welding* (FSW) é um processo de soldagem de estado sólido, fazendo uso de temperatura e principalmente deformação plástica. Desenvolvido primeiramente para soldagem de ligas de alumínio, o processo foi ganhando destaque ao longo dos anos devido a sua versatilidade, segurança, baixa geração de resíduos e capacidade de soldar materiais que os métodos de solda por fusão não conseguem, criando possibilidades totalmente novas para diversos ramos da indústria, como a aeroespacial, automotiva e militar. Adicionalmente, o processo promove uma série de vantagens para a microestrutura do material em relação a métodos convencionais: preserva as propriedades mecânicas, refina os grãos e gera uma pequena zona termicamente afetada (ZTA). Este trabalho identificou uma janela de parâmetros para a solda de ligas 22MnB5 com rotação de 500 rpm e velocidade de avanço de 60 mm/min. Além disso, investigou o impacto desse processo nas tensões residuais, microestrutura e dureza. Percebeu-se grande dependência da correta usinagem da ferramenta para a obtenção de uma solda com qualidade, além do aumento da vida útil da mesma. Encontrou-se, para a microdureza, um aumento da faixa de 200 % em relação ao metal base, aumento esse que começa a ocorrer já na zona de ZTA. Identificou-se que mesmo tendo atingido a temperatura de austenitização do material durante a solda, ainda é preciso encontrar uma janela de parâmetros que gere um aporte térmico maior e que possa garantir a transformação de toda fase austenítica para martensita por toda a peça, sem necessitar de tratamentos térmicos posteriores. A tensão residual encontrada na zona de mistura do material chegou bem próxima ao valor da tensão de escoamento do metal base, 82 %.

Palavras-chave: *Friction Stir Welding*; Soldagem por Atrito Linear; Aço ao boro 22MnB5; Tensão Residual.

ABSTRACT

Developed in 1991 by The Welding Institute's (TWI) researcher, Dr. Wayne M. Thomas, the Friction Stir Welding (FSW) is a solid state welding process. That is based on thermomechanical work and plastic deformation. Developed primarily for aluminum alloys joints, the process has gained prominence over the years due to its versatility, safety, low waste generation and the ability to weld materials that fusion welding methods cannot do. That created entirely new possibilities for many industries, such as the aerospace, automotive and military. Additionally, the process promotes many advantages for the microstructure of the material, when compared to conventional methods: it keeps the mechanical properties, refines the grains and generates a small heat affected zone (HAZ). The work presented has identified a sweet spot within the range of parameters to weld with quality the boron steel 22MnB5. Additionally, it has investigated the influence of this process over residual stress, microstructure and hardness. It was noticed that there is a great dependence of the correct machining of the tool in order to obtain a quality weld, in addition to increasing its useful life. It was found, for microhardness, an increase in the range of 200 % in relation to the base metal, an increase that begins to occur in the Thermomechanical Affected Zone (TAZ). It was identified that even having reached the austenitization temperature of the material during the weld, it is still necessary to find a parameter window that generates a greater heat input and that can guarantee the transformation of the entire austenitic phase to martensite throughout the piece, without the need of further heat treatments. The residual stress found in the material mixing zone came very close to the base metal yield stress value, 82 %.

Keywords: Friction Stir Welding; Boron steel 22MnB5; Residual Stress.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Fluxo de desenvolvimento de um produto	19
Figura 2 - Processo de soldagem linear por atrito	21
Figura 3 – Principais partes da ferramenta de solda linear por atrito	23
Figura 4 – Linhas de fluxo de material ao redor do pino da ferramenta	25
Figura 5 - Tipos de perfil de ombro.....	26
Figura 6 – Ângulo de inclinação de ferramenta côncava	27
Figura 7 – Ferramenta de ombro convexo combinado com sulcos helicoidais.....	28
Figura 8 – Relação da geometria de pino e ponto mais inferior da solda.....	29
Figura 9 - Modelo genérico de pino cônico truncado.....	30
Figura 10 – Geometria de pinos de ferramentas modelo Whorl e Triflute™.....	31
Figura 11 – Secção transversal e zonas características da solda linear por atrito	32
Figura 12 – Secção transversal de uma peça de aço soldada linearmente por atrito.....	33
Figura 13 – Secção transversal sem ZTMA	34
Figura 14 – Secção transversal de um aço HT780 com mistura entre ZTA e ZTMA.....	34
Figura 15 – SLA de um aço 1018 apresentando somente 3 zonas distintas.....	34
Figura 16 - Gráfico da influência do teor de boro nas propriedades mecânicas	39
Figura 17 - Utilização do aço ao boro na estrutura do Volvo S60 2019	40
Figura 18 - Gráfico de tensão residual transversal próxima à superfície e ao fundo da peça ..	42
Figura 19 - Gráfico da tensão residual longitudinal e transversal em relação à linha de solda	43
Figura 20 - Geometria utilizada para estudo da área de fixação por simulação	44
Figura 21 - Gráficos dos efeitos da velocidade e área de fixação na tensão residual longitudinal.....	45
Figura 22 - Gráfico de representação da distribuição da tensão residual em materiais similares	46
Figura 23 - Gráfico de representação da distribuição da tensão residual em materiais dissimilares	47
Figura 24 - Efeito de um carregamento trativo sobre a tensão residual	48
Figura 25 - Gráfico da relação da tensão residual em relação ao comprimento fracionado da peça.....	50
Figura 26 - Interferência construtiva e interferência destrutiva	51
Figura 27 - Difração de raios X em planos atômicos segundo a lei de Bragg.....	52
Figura 28 - Determinação das tensões residuais através de dois ângulos de medição	53

Figura 29 - Ensaio dureza Vickers e marca de penetração.....	55
Figura 30 - Dimensões da ferramenta de carboneto de tungstênio.....	59
Figura 31 - Porta ferramenta.....	60
Figura 32 - Conjunto de solda montado	61
Figura 33 - Sistema de fixação da peça	62
Figura 34 - Máquina de solda linear por atrito GG-7	62
Figura 35 - Microdurômetro HMV-2	63
Figura 36 – Microscópio Olympus BX-60.....	64
Figura 37 - Esquema de pontos de microdureza.....	64
Figura 38 - Difratômetro Shimadzu XRD-7000.....	65
Figura 39 - Primeira amostra de 22MnB5 soldada linearmente por atrito	67
Figura 40 - Solda com defeito devido à variação geométrica da ferramenta	68
Figura 41 - Gráfico do comparativo de força de forjamento: a) Solda boa; b) Solda ruim.....	68
Figura 42 - Gráfico do comparativo de potência: a) Solda boa; b) Solda ruim.....	68
Figura 43 - Gráfico do comparativo de torque: a) Solda boa; b) Solda ruim	69
Figura 44 - Ferramenta antes e após soldagem.....	69
Figura 45 - Ferramenta após soldagem com qualidade	70
Figura 46 - Termopar antes e depois do processo de solda	70
Figura 47 - Micrografia da secção transversal da solda	71
Figura 48 - Zonas de solda encontradas no aço 22MnB5 soldado por atrito	72
Figura 49 - Contaminação por liga ferro tungstênio.....	73
Figura 50 - Segregação de laminação.....	73
Figura 51 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - MB	74
Figura 52 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZTA.....	75
Figura 53 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZTMA/ZTA	76
Figura 54 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZM	77
Figura 55 - Visão geral das micro estruturas encontradas.....	78
Figura 56 - Gráfico do diagrama TTT do aço ao boro 22MnB5 com taxa de resfriamento para transformação total em martensita.....	79
Figura 57 - Gráfico de curvas de taxa de resfriamento do aço 22MnB5.....	80
Figura 58 - Área de investigação pelo método de MEV	81
Figura 59 - Gráfico de resultado MEV - elementos presentes na área de contaminação	82
Figura 60 - Gráfico do perfil de microdureza Vikers medido na face da solda	83

Figura 61 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers medido próximo ao meio da amostra soldada.....	83
Figura 62 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers medido na raiz da solda	84
Figura 63 - Gráfico de distribuição de tensões residuais longitudinais - Face da solda.....	85
Figura 64 - Gráfico de distribuição de tensões residuais longitudinais - Raiz da solda.....	85
Figura 65 - Gráfico da curva tensão x deformação do aço 22MnB5 conforme entregue pelo fabricante	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química das amostras estudadas	38
Tabela 2 - Composição da liga 22MnB5	40
Tabela 3 – Detalhes dos modelos de simulação	44
Tabela 4 - Parâmetros de interesse	57
Tabela 5 - Matriz robusta de experimento	58
Tabela 6 - Composição química da liga 22MnB5	59
Tabela 7 - Parâmetros de varredura utilizados	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

a.C.	Antes de Cristo
ASTM	American Society for Testing and Materials
B	Boro
BN	Nitrato de boro
C	Carbono
CCC	Cúbica de corpo centrado
C_{eq}	Carbono equivalente
CFC	Cúbica de face centrada
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
FEI	Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros
FSW	Friction stir welding
HAZ	Heat affected zone
HV	Dureza Vickers
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
LEL	Laboratório de Estruturas Leves
LA	Lado do avanço
LR	Lado do recuo
MB	Material base
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mn	Manganês
Ni	Níquel
NOK	Não OK
PCBN	Nitreto cúbico de boro policristalino
PEF	Planejamento experimental fatorial
S	Enxofre
Si	Silício
SLA	Solda linear por atrito
TiN	Nitrato de Titânio
TWI	The Welding Institute
V	Vanádio

ZM	Zona de mistura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E OBJETIVO	18
1.1	INTRODUÇÃO.....	18
1.2	OBJETIVO	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR.....	21
2.2	FERRAMENTA	22
2.2.1	Fluxo do material ao redor da ferramenta.....	24
2.2.2	Geometria da ferramenta (pino e ombro).....	26
2.3	REGIÕES AFETADAS PELA SOLDA NO PROCESSO DE SOLDAGEM LINEAR POR ATRITO	31
2.4	AÇOS	35
2.4.1	Ligas.....	36
2.4.2	Adição de boro ao aço	37
2.5	TENSÃO RESIDUAL.....	41
2.5.1	Tensão residual na solda linear por atrito	41
2.5.2	Métodos de determinação da tensão residual	49
2.6	MICRODUREZA.....	54
3	METODOLOGIA.....	56
3.1	DEFINIÇÃO DA JANELA DE SOLDA	56
3.2	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL FATORIAL (PEF).....	57
3.3	SOLDA.....	58
3.3.1	Chapas de 22MnB5.....	58
3.3.2	Ferramenta.....	59
3.3.3	Matriz de fixação	61
3.3.4	Máquina.....	62
3.4	MICRODUREZA.....	63
3.4.1	Máquinas e equipamentos	63
3.4.2	Método de medição	64
3.5	TENSÃO RESIDUAL LONGITUDINAL	65
3.5.1	Máquinas e equipamentos	65
3.5.2	Método de medição.....	65

4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	67
4.1	EXECUÇÃO DA SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR	67
4.2	RESULTADOS	71
4.2.1	Metalografia	71
4.2.2	Taxa de resfriamento	78
4.2.3	Contaminação por tungstênio	81
4.2.4	Microdureza	83
4.2.5	Tensões residuais longitudinais	84
5	CONCLUSÕES.....	87
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	88
	APÊNDICE A – TABELA DE COMPARAÇÃO DE PARÂMETROS DE SOLDA LINEAR POR ATRITO	94
	APÊNDICE B – FERRAMENTA SOLDA POR ATRITO LINEAR	95

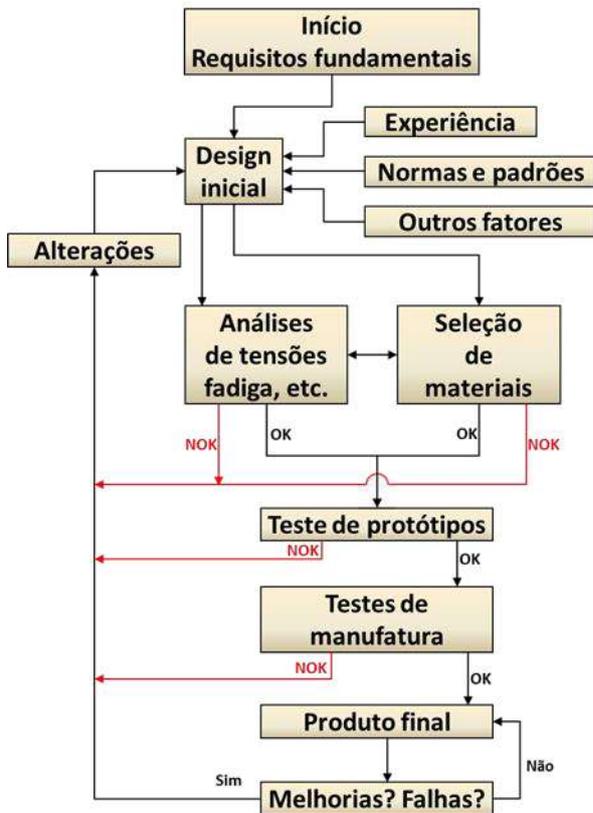
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVO

1.1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de um produto é um processo completamente multidisciplinar e multitarefa, pois é preciso elaborar e ponderar a forma geométrica, escolher os materiais mais adequados, pensar nos métodos produtivos mais eficientes e menos custosos, segurança, entre outros pontos que complementem as características dos produtos de engenharia. É preciso ter objetivos bem claros para que o processo de desenvolvimento de produto conceba um dispositivo que cubra a função desejada com eficácia.

Ao mesmo tempo, a indústria e o mercado exigem cada vez mais componentes com altos níveis de desempenho a um custo aceitável, não só de fabricação e venda como também de manutenção. Para atender essa demanda, além de garantir fortemente durabilidade e segurança, é necessário que o produto seja cômodo durante o uso, tenha um baixo impacto ambiental (desde as matérias-primas, processo de fabricação até o produto final de fato) ou, em último caso, que seja possível a reciclagem dos componentes (DOWLING, 1988). A Figura 1 demonstra, de maneira simplificada, algumas das etapas necessárias para o desenvolvimento de um produto.

Figura 1 – Fluxo de desenvolvimento de um produto



Fonte: Autor. Adaptado de DOWLING, 1988

A crescente pressão sobre os fabricantes pela utilização de menos energia durante os processos de fabricação, utilização de materiais que geram nenhum, ou ao menos, um menor impacto ao meio ambiente, baixo custo e baixo consumo de tempo promove a constante busca por novas tecnologias. Essa busca impulsionou os estudos do Dr. Wayne M. Thomas, pesquisador do The Welding Institute (TWI) de Cambridge, Inglaterra, que no ano de 1991 criou a solda linear por atrito (SLA), globalmente conhecida como *friction stir welding* (FSW), para mitigar os vários problemas pertinentes ao processo de solda por fusão.

Com estudos prévios que datam de 1984, Dr. Wayne M. Thomas desenvolveu um método que chamou de solda linear por atrito que consome menos energia, é potencialmente mais barato e capaz de unir materiais que antes apresentavam grande dificuldade de união ou simplesmente não eram possíveis de unir pelos métodos tradicionais de solda (TWI, 2018).

Uma das vantagens deste método é de não depender da habilidade humana para execução da solda, uma vez que o processo é totalmente automatizado. Entretanto, os desafios da metalurgia se mantêm válidos neste processo também. Por essa razão, é fundamental para

os desenvolvedores compreender que a escolha do material está intimamente ligada ao método de solda que deverá ser aplicado (HICKS, 2000).

Outras vantagens são que não é necessária a utilização de consumíveis, não é gerado nenhum tipo de gás tóxico, e a quantidade de equipamentos de proteção individual necessários é menor.

Obviamente o processo apresenta desvantagens e limitações em comparação com outros métodos: soldas de preenchimento não são possíveis, uma vez que o processo não utiliza metais de adição; pontos de soldas em peças de geometria complexa podem anular a aplicação desse método e serem totalmente dependentes de soldagem manual (é indispensável um sistema de fixação para as peças a serem soldadas, que seja eficiente contra as forças induzidas pela ferramenta); um furo é deixado ao final do cordão de solda quando a ferramenta é retirada ao final do processo (THREADGIL et al., 2009).

Dentre as várias possibilidades de materiais utilizados na fabricação de produtos, a categoria do aço se destaca como o mais utilizado oriundo da família dos metálicos. Os aços oferecem uma vasta faixa de propriedades mecânicas que podem ser otimizadas com a adição de mais elementos de liga para atender as necessidades de um projeto.

Um dos desafios motivacionais desse trabalho é o fato de se trabalhar utilizando a soldagem por fricção para união de um material duro como o aço ao boro 22MnB5, uma vez que até um passado recente o processo de solda linear por atrito era restrito à utilização de metais base macios. Importante destacar que isso só é possível seguindo a premissa de manter uma diferença considerável entre as temperaturas e durezas da ferramenta e do material base. (THOMAS; THREADGILL; NICHOLAS, 1999; DEFALCO, 2009; ESAB, 2018).

1.2 OBJETIVO

Motivado por todos os desafios e premissas apresentados, este trabalho tem como objetivo principal encontrar parâmetros que tornem possível soldar linearmente por atrito o aço 22MnB5, melhorando as suas características, encontrando um material adequado para a ferramenta de solda e levantar as suas propriedades mecânicas para que a aplicação na indústria seja possível.

Secundariamente, entender a influência desses parâmetros e ferramenta nas propriedades mecânicas do material soldado de maneira que seja alcançado o desempenho desejado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

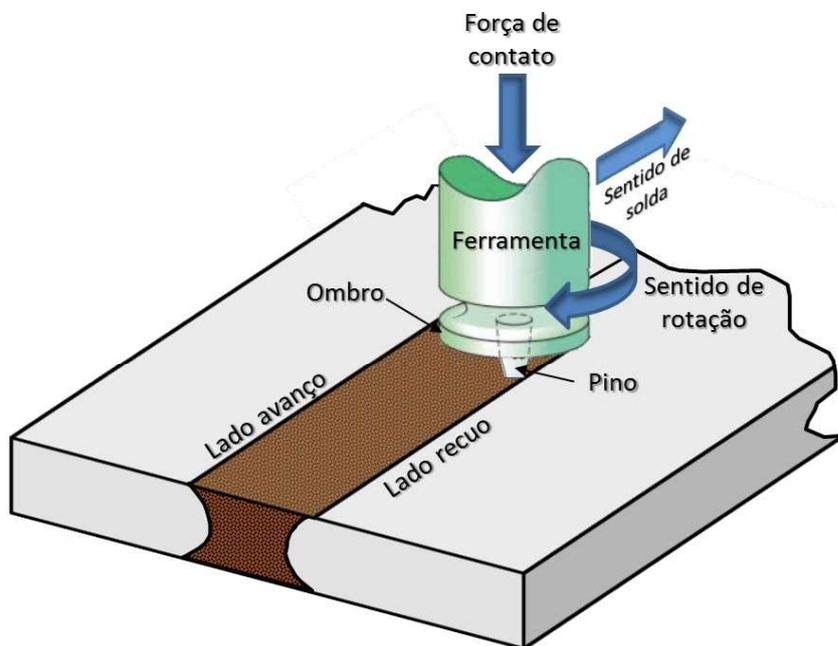
2.1 SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR

O processo de soldagem linear por atrito é um método de união de peças no estado sólido fazendo uso de uma ferramenta não consumível. Como citado anteriormente, foi inventado em 1991 por Wayne M. Thomas e vem sendo desenvolvido desde então.

O processo, apresentado na Figura 2, de maneira simplificada ocorre através dos seguintes mecanismos:

- pelo atrito entre a ferramenta giratória (pino e ombro) e o metal a ser soldado é realizado o aquecimento do sistema, amolecendo o material;
- o movimento giratório da ferramenta e seu perfil espiralado causam a mistura das duas peças;
- o avanço da ferramenta permite que a mistura se aglutine e resfrie por trás do pino, criando um único componente.

Figura 2 - Processo de soldagem linear por atrito



Fonte: Autor. Adaptado de THOMAS; WOOLLIN; JOHNSON, 1999

A soldagem linear por atrito foi inicialmente pensada para atuar na junção de metais de baixa dureza como o alumínio, por exemplo. Em relação aos aços, na maioria das vezes o

alumínio apresenta uma dureza inferior (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, 2018).

Posteriormente foi percebido que, mantendo uma considerável diferença entre as durezas e as propriedades térmicas das peças a serem soldadas e da ferramenta, é possível utilizar o processo para a junção de materiais mais duros como o próprio aço (THOMAS; THREADGILL; NICHOLAS, 1999).

Ainda nesse estudo de 1999 citado acima, outros pontos relevantes foram notados e/ou confirmados:

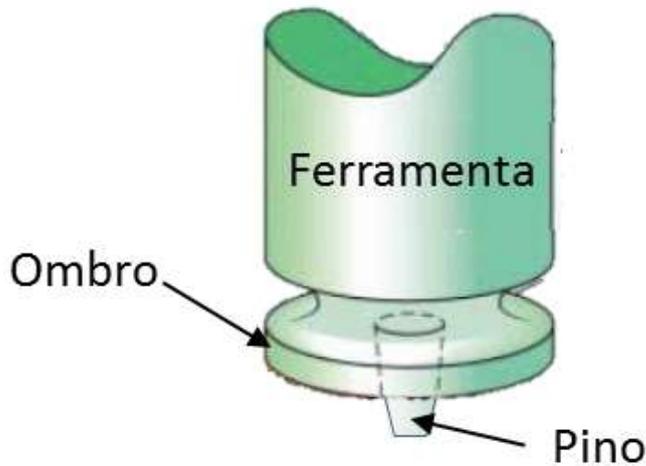
- a) a temperatura atingida no processo (gerada através do atrito) depende da velocidade de rotação da ferramenta e é diretamente proporcional;
- b) ao contrário da soldagem em alumínio e outros materiais não ferrosos, a soldagem no aço apresenta uma mudança visual nas peças devido ao aumento da temperatura. Tanto a ferramenta, quanto o trecho soldado apresentam uma tonalidade laranja e muito brilhante logo após alguns segundos do início do processo, indicando uma temperatura acima dos 1000 °C;
- c) a penetração da solda continua constante mesmo após o processo atingir a velocidade constante de trabalho;
- d) como desejável em um componente soldado, nos ensaios de tração realizados a falha ocorreu fora da região soldada e das zonas térmica e termomecanicamente afetadas;
- e) é possível que em alguns casos que o processo de solda linear por atrito for utilizado em temperaturas muito altas seja necessário prover uma atmosfera com gases não oxidantes para prevenir contaminação e oxidação da ferramenta e das peças.

Referente à temperatura, pode-se argumentar que a temperatura máxima atingida durante o processo é inerentemente auto limitante, uma vez que, à medida que a temperatura aumenta, o material base amolece, facilitando o movimento do pino da ferramenta. Dessa forma atenua-se o atrito e, conseqüentemente, diminui-se a capacidade de gerar calor (MISHRA; MAHONEY, 2007)

2.2 FERRAMENTA

A ferramenta é um dos elementos de destaque do processo de soldagem linear por atrito. A Figura 3 ilustra suas principais partes.

Figura 3 – Principais partes da ferramenta de solda linear por atrito



Fonte: Autor. Adaptado de THOMAS et al., 2005

A ferramenta possui basicamente três funções primárias:

- a) evitar que o metal aquecido saia do fluxo de mistura sob o ombro. Essa posição é aproximadamente a mesma da altura inicial da superfície das peças que estão sendo soldadas;
- b) prover, através do atrito, o aquecimento das peças a serem unidas;
- c) trabalhar o material termomecanicamente para formar a união das partes.

Logo no início do desenvolvimento do processo SLA foi observada a importância do fluxo de material base ao redor do pino para a obtenção de uma solda com boa qualidade. (THOMAS et al., 2005). Por qualidade deve-se entender uma solda que não apresente problemas em sua união, como por exemplo vazios (comuns devido a uma incapacidade da ferramenta de movimentar o material, principalmente na vertical), a não mistura de materiais dissimilares mantendo a divisão dos mesmos na zona de solda, baixa resistência mecânica, porosidade e contaminação.

A qualidade só é atingida fazendo-se uso da ferramenta apropriada, combinada com os parâmetros de solda corretos (THOMAS; JOHNSON; WIESNER, 2003).

O movimento do material ao redor do pino da ferramenta é de alta complexidade e apresenta uma faixa enorme de variação de temperatura e deformação, conseqüentemente a região da mistura (principalmente o miolo/núcleo) não é homogênea. Apesar disso, a região apresenta uma recristalização completa com grãos finos e uniformes. Uma abordagem mais detalhada sobre a macro estrutura da região soldada será apresentada no capítulo 2.3.

2.2.1 Fluxo do material ao redor da ferramenta

Experimentos realizados por Seidel e Reynolds (2003) mostraram que alterar o perfil do pino (fazendo uso de sulcos, roscas, filetes, ou utilizando conicidade, por exemplo) é vantajoso, uma vez que essas características ajudam a forçar o material ao redor do pino a fluir para longe do ombro da ferramenta. Estes adereços do pino da ferramenta geram escorregamento, influenciando diretamente no fluxo do material e evitando, dessa forma, a aderência completa do metal amolecido ao redor do pino, o que criaria uma zona morta de metal (THREADGILL et al., 2009).

Seidel e Reynolds (2003) basearam seus estudos em função do avanço da ferramenta por rotação, estabelecendo a seguinte fórmula:

$$WP = \frac{WS \cdot 60}{RS} \quad (1)$$

Onde:

- a) WP é o avanço da ferramenta por rotação em mm/rot;
- b) WS é a velocidade de solda em mm/s;
- c) RS é velocidade de rotação da ferramenta em rpm.

Dessa forma, elaboraram no ano de 2003 um modelo de duas dimensões de simulação fluidodinâmica para compreender de maneira mais detalhada o comportamento do material ao redor da ferramenta. Mesmo tendo adotado algumas simplificações como regime permanente, um pino cilíndrico sem detalhes e fluxo laminar, identificaram que o padrão do fluxo do material mudou ao longo da espessura da placa que estava sendo soldada com as variações da velocidade, tanto de avanço como de rotação da ferramenta. Isso enfatizou um movimento não simétrico do material.

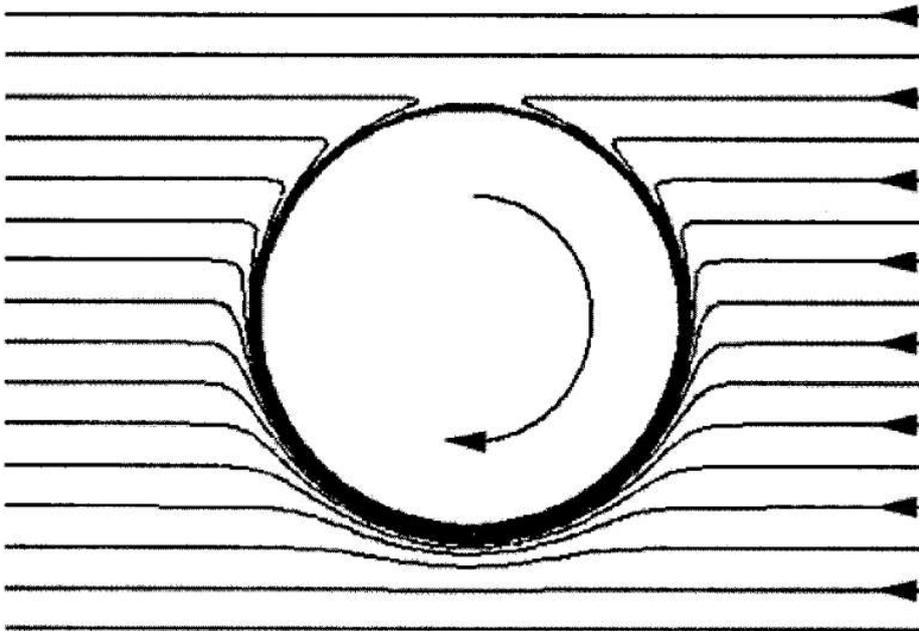
Próximo ao ombro da ferramenta, o material é influenciado pela sua rotação e transportado do lado de recuo para o lado de avanço. Assim, o material extrudado ao redor do pino flui para baixo no lado do avanço e para cima no lado do retrocesso. (SEIDEL; REYNOLDS, 2003)

Simulações realizadas baseadas nesse modelo e um valor de WP próximo de 1 sugerem que o material é transportado somente no sentido de rotação, ou seja, todo material flui no sentido do retrocesso e não do avanço. Isso ajuda a compreender a assimetria do cordão de

solda em relação à linha de centro da ferramenta. Como todo o material precisa fluir ao redor do pino pelo lado do retrocesso, é gerada uma região de material deformado maior do lado do retrocesso que do lado do avanço.

Além disso, pelo fato de o fluxo ser laminar, as linhas de fluxo de material não se cruzam e se mantêm distanciadas em relação à linha de centro, exatamente como estavam no início da solda, antes de atravessarem o plano do pino. Todas essas observações foram confirmadas pelos experimentos realizados por Reynolds e Seidel (2003), no mesmo estudo, e podem ser observadas na Figura 4.

Figura 4 – Linhas de fluxo de material ao redor do pino da ferramenta



Fonte: SEIDEL; REYNOLDS, 2003

Diferentemente, simulações realizadas com a relação entre velocidade de avanço (WS) e velocidade de rotação (RS) menores, mostraram que é provável que o fluxo de material pelos dois lados do pino (avanço e retrocesso) ocorra.

Em uma série de simulações com variações do valor de WP através da rotação da ferramenta (RS) foi identificado que quando a ferramenta não rotaciona ($RS = 0$) o material flui pelos dois lados do pino, simetricamente. Conforme se rotaciona a ferramenta e incrementa sua velocidade, o fluxo começa a se tornar assimétrico, passando mais material pelo lado do retrocesso que do lado do avanço. Essa assimetria aumenta proporcionalmente à velocidade de rotação até o ponto onde todo material flui unicamente pelo lado do retrocesso. Entretanto, se

a velocidade de rotação for aumentada ainda mais, o fluxo de material é retomado pelos dois lados do pino, ainda de maneira assimétrica.

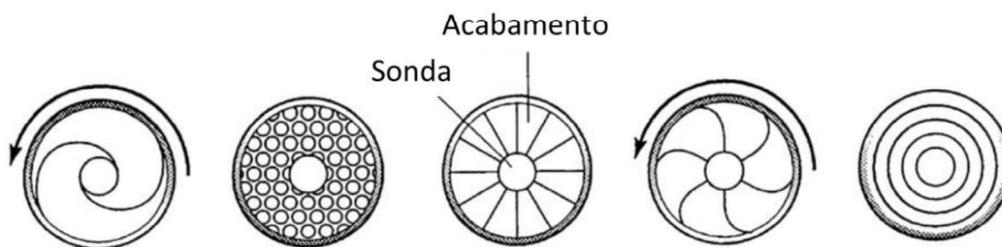
2.2.2 Geometria da ferramenta (pino e ombro)

Como já citado anteriormente, a ferramenta do processo de SLA apresenta duas regiões: pino e ombro, e cada uma tem características e funções específicas. Através de sua geometria, são influenciadoras diretas do comportamento do fluxo de material no processo.

No caso do perfil de superfície do ombro que entrará em contato com a peça a ser soldada, usualmente ele pode apresentar três diferentes padrões, sendo eles, plano, convexo e côncavo.

Estes diferentes perfis ajudam o ombro a desenvolver as funções para as quais ele foi projetado: prover aquecimento, deformação, além da força de forjamento necessária para a solidificação do material na posição correta. Obviamente, cada perfil apresenta características que melhor se adaptam a um determinado tipo de componente a ser soldado linearmente por atrito. Essa geometria de ombro pode ainda ser combinada com vários tipos de acabamentos, como círculos concêntricos, sulcos helicoidais e serrilhados. A Figura 5 apresenta alguns dos acabamentos mais comumente utilizados.

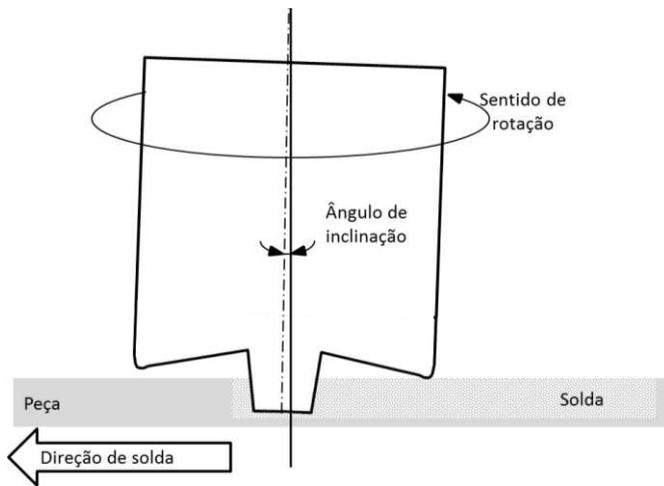
Figura 5 - Tipos de perfil de ombro



Fonte: MISHRA; MAHONEY, 2007

Dentre os três perfis de ombro, o côncavo foi o primeiro design desenvolvido e é considerado o modelo padrão de ferramentas. O funcionamento adequado desse modelo de ferramenta exige que ela trabalhe inclinada em relação ao eixo normal oposto ao sentido do movimento, como demonstrado na Figura 6.

Figura 6 – Ângulo de inclinação de ferramenta côncava



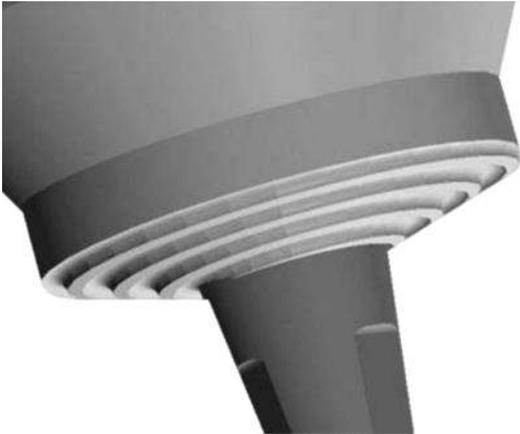
Fonte: Autor. Adaptado de CERVEIRA, 2008

Dessa forma, conforme a ferramenta avança ao longo da peça, o material deslocado pelo pino alimenta a cavidade côncava do ombro, ajudando a criar a força de forjamento. Esse material, por sua vez, força o material existente para o fluxo do pino.

Como citado anteriormente, essas geometrias de ombros podem ser combinadas com os perfis de ombro. Algumas combinações se destacam mais que uma ferramenta simples, melhorando o processo e a qualidade da união.

Como o perfil convexo, no início de sua utilização, não apresentou um resultado muito positivo, pois afastava o material do pino da ferramenta, sua aplicação ficou limitada à solda de chapas bem finas (com espessuras de até 0,4 mm) e ferramentas de diâmetro não maiores que 5 mm. Esse problema foi superado fazendo a combinação com acabamento com sulcos helicoidais na superfície convexa do ombro (conforme Figura 7). Esses canais forçam o material já deformado da borda do ombro para a o pino, o que também elimina a necessidade de inclinar a ferramenta. Apesar da referência citada na Figura 7 ser do ano de 2007, ela se mantém conveniente para ilustrar o modelo desejado.

Figura 7 – Ferramenta de ombro convexo combinado com sulcos helicoidais



Fonte: MISHRA; MAHONEY, 2007

As ferramentas convexas com canais helicoidais puderam ser aplicadas na soldagem de chapas mais espessas. E, apesar dos canais helicoidais eliminarem a necessidade de inclinar a ferramenta durante o processo, o perfil convexo tem a vantagem de poder trabalhar endentado com a peça em qualquer região da superfície convexa, o que auxilia na solda de peças de diferentes espessuras e curvaturas complexas.

Somado a todas as combinações possíveis de ombros, o pino da ferramenta apresenta também uma vasta variedade de geometrias. Originalmente o primeiro pino citado na patente de solda linear por atrito era cilíndrico, roscado, e com ponta arredondada. Essa primeira geometria se mostrou eficiente para transportar o material do ombro para baixo do pino, gerar boa qualidade de solda abaixo do pino e reduzir o desgaste do pino ao introduzi-la na peça a ser soldada. Através dessa geometria foi observado que quanto mais plana a ponta do pino, menor seria a qualidade da solda embaixo da mesma e menor a sua durabilidade.

Apesar dos pontos negativos citados acima, os pinos de pontas planas são os mais utilizadas nos dias de hoje.

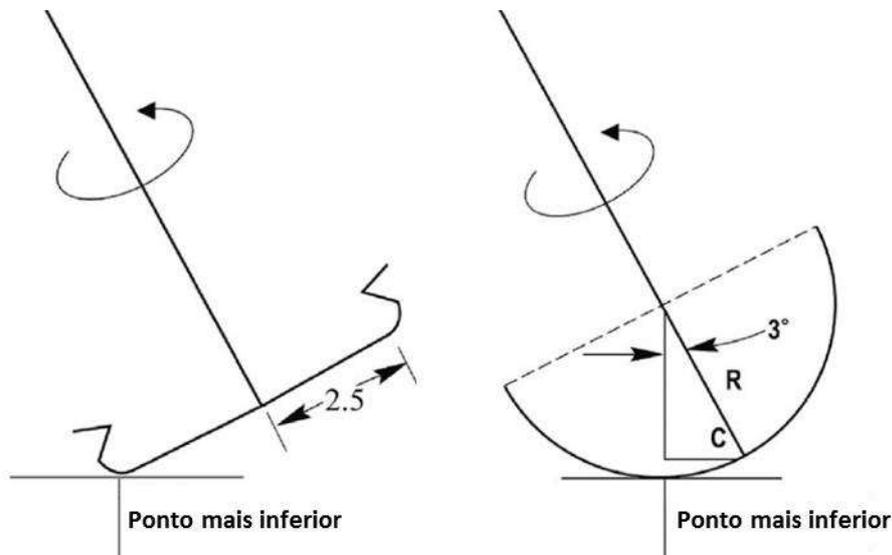
Como já apresentado neste trabalho, a combinação de velocidade e coeficiente de atrito entre a ferramenta e a peça conduzem a deformação do material durante a solda. Baseado nessa informação pode-se dizer que os pinos com pontas planas possuem uma vantagem geométrica importante. Como se sabe, a velocidade de um cilindro em rotação aumenta proporcionalmente conforme se afasta do seu eixo de simetria e se direciona para sua aresta, partindo de zero (no centro do pino) para o maior valor na borda mais distante.

Por essa razão, ferramentas de pontas planas são utilizadas de forma inclinada, de maneira que o ponto mais baixo seja a aresta do pino. Assim, devido à alta velocidade dessa região da ferramenta, a capacidade de afetar o material logo abaixo do pino também aumenta,

o que, como comentado anteriormente, é desejado neste processo. Por outro lado, uma ferramenta de ponta arredondada trabalhando de maneira angulada, tem como ponto mais baixo uma região não muito longe do centro do pino, apresentando uma menor velocidade e conseqüentemente uma fraca influência no material abaixo dela.

A Figura 8 apresenta um pino de ponta plana e outro de ponta arredondada e ajuda a ilustrar a distância do ponto mais baixo do pino em relação ao centro da ferramenta.

Figura 8 – Relação da geometria de pino e ponto mais inferior da solda



Fonte: MISHRA; MAHONEY, 2007

Em uma simulação, trabalhando com uma ferramenta com 3° de inclinação, um pino de 5 mm de diâmetro e um raio de 3,8 mm (referente à ponta do pino de ponta arredondada), um pino de ponta plana pode atingir velocidades quase 28 vezes maiores que um pino de ponta arredondada.

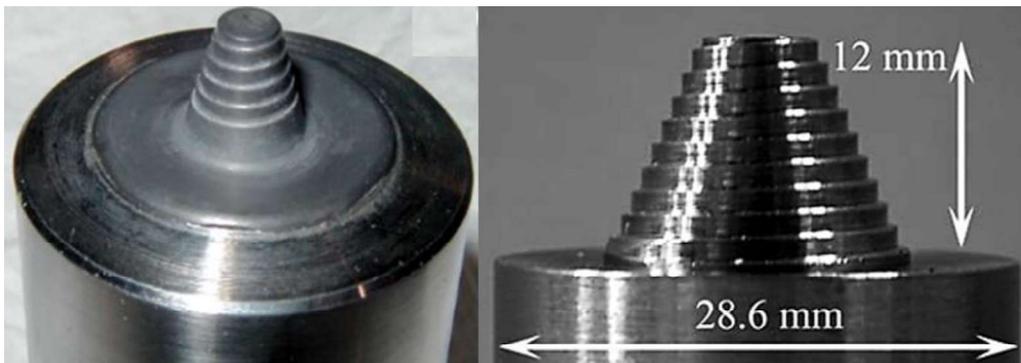
Dessa forma, um pino de ponta plana consegue prover uma influência no material logo abaixo de si muito maior que um pino de ponta arredondada. E somado aos parâmetros ideais de processo, definidos conforme espessura da peça a ser soldada e material, pode-se eliminar os problemas citados anteriormente.

Apesar dessa já enorme gama de diferentes tipos de ferramenta, outras soluções foram desenvolvidas conforme novas necessidades foram surgindo. É o caso dos pinos cônicos truncados.

O pino cilíndrico se mostrou muito eficiente no alumínio para união de chapas de até 12 mm, aproximadamente. A demanda por soldas em peças mais espessas impulsionou pesquisadores a adotarem uma simples mudança geométrica (adoção de um pino cônico

truncado) que permitiu fazer estes trabalhos. Devido à sua geometria, esse tipo de pino leva vantagem em relação ao pino cilíndrico por sofrer carregamentos transversais menores. O pino truncado foi combinado com um espiral em degrau com bordas em ângulo reto, de forma a evitar a formação de zonas sem material ao redor do pino e causar defeitos. É também um design possível de se obter em materiais cerâmicos, o que não é possível com pinos roscados. A Figura 9 apresenta um modelo genérico de pino cônico truncado.

Figura 9 - Modelo genérico de pino cônico truncado

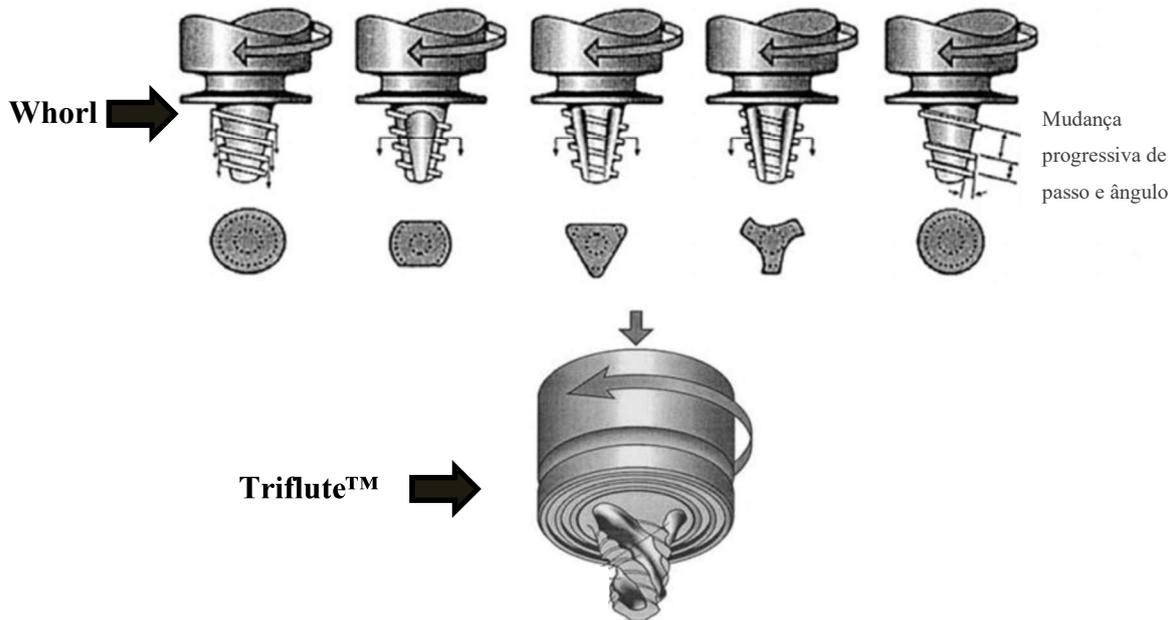


Fonte: MISHRA; MAHONEY, 2007

Como já enfatizado anteriormente, a qualidade da solda linear por atrito é muito dependente da capacidade da ferramenta de misturar o material plastificado. Wayne M. Thomas (criador da SLA) percebeu que cortes no corpo do pino, criando regiões planas na superfície, poderiam alterar o fluxo do material ao redor do pino, induzindo um regime turbulento, logo, provendo melhor mistura (THOMAS; JOHNSON; WIESNER, 2003). Posteriormente foi verificado por Colligan, Xu e Pickens (2003) que essas áreas planas sobre o pino minimizavam as forças transversais e momentos atuantes na ferramenta.

Em seguida, outros modelos de pinos foram desenvolvidos a partir dessas descobertas. Alguns exemplos são apresentados na Figura 10: o pino tipo Whorl e o MX Triflute™.

Figura 10 – Geometria de pinos de ferramentas modelo Whorl e Triflute™



Fonte: Autor. Adaptado de MISHRA; MAHONEY, 2007

Com tudo o que foi apresentado fica evidente a diversidade de possibilidades de ferramentas que podem ser combinadas. Adicionalmente, as mais variáveis necessidades permitiram que modelos padronizados de ferramentas fossem desenvolvidos. Dentre eles pode-se citar Wiper™, Small Wiper™ e o modelo apresentado na Figura 10, Triflute™, todos estes desenvolvidos pelo TWI (The Welding Institute) de Cambridge.

Com base no que foi encontrado na literatura e, mesmo sabendo que ainda existem poucos resultados de estudos sobre ferramentas em soldas de materiais mais duros como o aço, por exemplo, (SUNNAPU; KOLLI, 2010) escolhe-se para este trabalho uma ferramenta de ombro cônico e com pino de ponta plana, conforme apresentado mais adiante pela Figura 30. A geometria escolhida se mostra promissora já que, no presente estudo, pretende-se avaliar a solda utilizando a ferramenta das duas maneiras: com e sem inclinação, conforme apresentado na Figura 6.

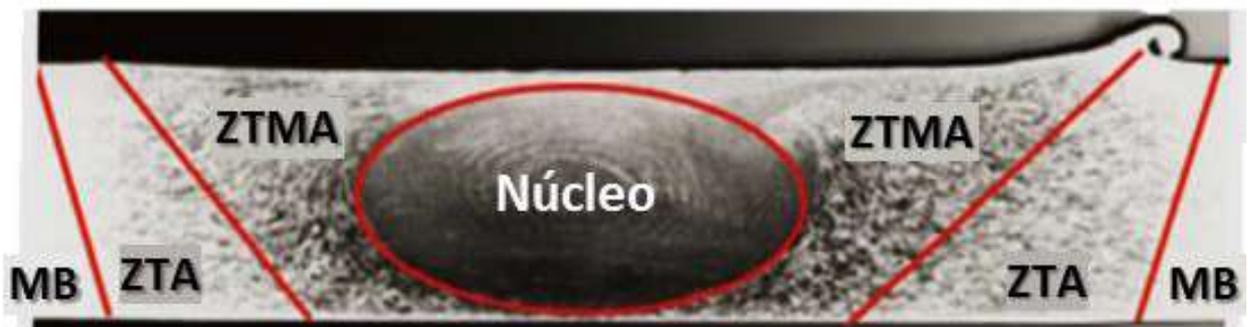
2.3 REGIÕES AFETADAS PELA SOLDA NO PROCESSO DE SOLDAGEM LINEAR POR ATRITO

Como esperado, o processo de solda linear por atrito apresenta diversas características particulares, relacionadas às peculiaridades de seu processo.

A composição da região soldada e as áreas adjacentes à união são um exemplo de como esse processo se distancia do método de solda tradicional por fusão. Além disso, materiais distintos como o aço e o alumínio apresentam diferentes estruturas em resposta às transformações impostas pelo processo de solda por fricção e mistura mecânica.

No alumínio, a peça soldada apresenta um total de quatro zonas distintas (considerando a área não comprometida), conforme classificado por Threadgill (2009). A Figura 11 ajuda a identificar essas regiões em uma secção transversal em uma peça soldada.

Figura 11 – Secção transversal e zonas características da solda linear por atrito



Fonte: Autor. Adaptado de THREADGILL et al., 2009

Onde as siglas “MB”, “ZTA”, “ZTMA” e Núcleo se referem à:

MB – Material base, zona não afetada;

ZTA – Zona termicamente afetada;

ZTMA – Zona termomecanicamente afetada;

Núcleo – Zona dinâmica e completamente recristalizada (ZM).

A zona não afetada (MB) apresenta o material na forma original que iniciou o processo de soldagem. Ou seja, é a região da peça soldada que não foi influenciada pelo procedimento.

A zona demarcada na imagem por ZTA corresponde à zona termicamente afetada. De maneira geral ela é similar ao que se encontra em métodos de solda por fusão, mas pode apresentar variação microestrutural em relação ao material original e aparentemente não apresenta deformação plástica (NANDAN; DEBROY; BHADSHIA, 2008; THREADGILL et al., 2009).

A região termomecanicamente afetada (ZTMA), que está entre a zona termicamente afetada e o núcleo, apresenta uma microestrutura igual à peça original, porém com os grãos deformados. O material nessa zona é plasticamente deformado pela ação da ferramenta (através

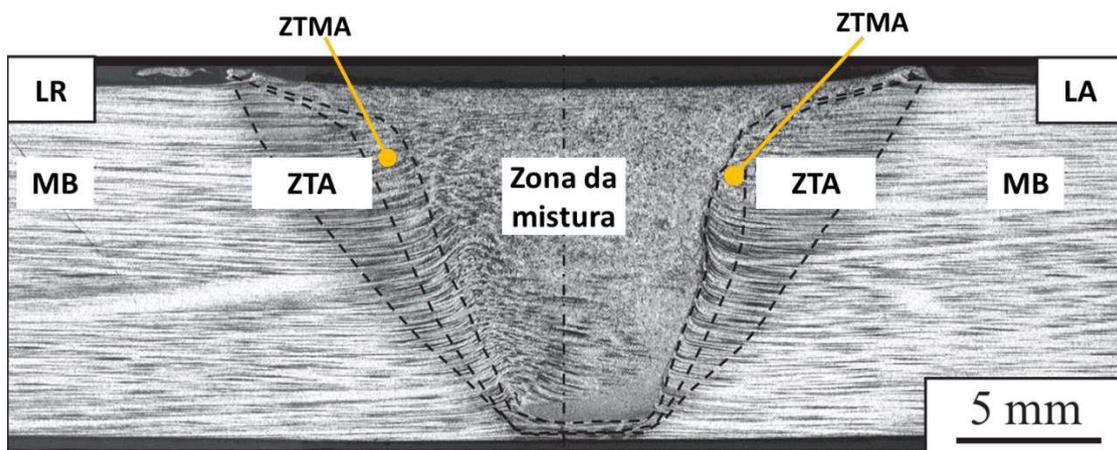
do mecanismo já apresentado anteriormente) e também é afetado pelo calor gerado durante o processo.

Por fim, a região dinamicamente e completamente recristalizada, mais conhecida como Núcleo ou Zona de Mistura (ZM), é a região mais afetada pela ferramenta. Consequentemente, a mais deformada e com microestrutura diferenciada do metal base.

No caso do aço, o comportamento encontrado, no que diz respeito à macroestrutura e principalmente à microestrutura, é diferente do que é apresentado por componentes soldados de alumínio. Mesmo assim, existem algumas similaridades com relação às zonas.

A Figura 12 apresenta a região transversal de uma placa de aço de 12 mm soldada linearmente por atrito. Nota-se claramente que a divisão das zonas não é tão nítida quanto no alumínio. Não há um núcleo totalmente isolado, as divisões entre regiões não são tão distintas e as geometrias são diferentes do que foi apresentado anteriormente.

Figura 12 – Secção transversal de uma peça de aço soldada linearmente por atrito



Fonte: Autor. Adaptado de MATSUSHITA; KITANI; IKEDA, 2015

Devido às diversas dimensões físicas (principalmente espessura), microestruturas e fases encontradas nas ligas de aço, a quantidade de áreas na região soldada e suas características geométricas e microestruturais pode variar de maneira bem vasta. Em alguns tipos de aço pode não ocorrer a zona termomecanicamente afetada (SHARMA; DWIVEDI, 2017), como apresentado na Figura 13.

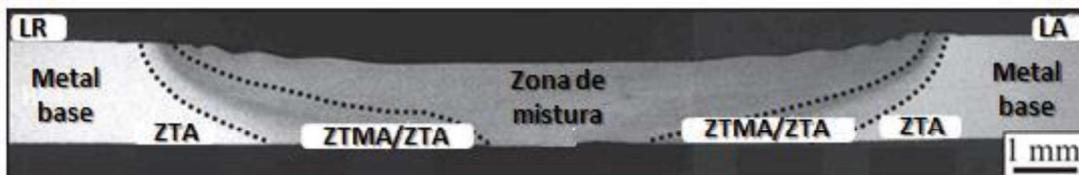
Figura 13 – Secção transversal sem ZTMA



Fonte: Autor. Adaptado de SHARMA; DWIVEDI, 2017

Em outros tipos de aço pode ocorrer combinações mais complexas com a mistura da zona termomecânica afetada com a zona termicamente afetada (MATSUSHITA; KITANI; IKEDA, 2015). Esta condição pode ser vista na Figura 14.

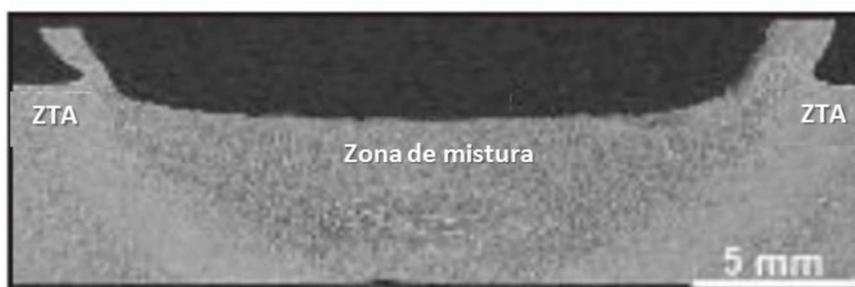
Figura 14 – Secção transversal de um aço HT780 com mistura entre ZTA e ZTMA



Fonte: Autor. Adaptado de MATSUSHITA; KITANI; IKEDA, 2015

Um estudo de 2003 (LIENERT et al., 2003) realizado com aços de baixo carbono identificou somente três regiões bem distintas nos componentes soldados, concluindo que ao longo da linha central tem-se a região da mistura, rodeada pela zona termicamente afetada e posteriormente o metal base. Dessa forma, a solda em aços não apresenta a região ZTMA, conforme apresentado na Figura 15.

Figura 15 – SLA de um aço 1018 apresentando somente 3 zonas distintas



Fonte: Autor. Adaptado de LIENERT et al., 2003

Aparentemente a ausência da ZTMA se deve ao fato do diferente processo de resfriamento do aço que, nesse caso, pode apresentar transformações alotrópicas e apagar as evidências da existência de uma ZTMA.

Adicionalmente, esse mesmo estudo percebeu e concluiu que a zona termicamente afetada, dentro de si própria, pode apresentar diferentes microestruturas. Essas sub-regiões ocorrem, assim como nos processos de solda por arco elétrico, devido aos ciclos térmicos localizados serem diferentes entre si conforme se afasta da linha central da solda (LIENERT et al., 2003).

Em todos os trabalhos estudados relacionados ao aço, a zona termicamente afetada apresentou uma largura na superfície da peça que corresponde ao diâmetro do ombro da ferramenta.

Baseando-se nos estudos anteriores a esse trabalho é possível perceber que as características macro e microestruturais de um aço soldado por atrito vão depender profundamente da composição química dos metais de base, parâmetros de processo, temperaturas atingidas durante o processo e o resfriamento da peça, sendo assim inviável adotar um modelo macroestrutural de referência para o presente trabalho.

2.4 AÇOS

Para falar sobre aço primeiramente é preciso apresentar de maneira resumida a evolução da arte e da ciência de se produzir metais e ligas com formas e propriedades que atendam o uso necessário. Em outras palavras, a metalurgia.

A utilização de metais pelos seres humanos tem início bem longe no passado, durante a conhecida pré-história, que são as épocas conhecidas como idade do bronze (3000 a.C.) e idade do ferro (1200 a.C.). Uma época onde o ferro era raro e precioso, sendo mais caro que o ouro e a prata (STODDARD, 2015). Porém, somente ao longo de séculos mais recentes (século XIV) que foi possível trabalhar com temperaturas altas o suficiente para se fundir o ferro de maneira controlada, o que permitiu o avanço dos ferros fundidos. Entretanto, devido à alta concentração de carbono, inerente aos ferros fundidos, e ao processo de obtenção do metal na época, o material era frágil e não dúctil, o que inviabilizava o seu uso em aplicações de ferramentas, como espadas e talheres, por exemplo. Esta questão foi resolvida somente no século XVIII através de um processo desenvolvido por Henry Cort que possibilitou obter ferros mais maleáveis e possíveis de serem deformados até atingir a forma desejada. Esses materiais são conhecidos como metais forjados (DOWLING, 1988).

É desse mesmo século, no ano de 1779, que se tem conhecimento da primeira construção baseada em engenharia estrutural e que utiliza ferro fundido como matéria-prima. Uma ponte construída sobre o rio Severn na Inglaterra (HICKS, 2000) batizada não sem motivos de *Ironbridge* (Ponte de Ferro) e que hoje faz parte do patrimônio mundial da UNESCO (UNESCO, 2018).

Entretanto, um desastre ocorrido em 1847 com uma ponte similar foi determinante para o fim do uso de ferro fundido em estruturas desse tipo, dando lugar aos ferros forjados obtidos pelo processo desenvolvido por Henry Cort anteriormente, em 1784 (HICKS, 2000).

Esses tipos de limitações do ferro têm sido o combustível para o desenvolvimento de novos processos que originem novas ligas que atendam de maneira eficiente e competitiva as diversas aplicações e necessidades existentes ao redor do mundo.

2.4.1 Ligas

De acordo com William D. Callister Jr. e o dicionário Merriam-Webster, liga é uma substância composta por dois ou mais elementos, sendo um deles metálico. Dessa forma, o aço em si, uma mistura de carbono e ferro, já é o que se chama de liga de fato. Uma liga de aço, na verdade, é composta em sua grande maioria por ferro (até 99%, dependendo do caso) e carbono em uma mistura que pode chegar em até 2 %. Outros elementos como níquel, manganês, cromo e vanádio são adicionados conforme as características que se deseja alcançar para melhorar propriedades mecânicas e resistência à corrosão (STODDARD, 2015; CALLISTER; RETHWISCH, 2013).

Convenientemente pode-se dividir os aços em relação ao nível de carbono em baixo carbono ($< 0,3 \% C$), médio carbono ($\leq 0,3 \% a > 0,7 \% C$) e alto carbono ($\leq 0,7 a < 1,7 \% C$). Obviamente, cada uma dessas ligas apresenta características inerentes à sua composição e são aplicadas de acordo com a necessidade.

Elementos dos mais variados da tabela periódica (onde aproximadamente 80 % são classificados como metais) podem ser combinados em uma liga, para atender uma diversidade infinita de aplicações: construções de barcos, ferramentas, engrenagens, trilhos de trem, *risers*, brinquedos, molas, implantes cirúrgicos e motores a jato.

2.4.2 Adição de boro ao aço

O boro e seu emprego como elemento de liga, assim como as demais combinações elaboradas pelo homem, têm o objetivo de melhorar as propriedades de um dado material sem que isso inviabilize economicamente sua aplicação.

Um dos principais motivos da adição do boro, principalmente em aços sem componentes de liga ou baixa liga, é o aumento da dureza dos mesmos. Tendo em vista a quantidade ínfima que é necessária para prover o aumento de dureza, o boro é considerado o elemento mais potente nesse quesito (KAPADIA, 1987).

Os benefícios da adição do boro ao aço não se limitam ao efeito de incremento da dureza. Ele apresenta melhor usinabilidade (comparado com aços de mesma dureza e sem a adição de boro) e é menos suscetível a trincas ocasionadas pelo processo de têmpera e empenamento durante tratamentos térmicos (GHALI; EL-FARAMAWY; EISSA, 2012).

Em estudo realizado por Kapadia (1987), identificou-se um pequeno benefício com a adição do boro sobre a tenacidade após têmpera de metais de elevada dureza e um efeito contrário em materiais menos duros.

Obviamente o efeito do boro varia conforme a quantidade adicionada e a maneira como o boro reage com os elementos de liga presentes no aço. Em alguns casos, outros elementos de liga podem ser acrescentados para evitar e/ou retardar reações químicas indesejadas com o boro. Cita-se como exemplo a adição de titânio para evitar a formação do nitrato de boro pela reação com o nitrogênio, uma vez que o nitrato de titânio (TiN) é mais estável termodinamicamente que o nitrato de boro (BN). Além disso, sendo o boro um elemento de liga que atua nos interstícios da estrutura atômica e, no caso do ferro, isso ocorre na fase austenítica devido à configuração cúbica de face centrada, a alta afinidade do titânio com o nitrogênio forma nitritos já na fase líquida, permitindo que o boro atue como esperado nas propriedades da liga de ferro carbono (HICKS, 2000; GHALI; EL-FARAMAWY; EISSA, 2012; CALLISTER; RETHWISCH, 2013; BORON, 2007a; BORON, 2007b).

Mesmo em baixas concentrações (da ordem de 100 ppm) o boro pode prover o mesmo efeito em relação ao endurecimento que outros elementos de liga (Ni, Mn, V, entre outros), que apresentam um custo maior e são necessários em maior quantidade.

Baseado na liga AISI 1536, Ghali realizou um estudo comparando a adição de boro em três proporções distintas, como mostra a Tabela 1 e pôde observar sua influência nas características do metal base, conforme citado logo após a tabela.

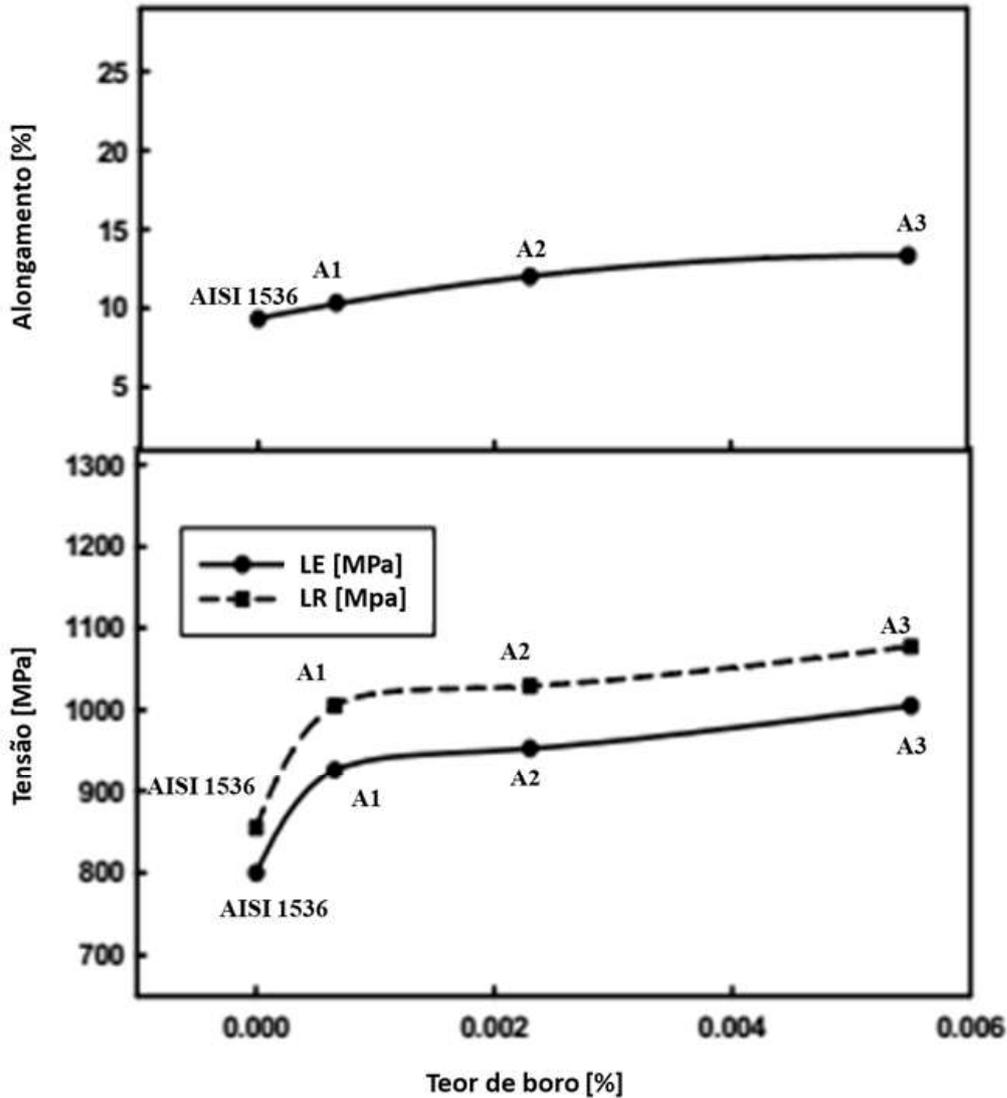
Tabela 1 – Composição química das amostras estudadas

Amostra	Composição química [%]						
	C	Mn	P	S	B	Ti	N
AISI 1536	0,357	1,210	0,0290	0,015	-	0,0020	0,0041
A1	0,352	1,290	0,0610	0,028	0,00066	0,0151	0,0038
A2	0,350	1,200	0,0368	0,014	0,00230	0,0149	0,0036
A3	0,330	1,290	0,0680	0,034	0,00550	0,0135	0,0048

Fonte: Ator. Adaptado de GHALI; EL-FARAMAWY; EISSA, 2012

Além do aumento de dureza (AISI 1536 = 352 HV, A1 = 360 HV, A2 = 372 HV e A3 = 400 HV), a adição do boro proveu um aumento da tensão de escoamento (representado no gráfico da Figura 16 pela linha LE) e da tensão limite de ruptura (representado no mesmo gráfico pela linha LR) da ordem de 20 %. Houve também aumento da porcentagem de alongamento, ductilidade e tenacidade, conforme exibido na Figura 16, que apresenta as quatro amostras estudadas por Ghali.

Figura 16 - Gráfico da influência do teor de boro nas propriedades mecânicas



Fonte: Autor. Adaptado de GHALI; EL-FARAMAWY; EISSA, 2012

Os resultados demonstrados na Figura 16 permitiram Ghali concluir que a partir de uma determinada concentração, o efeito positivo do boro já não é tão significativo. No caso das amostras apresentadas, um dos fatores influenciadores pode ser a previamente citada formação de nitrido de boro, visto que, a partir de uma concentração de 0,0055 % de boro, a quantidade de titânio já não é suficiente para evitar a sua formação. Nota-se também o acúmulo de boro nos contornos de grão, devido ao seu excesso, o que conseqüentemente fragiliza o material nessas regiões.

De qualquer forma a dureza do material aumentou com o acréscimo da quantidade de boro e não há dúvidas de que fazendo o controle apropriado da adição do boro ao aço e dos

tratamentos térmicos, este pode substituir com facilidade elementos de liga mais caros em aplicações onde tenacidade e ductilidade são desejadas (KAPADIA, 1987).

Assim sendo, para efeito de comparação com as amostras estudadas por Ghali, a liga 22MnB5, que é objeto de estudo do presente trabalho, considerada um aço de ultra alta resistência, possui composição apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição da liga 22MnB5

Elemento	C	Si	Mn	Cr	P	S	B	Fe	C _{eq} *
22MnB5	0,22	0,4	1,4	0,37	0,03	0,015	0,003	Bal	0,54

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + (Ni + Cu)/15$$

Fonte: CHOI et al., 2011

Devido à crescente demanda por veículos mais leves e ao mesmo tempo mais seguros, esta liga é um material que vem sendo amplamente utilizado no mercado automotivo em peças fabricadas pelo processo de estampagem a quente (*hot stamping*) em componentes que tem bastante relevância na segurança em caso de colisão do veículo, como por exemplo colunas B, para-choques, suporte de bancos, reforços em geral e vigas de impacto. A Figura 17 apresenta a utilização do aço ao boro no veículo Volvo S60 2019. O aumento do uso dessa liga em relação ao modelo anterior passou de 10 % do peso total do veículo para 30 %.

Figura 17 - Utilização do aço ao boro na estrutura do Volvo S60 2019



Fonte: Autor. Adaptado de BORON EXTRICATION, 2019

2.5 TENSÃO RESIDUAL

Mesmo atualmente, ainda não se encontram muitos estudos realizados a respeito da tensão residual em peças soldadas linearmente por atrito, principalmente no que diz respeito a ligas de aço, mas mesmo em se tratando de alumínio este ainda é um tema a ser mais aprofundado.

Diversas abordagens têm sido adotadas, tanto na parte de simulações matemáticas como também na questão experimental. Assim como, diversos fatores do processo de solda linear por atrito têm sido estudados ao longo dos anos para um melhor entendimento do processo e sua real influência ou não na geração de tensões residuais.

2.5.1 Tensão residual na solda linear por atrito

Dalle Donne, em um estudo com alumínios 2024-T3 e 6013-T6, seguindo os procedimentos da ASTM 647, comparou a influência de ferramentas com pino roscado e não roscado na geração de porosidade na solda, indução de tensão residual e a influência desses fatores na propagação de trincas.

De uma maneira superficial concluiu que a trinca se propagou com mais velocidade em um campo de tensão residual trativo do que em um campo de tensões de compressão, evidentemente considerando o mesmo carregamento em ambos os casos. Porém, a propagação da trinca na região da solda teve o mesmo comportamento no metal base.

Adicionalmente, o autor concluiu que no caso da porosidade os efeitos na propagação da trinca em fadiga são irrisórios e podem ser, ao contrário da tensão residual, ignorados (DONNE et al., 2000).

Em mais um de seus estudos Reynolds e sua equipe avaliaram a influência da velocidade de rotação da ferramenta em um aço inoxidável 304L soldado linearmente por atrito (REYNOLDS et al., 2003).

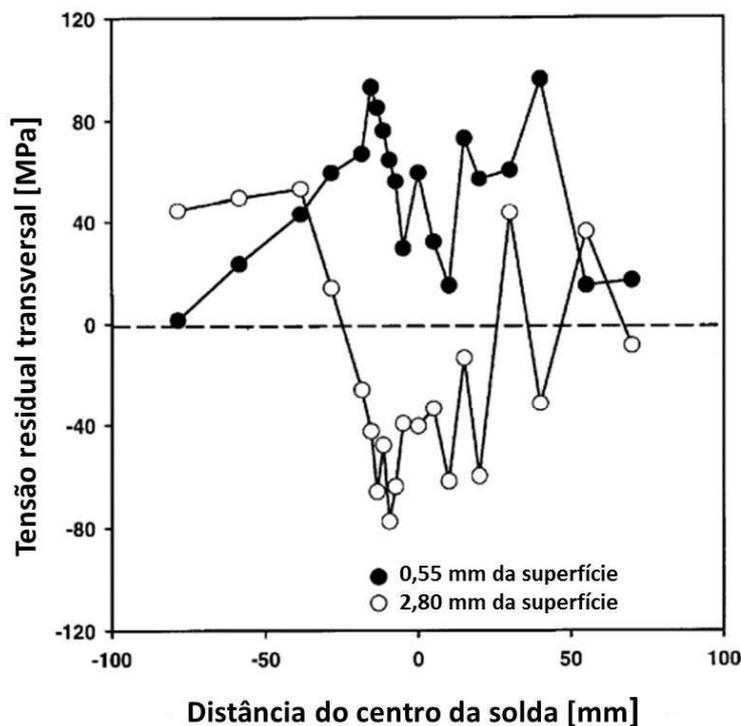
Utilizando duas amostras em sua abordagem, ele manteve a velocidade de avanço da ferramenta constante em 1,7 mm/s, e realizou uma das soldas a 300 rpm e outra a 500 rpm.

Com esse método ele pôde identificar que o aporte térmico gerado pela rotação de 500 rpm foi maior, atingindo picos de 900°C. Dessa forma, a distribuição de temperatura a partir da linha de solda também foi maior e percorreu uma maior distância ao longo da peça em relação à solda realizada a 300 rpm. Esse fenômeno também foi observado em soldas feitas no alumínio.

Ambas as rotações produziram juntas tensão de escoamento e tensão de ruptura maiores que o metal base. Entretanto, a solda realizada com rotação de 300 rpm foi a que promoveu os maiores valores: 430 MPa e 735 MPa, respectivamente, ante 295 MPa e 667 MPa do metal base.

Com relação à distribuição longitudinal da tensão residual, as duas rotações apresentaram curvas muito similares, inclusive ao processo de solda por fusão, e tiveram seu valor máximo limitado pelo limite de escoamento do metal base. Ainda similarmente às soldas por fusão, o valor da tensão residual transversal apresentou uma menor amplitude em relação à tensão residual longitudinal e, ao contrário dela, variou significativamente ao longo da espessura do corpo de prova, passando de um estado trativo próximo à superfície para um campo compressivo conforme se aproxima da base inferior da peça. Esses campos de tensões opostos apresentam uma variação de até 150 MPa e possivelmente são o fator que causa o empenamento das peças após o destravamento das fixações do dispositivo de solda (REYNOLDS et al., 2003). Estes resultados estão apresentados no gráfico da Figura 18.

Figura 18 - Gráfico de tensão residual transversal próxima à superfície e ao fundo da peça

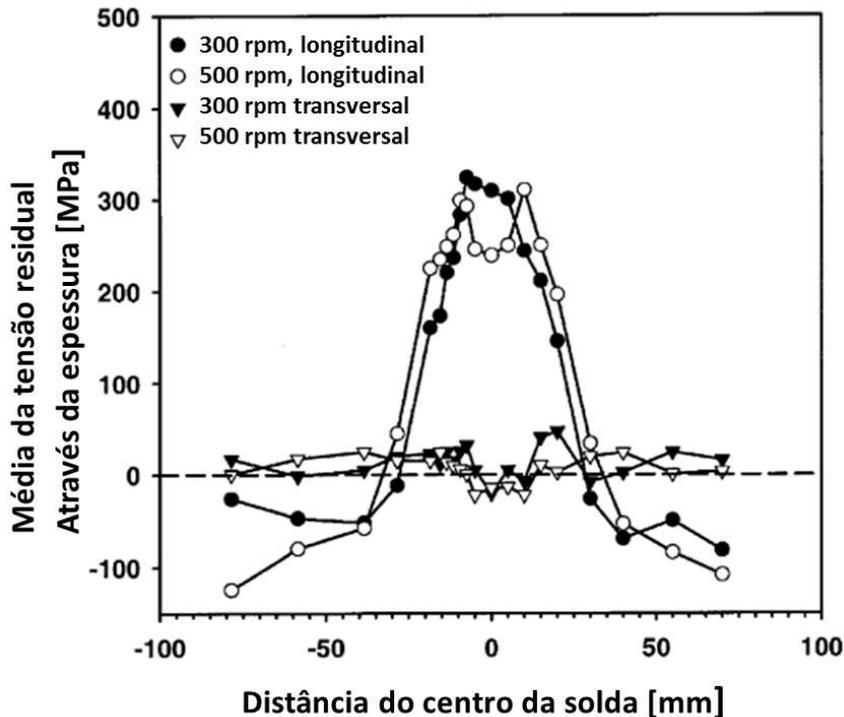


Fonte: Autor. Adaptado de REYNOLDS et al., 2003

Ainda na questão da tensão residual, da mesma maneira que na distribuição de temperatura, no componente soldado com rotação de 500 rpm, a área de tensão residual máxima

(média) foi maior que na solda feita em 300 rpm. Essa diferença na área pode ser vista no gráfico da Figura 19.

Figura 19 - Gráfico da tensão residual longitudinal e transversal em relação à linha de solda



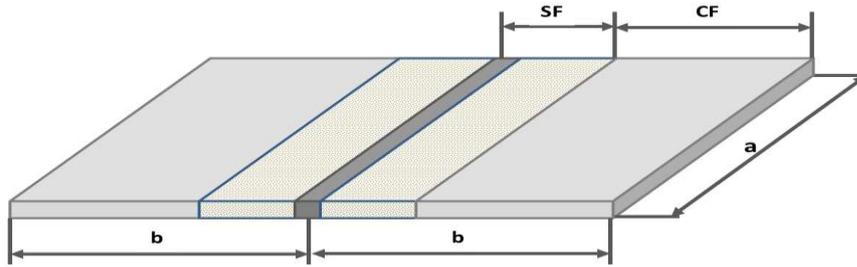
Fonte: Autor. Adaptado de REYNOLDS et al., 2003

O gráfico ajuda a evidenciar que para a mesma velocidade de solda, uma rotação maior imputa mais energia por comprimento de solda. Contudo, a rotação mais baixa e de menor energia produziu soldas com temperaturas mais baixas, núcleo com grãos mais finos e propriedades mecânicas melhores (REYNOLDS et al., 2003).

Através de simulações termomecânicas, Farajikhah e Liu (2007) estudaram a influência da velocidade de solda e da área utilizada para o travamento das peças na tensão residual.

Para isso utilizaram alguns modelos de corpo de prova, baseados no exemplo da Figura 20.

Figura 20 - Geometria utilizada para estudo da área de fixação por simulação



Fonte: Autor. Adaptado de FARAJKHAH; LIU, 2016

Onde, SF e CF se referem às áreas sem fixação (SF) e com fixação (CF). Para esse modelo de corpo de prova, oito abordagens foram elaboradas, apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Detalhes dos modelos de simulação

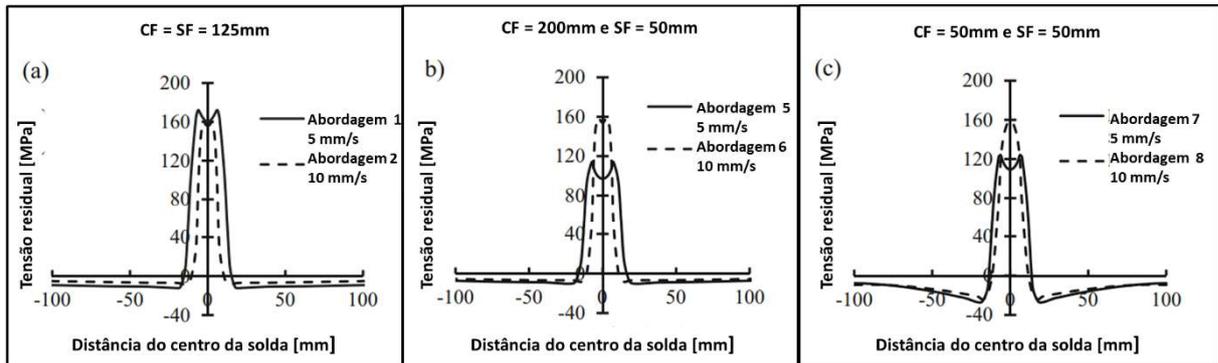
Abordagem	a [mm]	b [mm]	Velocidade de solda [mm/s]	CF [mm]	SF [mm]	SF/b
1	500	250	5	125	125	0,50
2	500	250	10	125	125	0,50
3	500	250	5	160	90	0,36
4	500	250	5	180	70	0,28
5	500	250	5	200	50	0,20
6	500	250	10	200	50	0,20
7	500	100	5	50	50	0,50
8	500	100	10	50	50	0,50

Fonte: Autor. Adaptado de FARAJKHAH; LIU, 2016

Com essas abordagens os autores identificaram que quanto maior área de fixação e quanto mais próximo da linha de solda for feito esse travamento, mais relevante será o alívio da tensão residual após o desacoplamento das fixações. É importante salientar que os autores consideram a liberação dos pontos de fixação somente após o resfriamento da peça até a temperatura ambiente. Esse ponto pode não ser prático e rentável para aplicações industriais.

Outro fenômeno importante que se pode observar neste estudo é que a velocidade de solda é dependente da maneira que a peça é fixada durante a solda para ter de fato uma efetiva influência na tensão residual. Os gráficos da Figura 21 ajudam a ilustrar esse comportamento.

Figura 21 - Gráficos dos efeitos da velocidade e área de fixação na tensão residual longitudinal



Fonte: Autor. Adaptado de FARAJKHAH; LIU, 2016

Nota-se nos gráficos que, para algumas relações de área de fixação e tamanho de peça, a velocidade não influenciou no valor máximo da tensão residual. A única variação que ocorreu em todos os casos foi um estreitamento da área de máxima de tensão residual quando se compara a velocidade mais alta de 10 mm/s com a velocidade de 5 mm/s (FARAJKHAH; LIU, 2016).

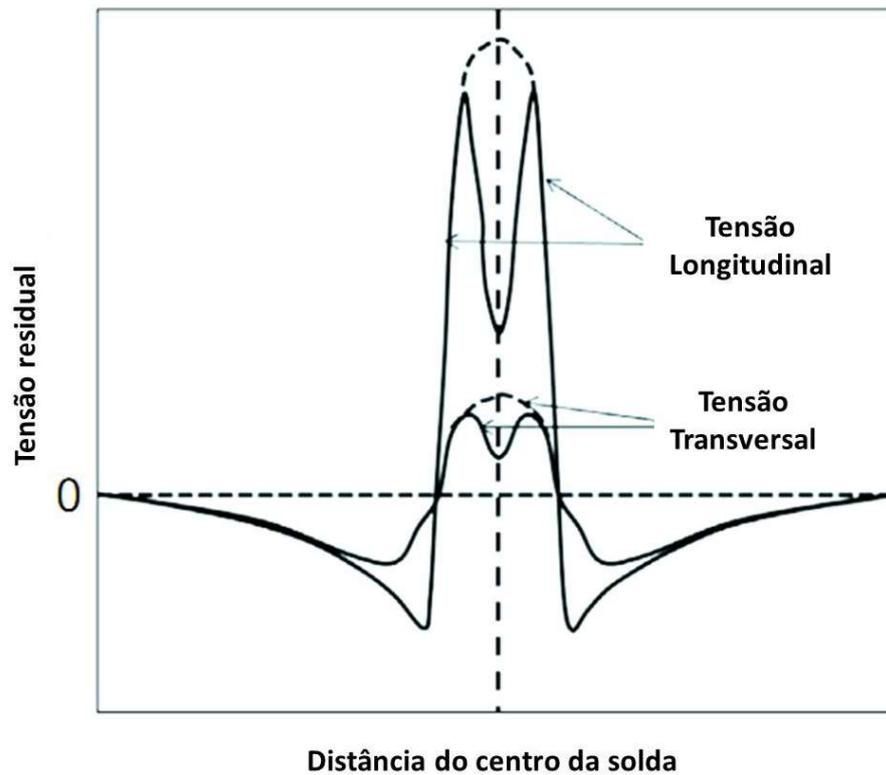
De forma mais abrangente e baseado em diversas publicações, Kumar, Mishra e Baumann (2013) elaboraram um dos estudos mais relevantes e específicos sobre tensão residual em solda linear por atrito.

Muitas das conclusões dos autores vão de encontro ao que já foi apresentado nesse trabalho até o momento e algumas complementam ainda mais o conhecimento sobre essa área ainda pouco explorada dentro da solda linear por atrito, principalmente com relação a metais ferrosos.

Dessa forma, no que diz respeito à tensão residual no processo de solda linear por atrito, faz-se as seguintes conclusões:

- a) ao longo da peça soldada a tensão residual varia de positiva para negativa, ou seja, de trativa para compressiva. Sendo que, no caso da tensão residual longitudinal, ela é trativa na região da solda e começa a apresentar um decaimento a partir da região limite da ZTA ou ZTMA;
- b) longitudinalmente, a tensão residual máxima ocorre na ZTMA ou na ZTA normalmente logo após a linha do ombro da ferramenta. Essa característica é responsável pela curva tipo “M” da tensão residual longitudinal, apresentada na Figura 22, e que também é apresentada em soldas feitas em alumínio. Esse comportamento pode ser apresentado na tensão transversal, mas não em todos os materiais, e também com uma amplitude menor que na tensão longitudinal;

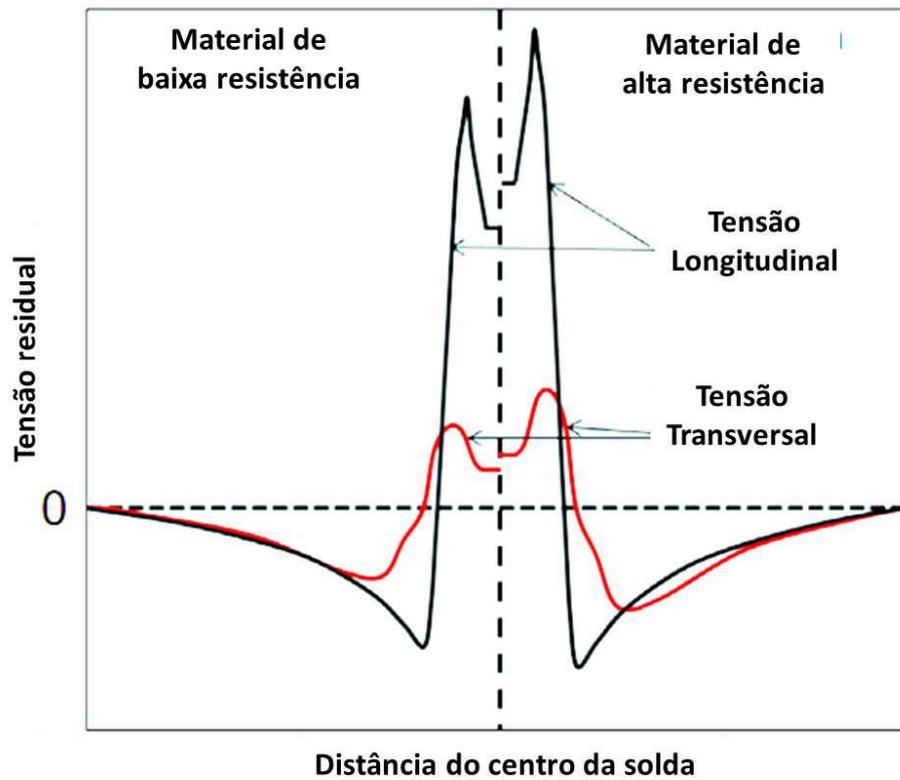
Figura 22 - Gráfico de representação da distribuição da tensão residual em materiais similares



Fonte: Autor. Adaptado de KUMAR; MISHRA; BAUMANN, 2013

- c) o comportamento da tensão residual na solda linear por atrito é similar ao apresentado em chapas e placas soldadas por fusão;
- d) quando ocorre a união de duas peças de diferentes materiais através da solda linear por atrito, a tensão residual apresenta uma descontinuidade ao longo de sua curva, como apresentado no gráfico da Figura 23. Isso acontece quando os materiais soldados apresentam diferentes tensões de escoamento entre si.

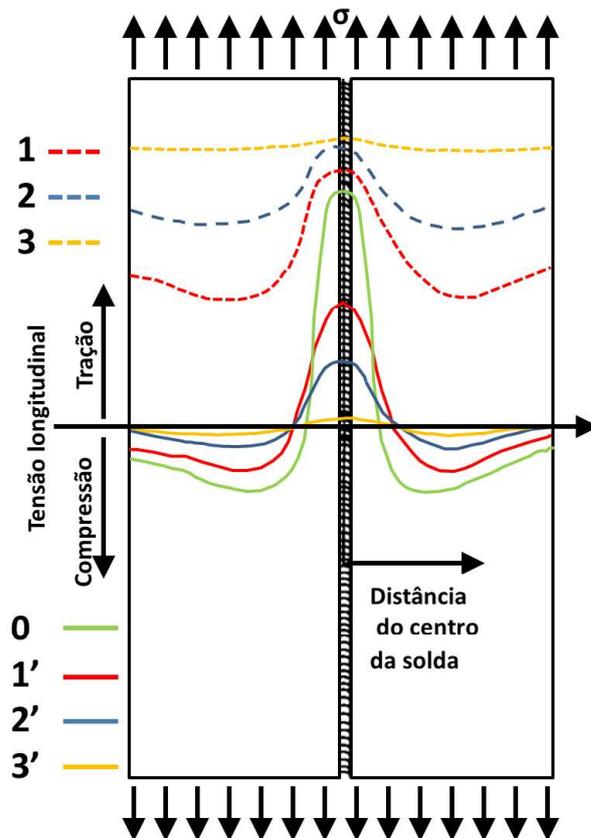
Figura 23 - Gráfico de representação da distribuição da tensão residual em materiais dissimilares



Fonte: Autor. Adaptado de KUMAR; MISHRA; BAUMANN, 2013

Kumar, Mishra e Baumann (2013) também abordaram os efeitos da tensão residual no comportamento mecânico dos materiais soldados linearmente por atrito. Para isso, consideraram uma junta do tipo topo soldada linearmente por atrito submetida a um carregamento σ trativo uniforme longitudinal à linha de solda, conforme apresentado na Figura 24.

Figura 24 - Efeito de um carregamento trativo sobre a tensão residual



Fonte: Autor. Adaptado de MISHRA; KUMAR; BAUMANN, 2013

A linha 0 corresponde à tensão residual original da peça pós solda. As linhas 1, 2 e 3 são as tensões residuais sob o carregamento σ_1 , σ_2 , σ_3 respectivamente, onde ($\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3$). A tensão residual após o descarregamento é esboçada pelas linhas 1', 2' e 3'. Desse modo os autores concluíram que:

- a região trativa da tensão residual é muito pouco afetada pelo carregamento, quando comparada com as regiões mais afastadas da linha de solda;
- conforme a carga do carregamento aumenta, a tensão residual ao longo da peça tende a se equalizar. Caso a força do carregamento aumente a ponto de iniciar o processo de escoamento da peça como um todo, a tensão residual não mais apresenta influência sobre o componente;
- carregamentos cíclicos tendem a mitigar a tensão residual ao longo do tempo;
- a tensão residual somente influencia eventos de baixo carregamento como, por exemplo, fratura frágil e fadiga de alto ciclo.

Referente a estudos de fadiga e propagação de trinca demonstrarem que há uma desaceleração ou aceleração na taxa de propagação de trincas em campos de tensão residual compressiva e trativa, o autor, em uma análise mais aprofundada, acredita que esse não seja o único nem o mais relevante fator de influência sobre esse fenômeno, uma vez que durante o processo de solda por atrito ocorre uma intensa mudança microestrutural e conseqüentemente das propriedades mecânicas.

Kumar, Mishra e Baumann (2013) também identificaram que o aumento na velocidade de avanço induz o aumento na tensão residual das peças soldadas e a diminuição da área de máxima tensão, porém sem avaliar as influências da área de fixação na peça na máquina de solda.

Ainda em relação a parâmetros do processo, com relação à rotação da ferramenta, os autores notaram que um aumento na rotação diminui a tensão residual longitudinal. Esse fator ocorre até um determinado valor de rotação e, após excedê-lo, nenhuma variação pode ser identificada. Entretanto, nos estudos realizados a variação de tensão residual longitudinal devido à rotação da ferramenta é mínima.

Os efeitos, avaliados pelos autores, da variação de rotação e velocidade de solda, como já relatado anteriormente, são ainda de menor influência na tensão residual transversal.

Fica evidente, baseado nos estudos apresentados, que não se pode avaliar individualmente o efeito de um parâmetro do processo na indução de tensão residual na solda linear por atrito. Nas aplicações reais da indústria durante a manufatura de componentes, o resultado final da tensão residual será dependente de toda combinação das variáveis do processo. E o entendimento que deve ser buscado é como todas essas variáveis interagem e geram o nível final de tensão residual no componente.

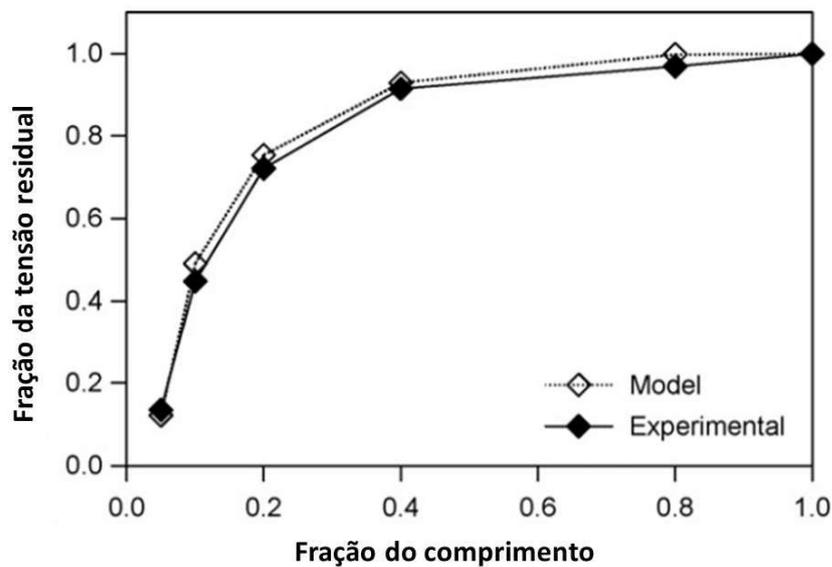
2.5.2 Métodos de determinação da tensão residual

No estudo de tensão residual na solda linear por atrito, Kumar, Mishra e Baumann (2013) identificaram um importante agente de influência na tensão residual: a retirada de seções da peça que se deseja investigar.

Devido a algumas aplicações e processos de análises de componentes, não é possível realizar o ensaio com a peça em sua geometria final de fabricação. Em muitos casos faz-se necessário confeccionar corpos de prova dessa peça, seccionando algumas de suas partes para que se possa alojá-las adequadamente nos dispositivos de ensaio.

Esse seccionamento do componente pode gerar uma redução de até 60 % no valor de tensão residual longitudinal, que posteriormente será medido experimentalmente e conseqüentemente levará a uma subestimação das condições de contorno de um projeto. O gráfico da Figura 25 compara a relação da fração do comprimento examinada e seu impacto na tensão residual.

Figura 25 - Gráfico da relação da tensão residual em relação ao comprimento fracionado da peça



Fonte: Autor. Adaptado de ALTENKIRCH, J. et al, 2008.

Esse fato suporta ainda mais o método escolhido para a realização deste trabalho, difração de raios X, que será utilizado para a determinação das tensões residuais e que não necessitará de seccionamento das amostras para a realização das medições, conservando, assim, as tensões residuais reais ao final do processo de solda.

2.5.2.1 Difração de Raios X

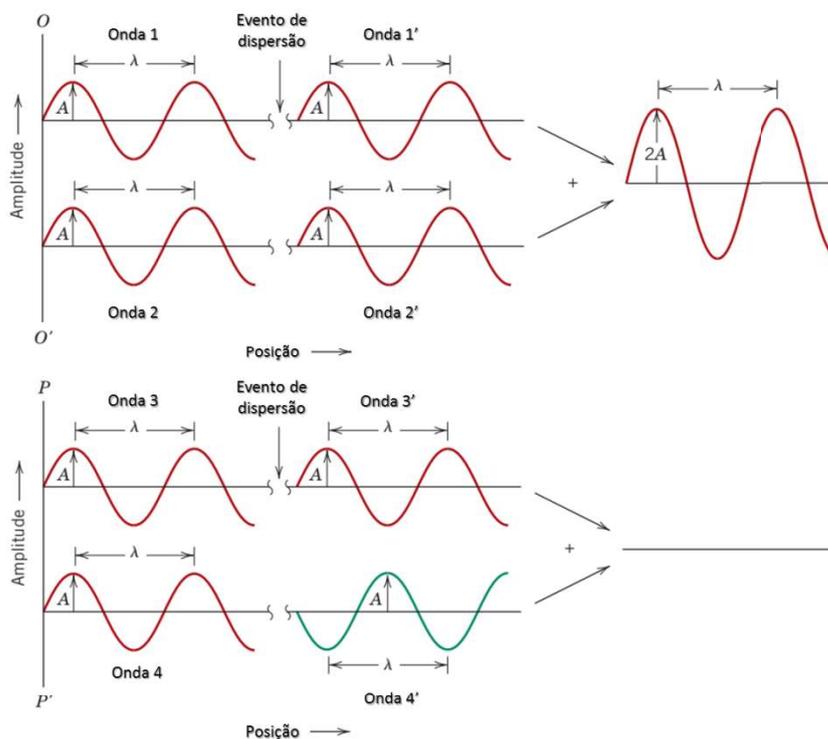
Os raios X foram descobertos em 1895 por W. Rontgen. Suas experiências indicaram que se tratava de uma onda eletromagnética com comprimento de onda da mesma ordem de grandeza que o espaçamento atômico nos sólidos 10^{-10} m.

Historicamente a difração de raios X está envolvida no entendimento atômico e molecular dos sólidos e, até hoje, vem sendo utilizada na pesquisa e desenvolvimentos de materiais. As primeiras experiências de difração de raios X datam do ano de 1912 e

comprovaram suas propriedades ondulatórias. Desde essa época tem sido uma ferramenta de estudo de estruturas cristalinas dos materiais (CALLISTER; RETHWISCH, 2013; YOUNG; FREEDMAN, 2004).

O fenômeno da difração ocorre quando a onda emitida encontra obstáculos regularmente espaçados que são capazes de espalhá-la e esses espaçamentos têm magnitude comparável ao comprimento de onda. Além disso, a difração é resultado da interferência de fase entre duas ou mais ondas que foram dispersas pelos obstáculos. É importante ressaltar que a interferência entre ondas pode ser destrutiva quando as ondas se encontram em um ponto qualquer com diferença de fase e dessa forma a amplitude resultante é a diferença das amplitudes, podendo atingir um valor nulo. Ou a interferência pode ser construtiva, que é quando duas ou mais ondas se encontram em fase e conseqüentemente têm suas amplitudes somadas (CALLISTER; RETHWISCH, 2013; YOUNG; FREEDMAN, 2004). A Figura 26 ajuda a ilustrar esse fenômeno.

Figura 26 - Interferência construtiva e interferência destrutiva



Fonte: Autor. Adaptado de CALLISTER; RETHWISCH, 2013

Quando utilizada na determinação de tensões aplicadas ou residuais, a difração de raios X mede efetivamente a mudança no espaçamento dos planos atômicos do material, que é um indicativo da deformação naquela região de medição. Essa distância irá variar linearmente

somente quando o material for solicitado dentro de seu regime elástico (ASM METALS HANDBOOK, 1992; SCHAJER, 2013).

Obviamente, para que seja possível determinar a deformação do material e posteriormente as tensões residuais, é preciso que a difração de raios X obtida durante o ensaio apresente uma interferência construtiva. Para que isso ocorra deve-se atender à condição de Bragg apresentada na equação 2:

$$n\lambda = 2d \operatorname{sen}\theta \quad (2)$$

Onde:

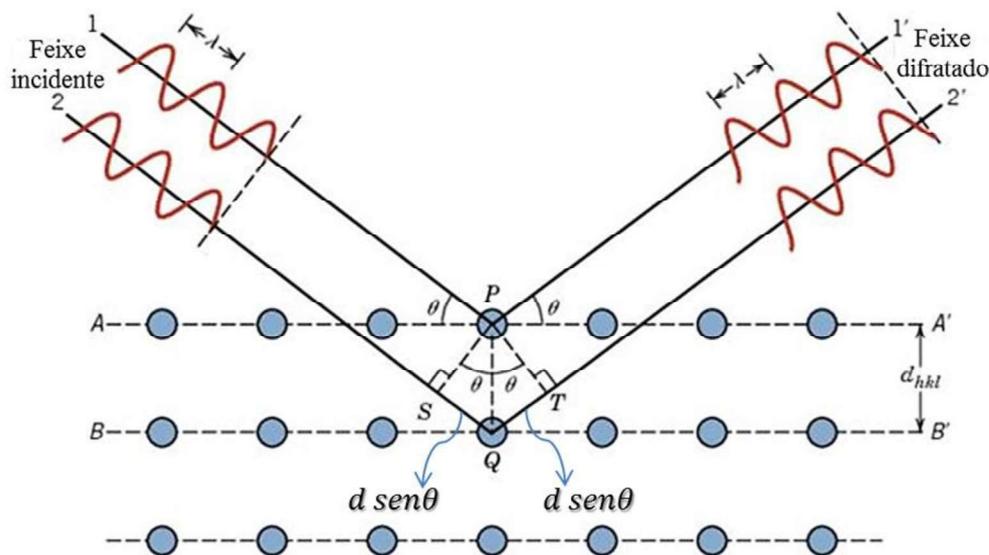
n é um número inteiro e denota a ordem da difração;

λ é o comprimento de onda do raio X em Å;

d é a distância interplanar em Å;

θ é o ângulo de difração ou ângulo de Bragg em $^{\circ}$.

Figura 27 - Difração de raios X em planos atômicos segundo a lei de Bragg



Fonte: Autor. Adaptado de CALLISTER; RETHWISCH, 2013.

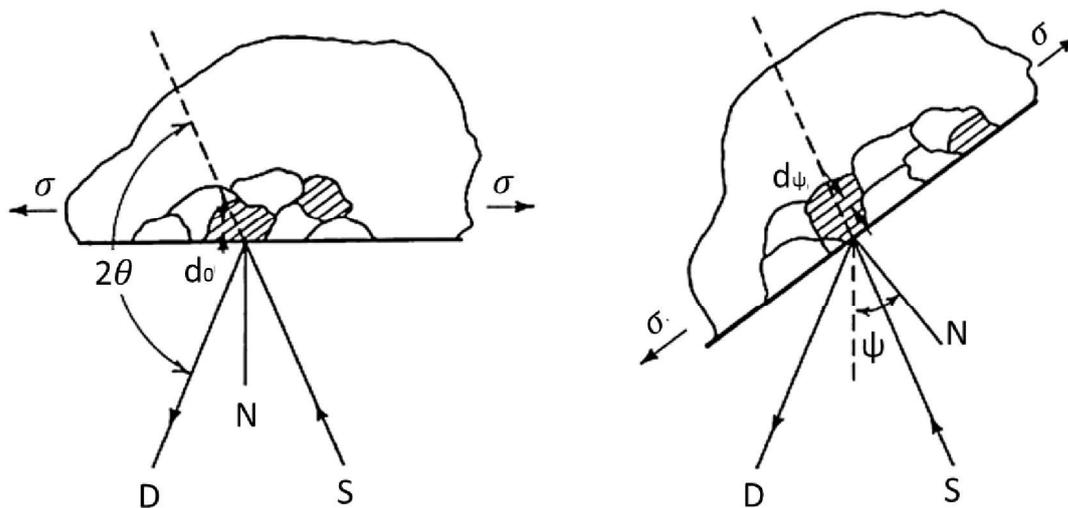
Mesmo que a condição de Bragg seja atendida ainda é possível que ocorra uma interferência destrutiva durante a dispersão dos raios X. Por isso, diz-se que a condição de Bragg é necessária, mas não suficiente. Quando se estuda estruturas cristalinas reais, como por exemplo estruturas CFC ou CCC dos aços, em alguns ângulos de Bragg pode ocorrer uma interferência destrutiva. Nesse caso, para que haja interferência construtiva deve-se realizar os

ensaios em relação aos planos adequados baseados nos Índices de Miller (h, k e l). No caso do CCC, o resultado da soma dos índices de Miller deve ser par, enquanto para CFC os índices podem ser pares ou ímpares. (CALLISTER; RETHWISCH, 2013).

Outro ponto relevante sobre o método é que a radiação de raio X tem uma penetração superficial na ordem de micrómetros ($\approx 25 \mu\text{m}$). Esse campo de medição é tão raso que permite assumir que se trabalha em um estado plano de tensões, simplificando assim os cálculos das tensões (SCHAJER, 2013).

Para que seja possível calcular as tensões residuais do material é preciso ao menos realizar duas medições no mesmo ponto, variando um ângulo ψ conhecido, em relação à superfície normal do objeto de estudo. A Figura 28 ilustra essa abordagem.

Figura 28 - Determinação das tensões residuais através de dois ângulos de medição



Fonte: Autor. Adaptado de ASM METALS HANDBOOK, 1992

Dessa forma, pode-se calcular as tensões utilizando a equação 3:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right)_{(hkl)} \cdot \frac{1}{d_{\phi_0}} \cdot \left(\frac{\delta d_{\phi_0}}{\delta \sin^2 \psi} \right) \quad (3)$$

Onde:

E é o módulo de elasticidade do material em GPa;

ν é o coeficiente de Poisson;

σ_{ϕ} é a tensão residual em MPa;

d_{ϕ_0} é a distância interplanar em \AA

ψ é ângulo de incidência em $^{\circ}$

2.6 MICRODUREZA

Na engenharia define-se dureza como sendo a resistência de um material de ter a sua superfície penetrada, arranhada ou desgastada. Em outras palavras, resistência à deformação plástica localizada.

A dureza é fortemente dependente da microestrutura do material e conseqüentemente sofre uma grande variação no processo de soldagem por atrito linear.

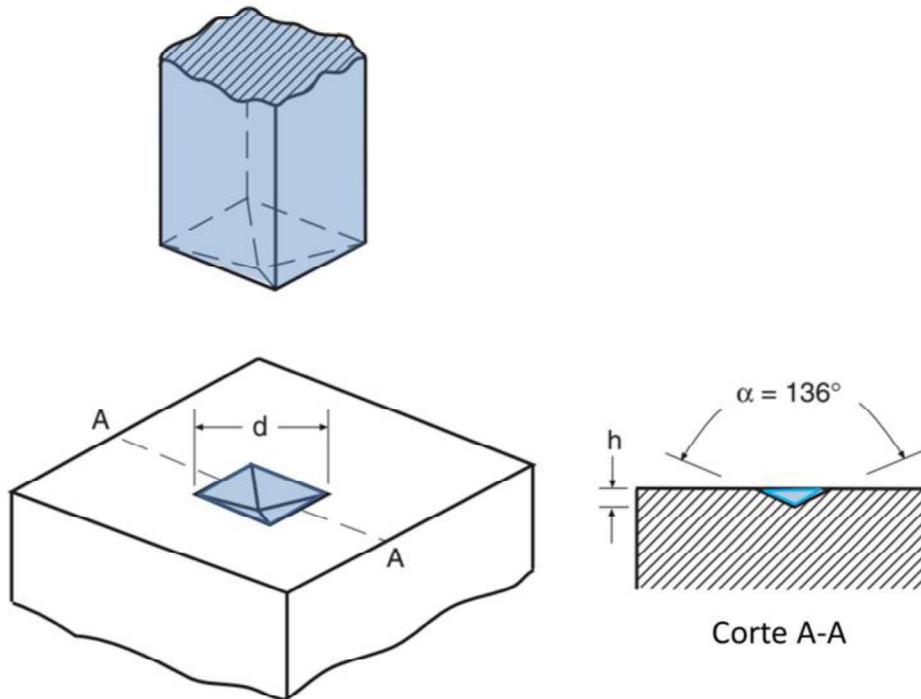
Para determinar a dureza de forma quantitativa, muitas técnicas foram desenvolvidas ao longo dos anos. De maneira generalizada, a técnica de medição de dureza consiste em forçar um pequeno penetrador de dimensões e geometria conhecidas. As condições de carga aplicada e taxa de carregamento são controladas. Após a remoção do penetrador o tamanho da marca gerada é medido e dessa forma pode-se determinar a dureza do componente.

A medição da dureza tem a vantagem de ser um procedimento simples e, por ser um ensaio, não destrutivo.

Devido à espessura de 1,3 mm das chapas de estudo deste trabalho o método que será utilizado é o ensaio de microdureza Vickers. A principal característica desse método é a ordem de grandeza das cargas aplicadas que são bem baixas, variando de 0,001 kg até 1 kg.

Neste ensaio é utilizado um penetrador piramidal de diamante com ângulos de 136° entre faces, conforme demonstrado na Figura 29.

Figura 29 - Ensaio dureza Vickers e marca de penetração



Fonte: Autor. Adaptado de DOWLING, 1988

Sendo P a carga em kg aplicada e d a diagonal da penetração em mm.

Após a aplicação e remoção da carga, o valor de d é medido através de um microscópio.

Dessa forma pode-se calcular a dureza Vickers HV pela fórmula 4.

$$HV = \frac{2P}{d^2} \cdot \operatorname{sen}\left(\frac{\alpha}{2}\right) = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (4)$$

Onde:

P é a carga aplicada em kg;

d é a diagonal de penetração em mm.

3 METODOLOGIA

3.1 DEFINIÇÃO DA JANELA DE SOLDA

Pelo fato da soldagem por atrito linear se tratar de um processo relativamente ainda pouco estudado para a soldagem do aço ao boro 22MnB5, principalmente utilizando-se uma ferramenta de carboneto de tungstênio, é imprescindível encontrar a janela de parâmetros ideal para se atingir uma solda com qualidade e sem defeitos. Estudos mostram que quanto maior a tensão limite, mais estreita é a janela de parâmetros para se atingir a solda ideal. (MATSUSHITA; KITANI; IKEDA, 2015)

Dessa forma, além de considerar as dimensões da chapa soldada (194 x 35 x 1,3 mm) e a experiência dos pesquisadores citados anteriormente, foi elaborada uma tabela (Apêndice A) com informações de outros estudos realizados sobre soldagem por atrito em aço para servir de base de dados e ajudar na definição dos parâmetros iniciais.

Pela tabela apresentada no Apêndice A é possível observar que há uma grande amplitude na amostragem dos parâmetros de solda, principalmente no que se refere à velocidade de avanço e rotação da ferramenta. Essa variação é esperada, já que os materiais soldados são diferentes.

Entretanto, é possível notar que os parâmetros de solda onde a ferramenta utilizada é feita de carboneto de tungstênio, mesmo material utilizado neste trabalho, a amplitude de variação dos parâmetros é menor.

Dessa forma, por tudo que se encontrou na literatura e pelo conhecimento prático do processo, determinou-se os seguintes valores como ponto de partida para a identificação da janela de solda:

- a) rotação: 500 rpm;
- b) velocidade de avanço: 60 mm/min.

Valores esses promovem, de acordo com a equação 1, uma relação WP de 0,12 mm/rot. O que, de acordo com os resultados obtidos por Seidel e Reynolds (2003) em seus estudos, estaria muito próximo de um fluxo simétrico do material em torno do pino.

Com os parâmetros iniciais definidos, possibilitou-se o uso do planejamento de experimental fatorial, que pelas características desse estudo e as condições disponíveis, era a melhor abordagem possível.

3.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL FATORIAL (PEF)

Devido às limitações para execução das soldas, principalmente com relação ao tempo e número de ferramentas disponíveis pela usinagem de baixa qualidade, o método de planejamento experimental fatorial mostrou eficiência em conseguir levantar resultados confiáveis de duas ou mais variáveis com um baixo número de amostras.

Dentre as variáveis de processo, algumas delas foram mantidas nas mesmas condições em todos os ensaios, são elas:

- a) inclinação da ferramenta = 1°;
- b) profundidade de penetração da ferramenta = 1,5 mm.

Para as variáveis as quais se tem interesse na sua dependência entre si, foram escolhidas a velocidade de avanço e a rotação da ferramenta. Assim foi elaborada a Tabela 4 com três níveis.

Tabela 4 - Parâmetros de interesse

Parâmetro de solda	Unidade	Nível (-)	Nível (0)	Nível (+)
Velocidade de avanço	mm/min	50	60	70
Rotação	rpm	400	500	600

Fonte: Autor

De acordo com o planejamento experimental fatorial calcula-se o número total de experimentos pela relação:

$$b^k \quad (5)$$

Onde:

b corresponde ao número de níveis;

k corresponde ao número de fatores.

Dessa forma, conforme o que foi definido na Tabela 4 e fazendo o uso da equação 5, tem-se um total de 9 ensaios. Além disso, para obter um nível de confiança maior, foi utilizado um dos três princípios básicos para aperfeiçoar o PEF. No presente estudo optou-se pela replicação, além dos 9 ensaios previstos.

Foram feitas 2 réplicas do ponto central a 500 rpm e 60 mm/min, conforme apresentado no tópico 3.1. Os ensaios foram realizados conforme apresentado na Tabela 5, onde os ensaios marcados com asterisco são as réplicas.

Tabela 5 - Matriz robusta de experimento

Ensaio	Rot [rpm]	Velocidade de avanço [mm/min]
E1	500	50
E2	500	60
E3	500	70
E4	600	50
E5	600	60
E6	600	70
E7	400	50
E8	400	60
E9	400	70
E10*	500	60
E11*	500	60

Fonte: Autor

Apesar da ordem apresentada na tabela, as réplicas não são feitas uma na sequência da outra. Para se obter os reais benefícios do método é necessário que cada réplica passe por todo o processo de *setup*. Assim, inclusive, pode-se avaliar os ruídos que podem ser introduzidos no sistema (processo de solda) durante esta etapa (MONTGOMERY, 2017). O planejamento apresentado na Tabela 5 é apenas inicial. Caso se obtenha boas soldas com os parâmetros definidos, outro planejamento com maior números de ensaios e réplicas será elaborado.

3.3 SOLDA

3.3.1 Chapas de 22MnB5

Neste estudo foram utilizadas chapas de 1,3 mm de 22MnB5, cortadas por jato d'água nas medidas 194 x 35 mm.

A composição da liga é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química da liga 22MnB5

Elemento	C	Si	Mn	Cr	P	S	B	Fe	C _{eq} *
22MnB5	0,22	0,4	1,4	0,37	0,03	0,015	0,003	Bal	0,54

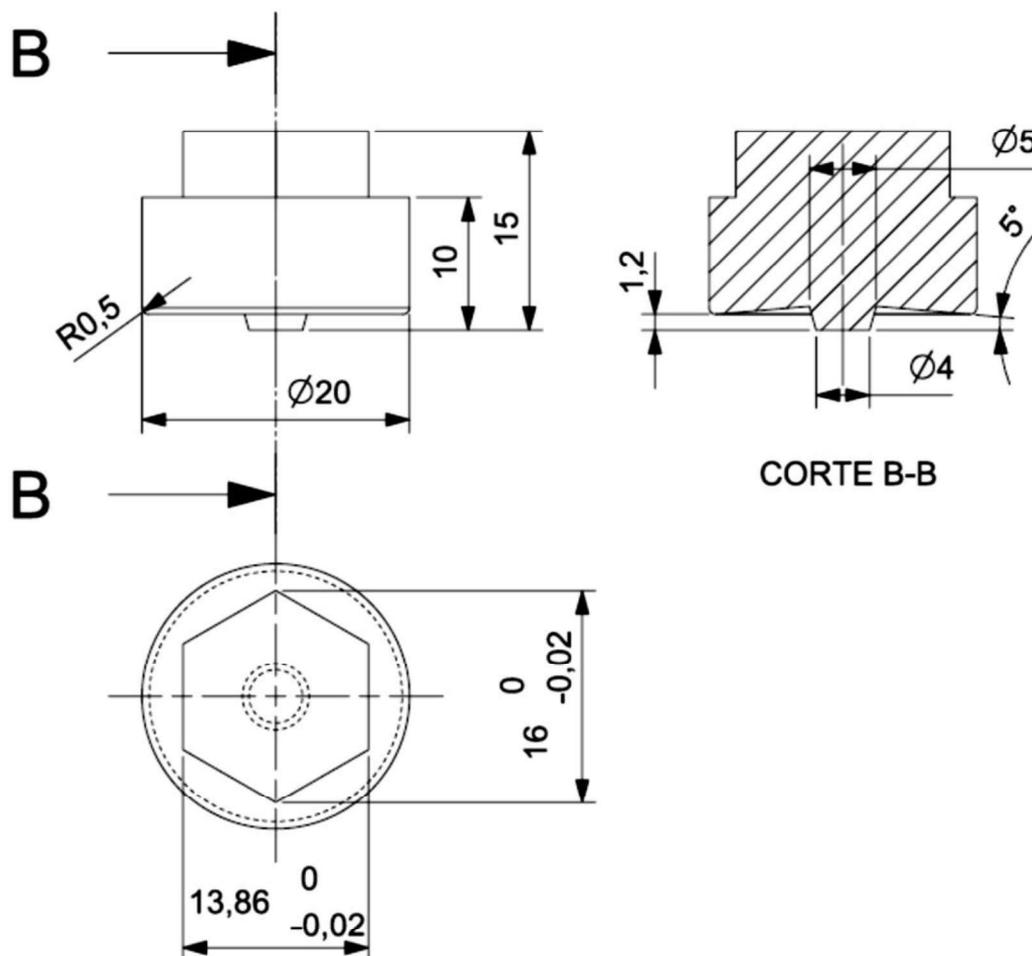
$$* C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + (Ni + Cu)/15$$

Fonte: CHOI et al., 2011

3.3.2 Ferramenta

Com base nas referências do APÊNDICE A a ferramenta desenvolvida para realização da soldagem do aço 22MnB5, feita por eletroerosão, foi fabricada em carboneto de tungstênio com as dimensões apresentadas na Figura 30:

Figura 30 - Dimensões da ferramenta de carboneto de tungstênio

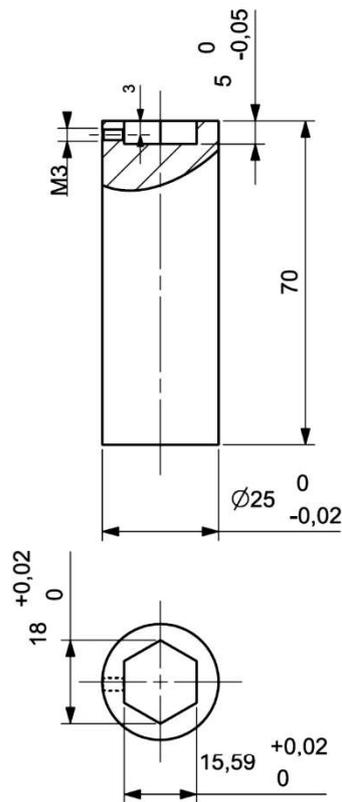


Fonte: Autor

Entretanto, a ferramenta por si só não permite a montagem na máquina que será apresentada no item 3.3.3. Para isso foi desenvolvido um porta ferramenta que, além de prover a montagem da ferramenta na máquina também ajuda a reduzir o custo final do processo de solda por peça, por ser feita de outro material, mais barato que o carboneto de tungstênio.

O porta ferramenta usinado em aço H13, tem as dimensões apresentadas na Figura 31.

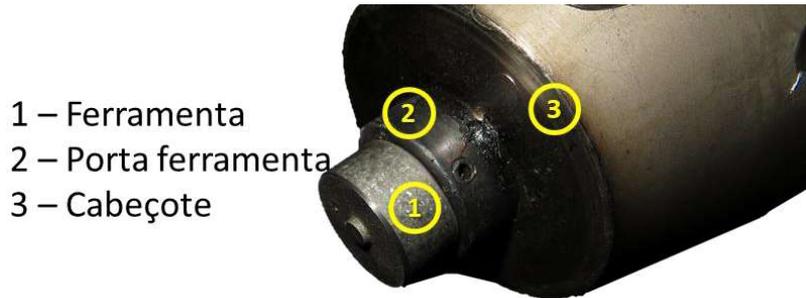
Figura 31 - Porta ferramenta



Fonte: Autor

A Figura 32 mostra o conjunto ferramenta e porta ferramenta montados no cabeçote da máquina de solda (que será apresentada no capítulo 3.3.3).

Figura 32 - Conjunto de solda montado



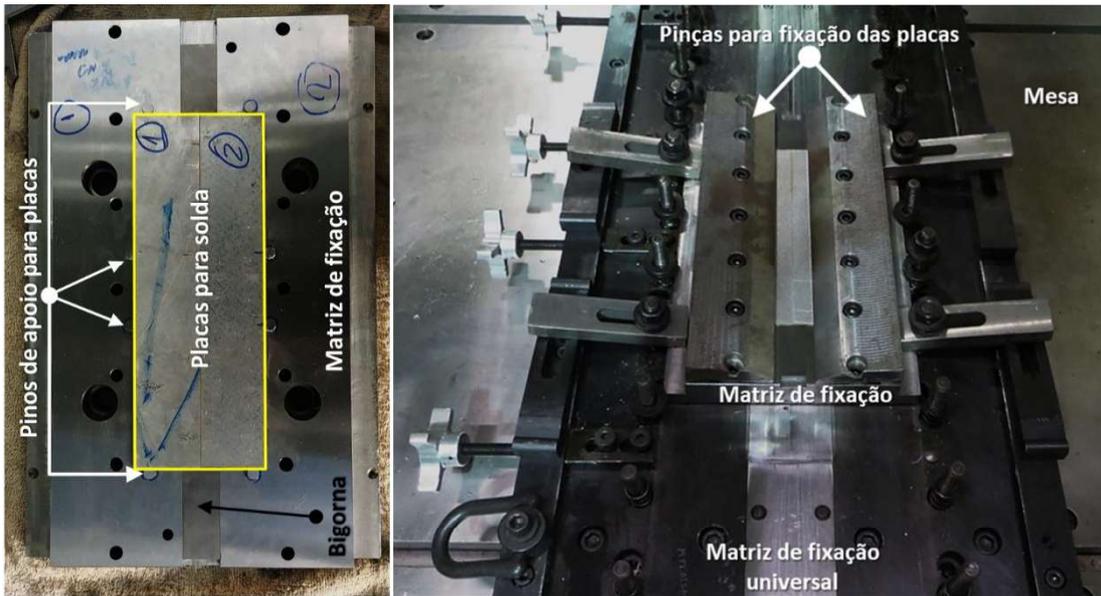
Fonte: Autor

3.3.3 Matriz de fixação

Devido às forças presentes na realização do processo de soldagem, é fundamental que as peças a serem unidas sejam mantidas na posição de soldagem por um dispositivo de fixação. A Figura 33 apresenta o dispositivo utilizado na execução deste trabalho. Do lado esquerdo da imagem vê-se o dispositivo de fixação das chapas aberto. Na Figura 33 é possível perceber, destacado pelas linhas amarelas e os números 1 e 2, as duas chapas a serem soldadas. Abaixo delas, indicado pela seta preta localiza-se a bigorna, feita em metal duro, que tem a função de suportar as chapas durante a solda. Ainda, indicados pelas setas brancas, estão os pinos de apoio. Eles servem para posicionar e ajudar a manter as peças na posição ótima de solda. Os pinos estão em ambos os lados do sistema de fixação, totalizando 8 pinos.

Do lado direito da Figura 33 encontra-se o sistema de fixação da peça utilizada neste trabalho, peça montada na matriz universal que está fixada na mesa da máquina de solda. Na imagem os itens que merecem atenção são as pinças de fixação das placas, que estão indicadas pelas setas brancas. As pinças são responsáveis por segurar as chapas na posição durante a soldagem e suportar toda a força de atrito. Ao mesmo tempo devem proporcionar espaço suficiente para que o cabeçote de soldagem possa trabalhar.

Figura 33 - Sistema de fixação da peça



Fonte: Autor

3.3.4 Máquina

Para a realização das soldas foi utilizada a estrutura dos parceiros do Laboratório de Estruturas Leves do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (LEL-IPT) de São José dos Campos.

O LEL tem em sua estrutura uma máquina GG-7 da MTI Welding, apresentada na Figura 34.

A máquina possui 5 graus de liberdade para execução das soldas, tendo disponíveis 30 kW de potência e capacidade de fornecer 80 kN de força axial máxima.

Figura 34 - Máquina de solda linear por atrito GG-7



Fonte: Autor

Na Figura 34 é apresentado também o detalhe do cabeçote de solda, na imagem da esquerda, além dos 5 graus de liberdade que possuem sensoriamento para mensurar grandezas físicas como torque, forças axiais e transversais, durante o processo de soldagem.

3.4 MICRODUREZA

3.4.1 Máquinas e equipamentos

As medições de microdureza foram realizadas internamente no campus do Centro Universitário da FEI, no laboratório de metalurgia.

O microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2, apresentado na Figura 35, foi utilizado para essa medição. Foi mensurada a dureza Vickers HV1, com uma carga aplicada de 1 kg por 15 segundos.

Figura 35 - Microdurômetro HMV-2



Fonte: Autor

Para a obtenção do valor da dureza foi utilizado o microscópio BX-60 da marca Olympus apresentado na Figura 36. Este mesmo microscópio permitiu a medição das arestas da endentação realizada pelo durômetro.

Figura 36 – Microscópio Olympus BX-60

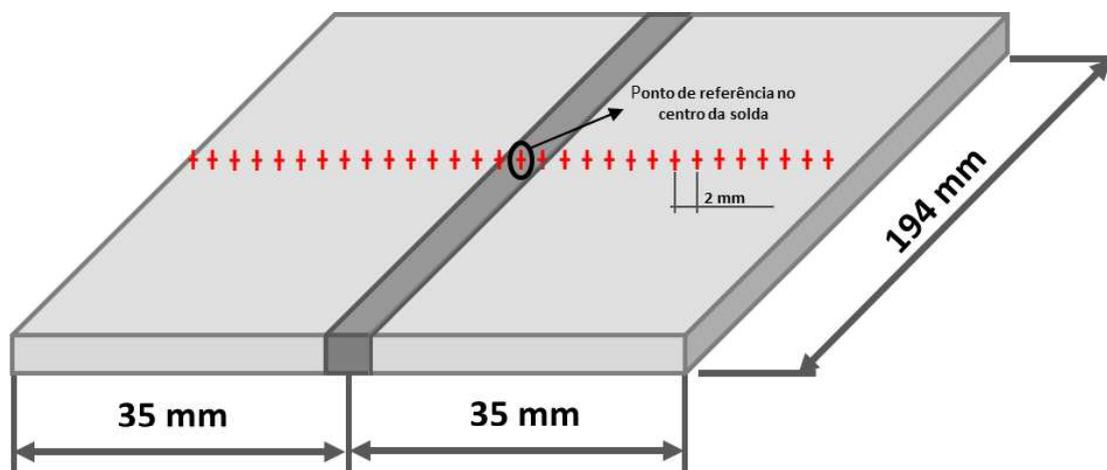


Fonte: Autor

3.4.2 Método de medição

Foi levantado o perfil de microdureza transversalmente à solda. Foram endentados 30 pontos por amostra. Esse número de pontos foi definido para se obter uma curva bem detalhada do perfil de dureza da peça. Os pontos de medição estão equidistantes entre si em 2 mm, partindo de um ponto ao centro da linha de solda, conforme demonstra a Figura 37.

Figura 37 - Esquema de pontos de microdureza



Fonte: Autor

3.5 TENSÃO RESIDUAL LONGITUDINAL

3.5.1 Máquinas e equipamentos

Para a medição das tensões residuais foi utilizado o difratômetro de raios X do fabricante Shimadzu, modelo XRD-7000, apresentado na Figura 38, disponível no Centro Universitário da FEI.

Figura 38 - Difratômetro Shimadzu XRD-7000



Fonte: Autor

3.5.2 Método de medição

Mediu-se a tensão residual longitudinal à linha de solda na região da ZM (zona de mistura). As medições foram feitas em três pontos da face (parte superior da chapa) e da raiz (parte inferior da chapa) do cordão de solda. Sendo um deles exatamente no centro do cordão e os outros dois distantes em 0,5 mm para cada lado do ponto central.

Os parâmetros de varredura estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros de varredura utilizados

Parâmetro	Especificação
Material do tubo raio X	Cromo
Material filtro	Vanádio
Ângulo de incidência (2θ)	128,5°
Fator K	-91,4
Inclinação ψ	20°; 28°; 36°; 45°
Voltagem do tubo raio X	40 kV
Corrente do tubo raio X	30 mA
Velocidade de medição	2 °/min
Percurso de medição	127° a 130°

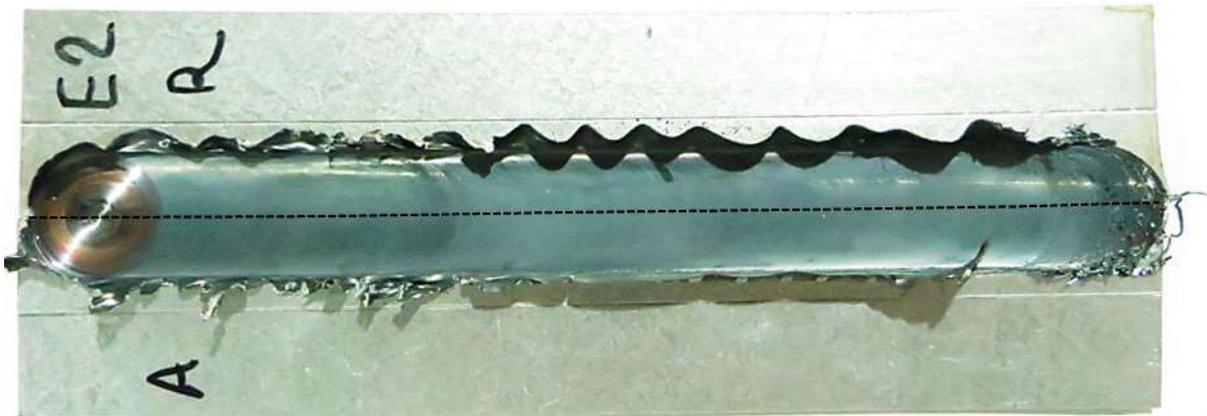
Fonte: Autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 EXECUÇÃO DA SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR

Seguindo o planejamento experimental, a escolha dos parâmetros (citados no tópico 3.1) se mostrou muito bem acertada, pois propiciou uma solda com qualidade já na primeira tentativa e um fluxo simétrico do material ao redor do pino, como é possível notar através da linha pontilhada na Figura 39 e conforme indicado pela equação de Seidel e Reynolds (2003) no item 2.1 deste trabalho.

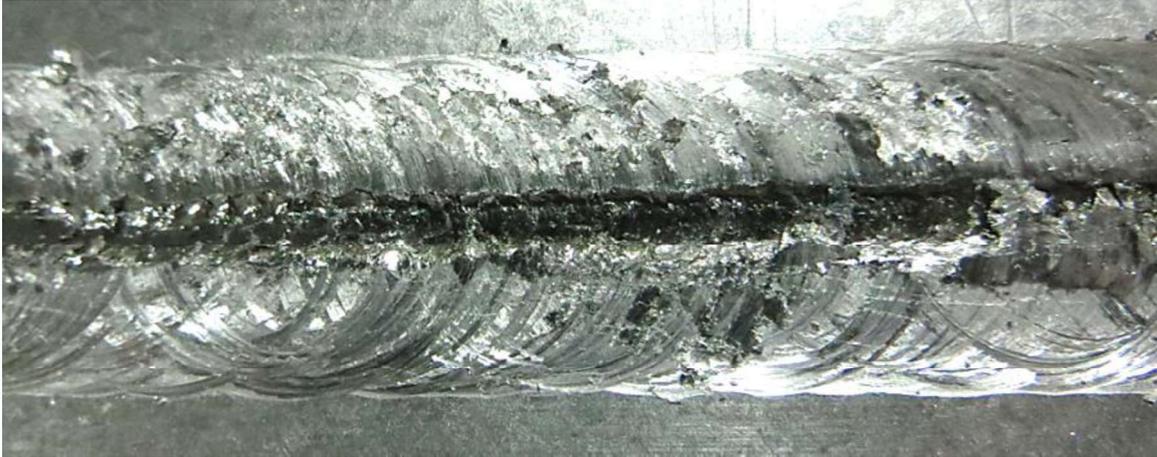
Figura 39 - Primeira amostra de 22MnB5 soldada linearmente por atrito



Fonte: Autor

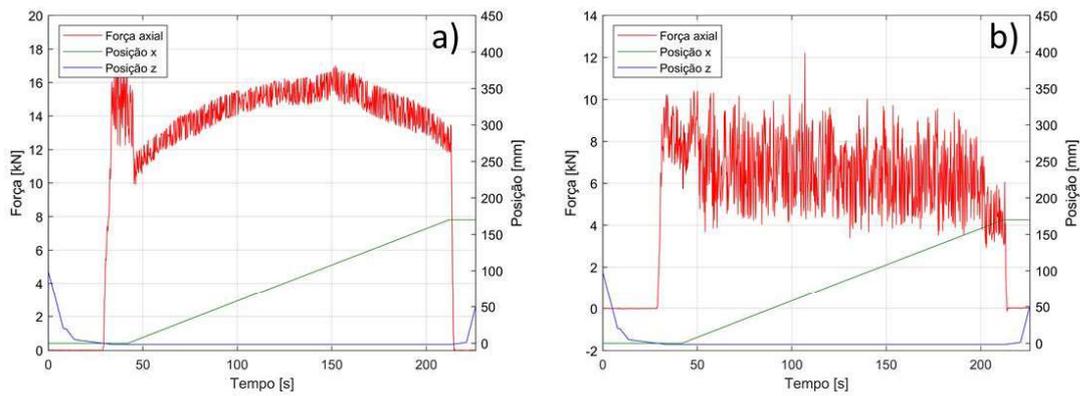
Contudo, ao longo das soldas que foram possíveis fazer, identificou-se que a usinagem das ferramentas não foi bem controlada; havia variações de tamanho, concentricidade e alinhamento (entre pino e ombro) da ordem de grandeza de 1,5 mm. Isso ocasionou uma variação na força de contato, potência e torque de até 50 % (conforme apresentado nos gráficos das Figura 41, Figura 42, Figura 43, respectivamente), o suficiente para produzir uniões de baixíssima qualidade, conforme a Figura 40 mostra no detalhe.

Figura 40 - Solda com defeito devido à variação geométrica da ferramenta



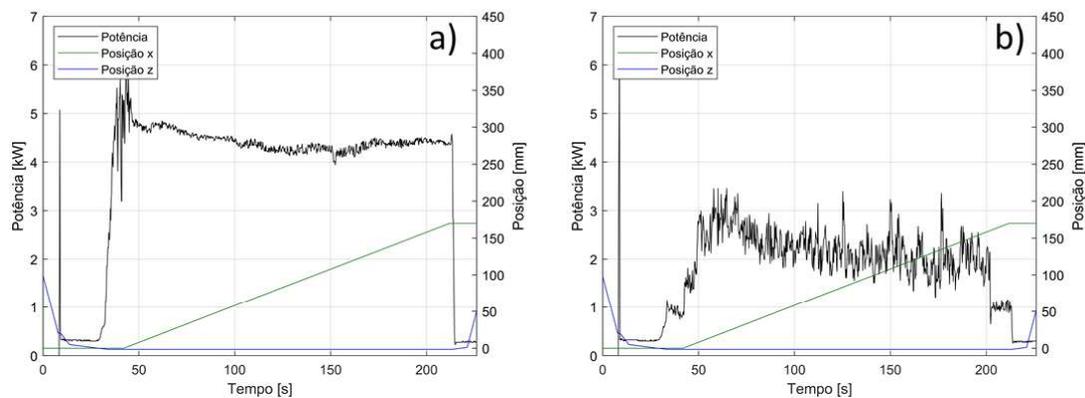
Fonte: Autor

Figura 41 - Gráfico do comparativo de força de forjamento: a) Solda boa; b) Solda ruim



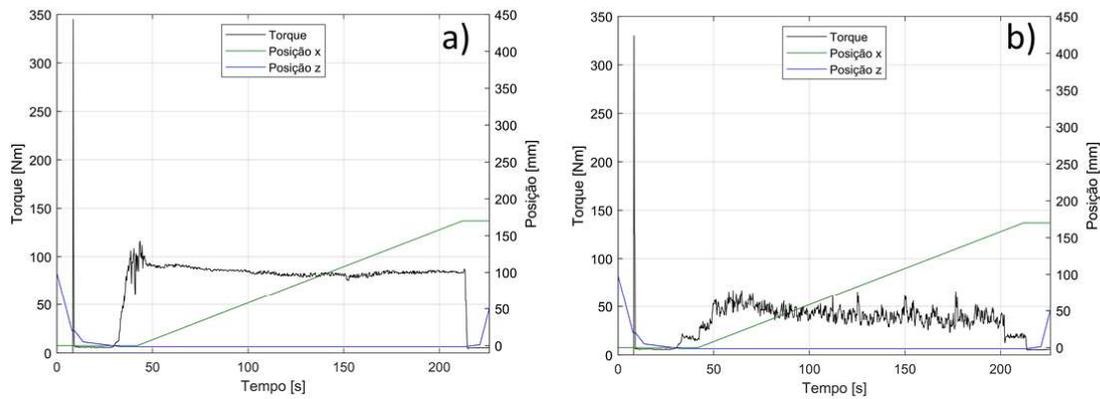
Fonte: Autor

Figura 42 - Gráfico do comparativo de potência: a) Solda boa; b) Solda ruim



Fonte: Autor

Figura 43 - Gráfico do comparativo de torque: a) Solda boa; b) Solda ruim



Fonte: Autor

A ferramenta, quando não está nas condições ideais de soldagem, aparentemente por problemas de usinagem, também se mostrou frágil, desgastando-se rapidamente e, em alguns casos, colapsando e vindo a fraturar, como demonstrado na Figura 44.

Figura 44 - Ferramenta antes e após soldagem



Fonte: Autor

Quando a solda foi produzida com qualidade, como a apresentada na Figura 39, a ferramenta apresentou um desgaste menor, como pode ser notado na Figura 45.

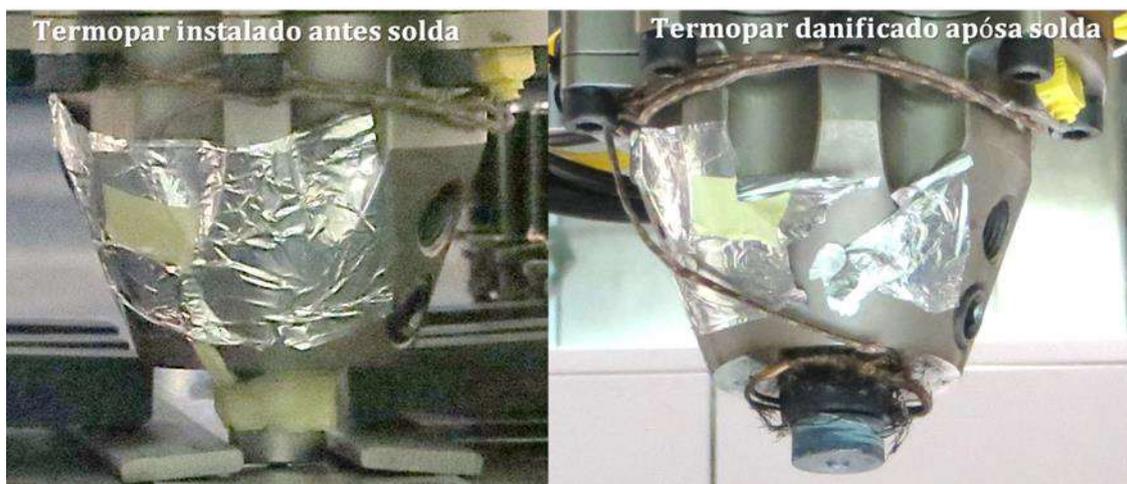
Figura 45 - Ferramenta após soldagem com qualidade



Fonte: Autor

Houve a tentativa de monitorar a temperatura da ferramenta durante a soldagem, entretanto a temperatura foi tão elevada que acabou consumindo o próprio termopar, conforme apresentado na Figura 46. Por se tratar de um termopar tipo K, esse fato é um indicativo de que a temperatura atingida pela ferramenta durante a solda ultrapassou os 1260 °C.

Figura 46 - Termopar antes e depois do processo de solda



Fonte: Autor

Com todas as dificuldades encontradas para realizar os ensaios deste trabalho, conforme citado anteriormente, a busca por uma solução que viabilizasse a medição da temperatura foi descartada.

Esse cenário limitou a quantidade de investigações e estudos que estavam previstos para esse trabalho anteriormente. Dessa forma, decidiu-se por avaliar/compreender somente a formação das microestruturas de cada zona, a tensão residual e a microdureza das zonas de solda encontradas nas amostras disponíveis, deixando para estudos futuros uma avaliação mais detalhada da variação dos parâmetros de solda, conforme definido na Tabela 5, e a influência dos mesmos nas características finais do material soldado.

4.2 RESULTADOS

4.2.1 Metalografia

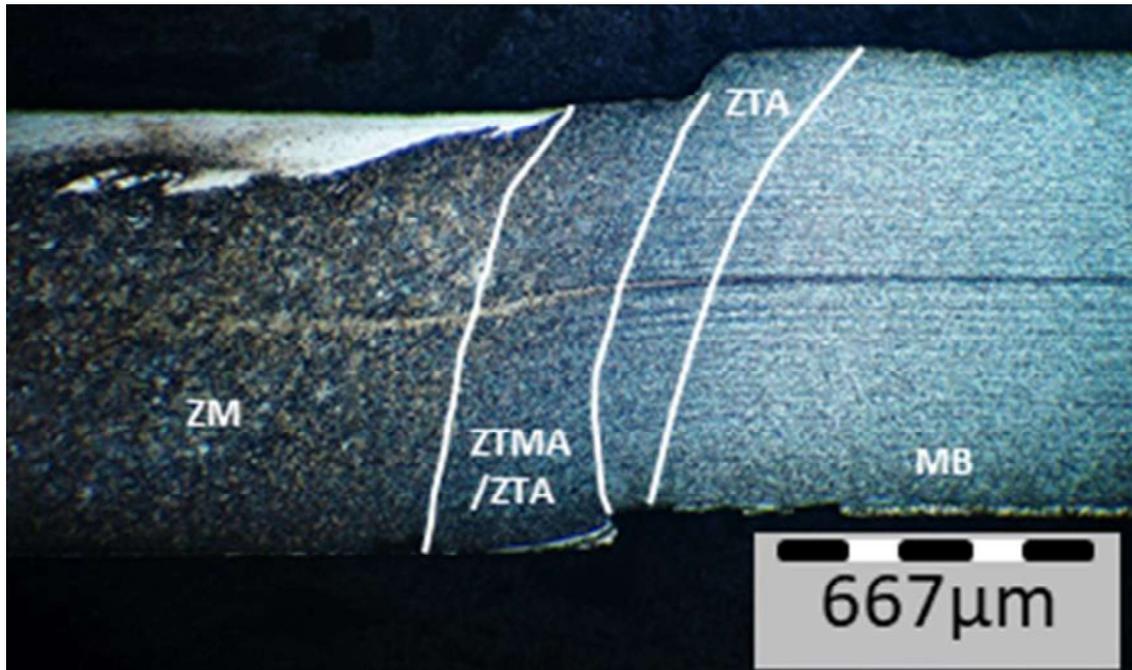
No capítulo 2.3 ressaltou-se os diversos padrões de zona de solda que os aços podem apresentar quando soldados por atrito. A amostra deste trabalho apresenta um perfil quase singular, como pode ser observado na Figura 47, porém, com o mesmo comportamento apresentado na Figura 14 no que se refere às zonas da solda. Ou seja, a amostra desse trabalho apresenta 4 regiões, sendo elas: ZM, ZTMA/ZTA, ZTA e MB, demonstradas na Figura 48 que mostra em detalhe a área destacada em vermelho na Figura 47.

Figura 47 - Micrografia da secção transversal da solda



Fonte: Autor

Figura 48 - Zonas de solda encontradas no aço 22MnB5 soldado por atrito



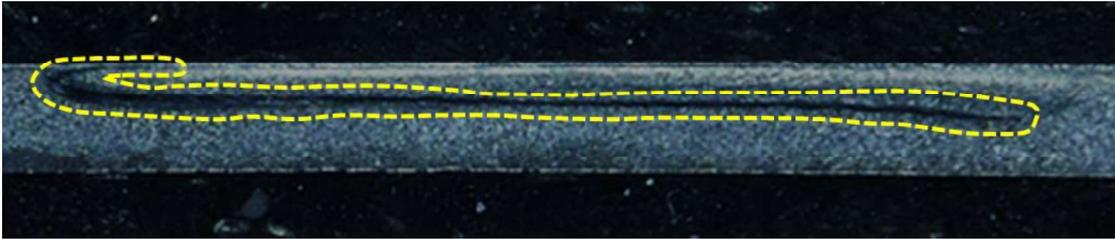
Fonte: Autor

A Figura 47 evidencia que a solda não ocorreu da forma desejada. É possível notar que não há simetria no perfil de solda abaixo da linha do ombro. No lado do avanço, a penetração da solda não foi tão eficiente como foi no lado do recuo. Esse comportamento é de fato inesperado, uma vez que pela equação 1 o fluxo ao redor do nosso pino foi simétrico.

Esse evento é mais uma evidência de que o problema de manufatura das ferramentas utilizadas comprometeu a eficácia no processo de solda.

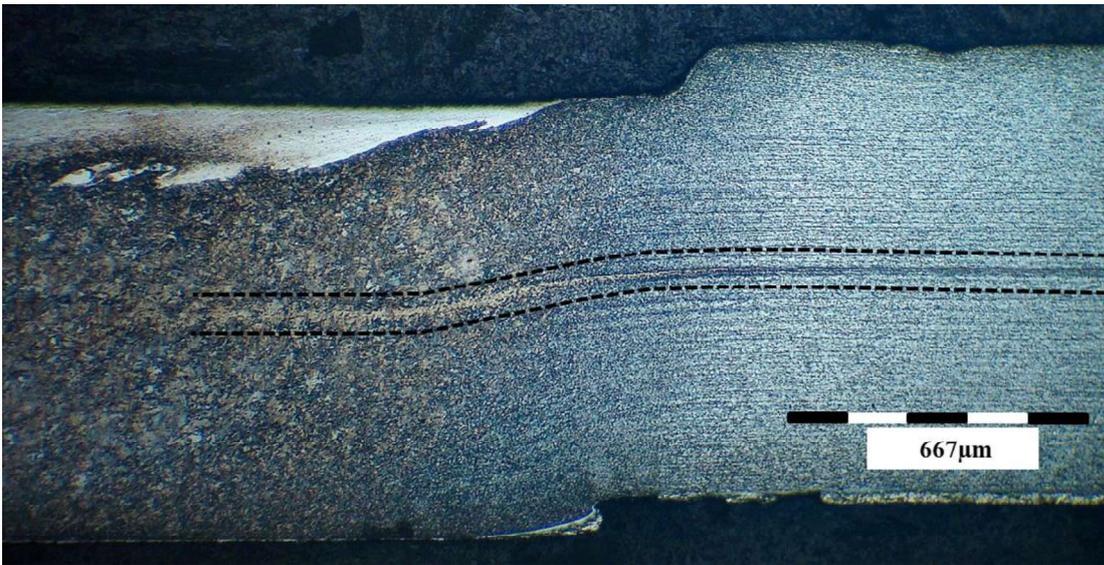
Além disso, as duas regiões da imagem apresentada pela Figura 47 sugerem que existe um defeito classificado por Threadgill (2009) como defeito da linha de solda. Entretanto, através de uma análise mais detalhada das macrografias identificou-se que esse não era o caso. Tem-se, na verdade, uma contaminação de uma liga ferro-tungstênio (para mais detalhes referir-se ao item 4.2.3), sendo o ferro oriundo da própria chapa e o tungstênio da ferramenta de carboneto de tungstênio (destacado em amarelo na Figura 49). E, no lado do recuo há segregação de laminação de 22MnB5 procedente do processo de laminação da chapa (demarcado pelas linhas tracejadas na Figura 50).

Figura 49 - Contaminação por liga ferro tungstênio



Fonte: Autor

Figura 50 - Segregação de laminação



Fonte: Autor

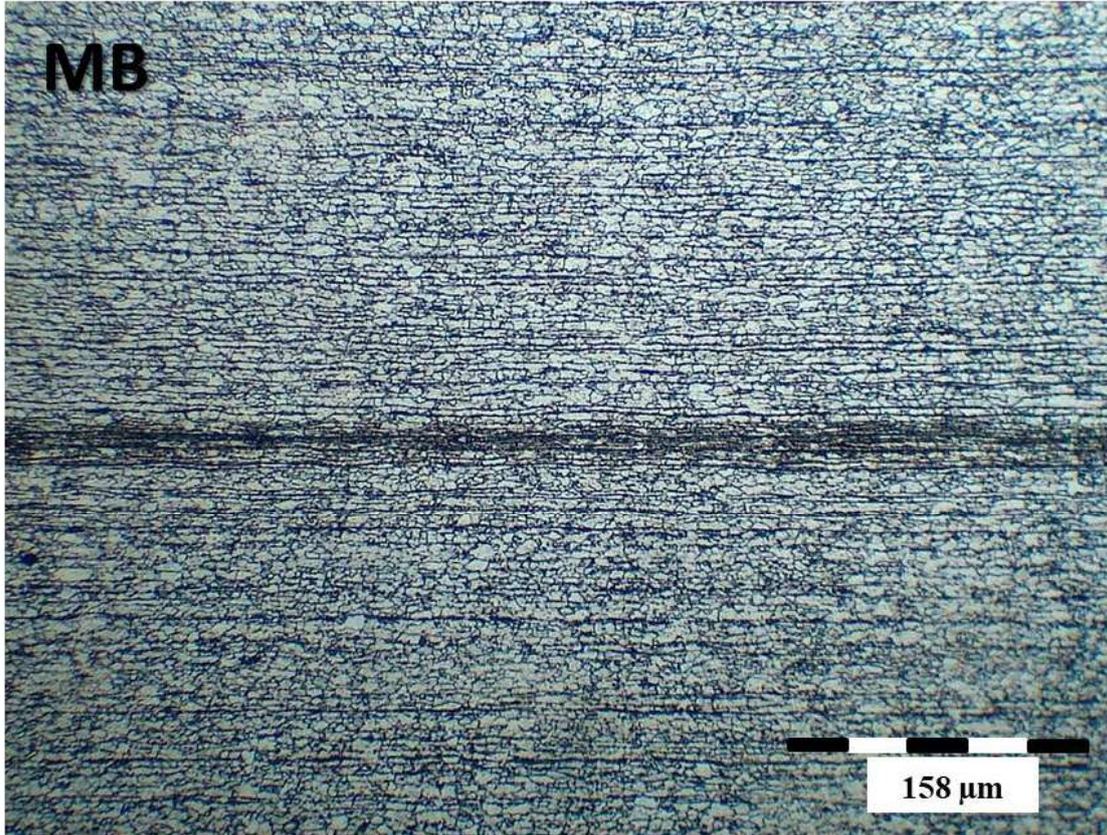
Apesar da solda não ter ocorrido da maneira esperada, ficando assimétrica e ainda apresentando uma contaminação por material externo, é importante pontuar que se obteve uma solda completa entre as duas chapas, sem falhas físicas como trincas ou vazios, que fragilizariam a solda.

Através das macrografias e micrografias obtidas identifica-se, além das zonas de solda, as microestruturas que as constituem. Na amostra estudada, cada zona apresentou sua própria combinação de microestruturas. As microestruturas apresentadas a seguir foram executadas sobre a mesma região apresentada anteriormente pela Figura 48.

Começando pela zona de metal base (MB), na Figura 51 tem-se, como esperado para o material 22MnB5 em sua composição direto do fornecedor, uma matriz ferrítica com traços de perlita.

Nota-se ao centro uma faixa escura que cruza a imagem da micrografia de fora a fora. Trata-se da faixa de segregação proveniente da fabricação da chapa, que é a linha escurecida na imagem apresentada na Figura 51.

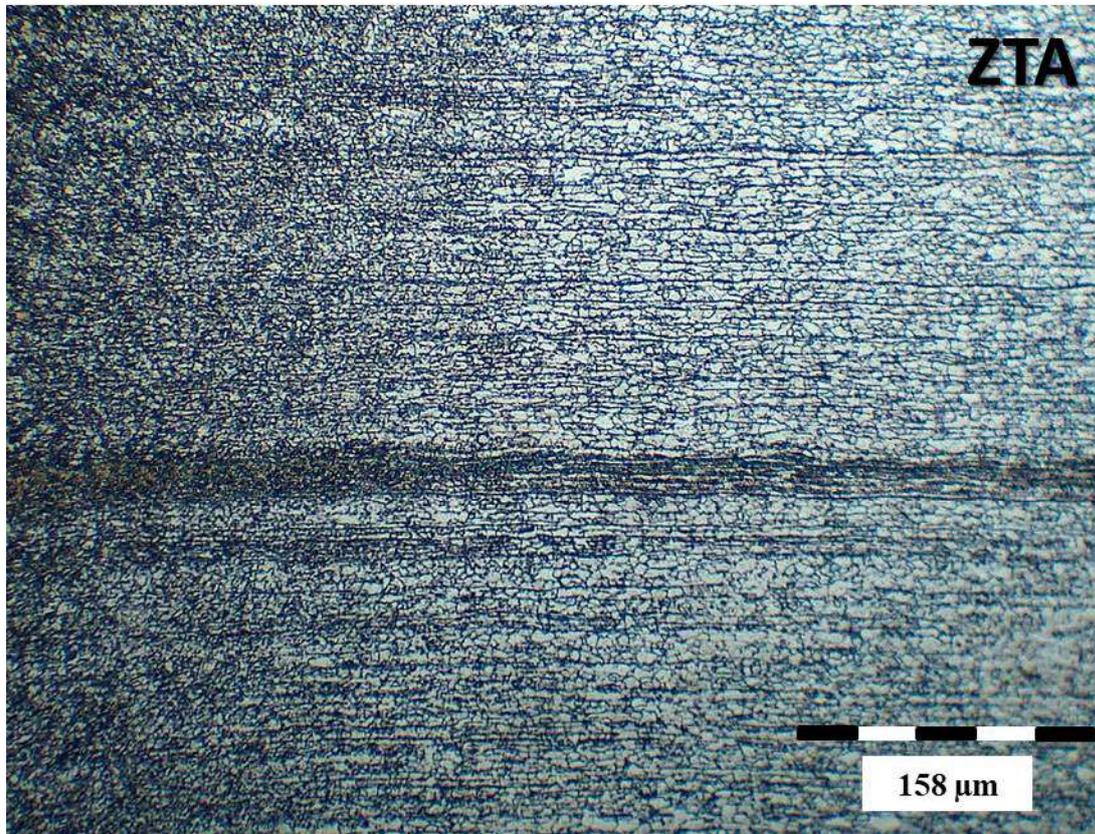
Figura 51 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - MB



Fonte: Autor

Caminhando em direção à zona de mistura, encontra-se a primeira região afetada pelo processo de solda, a ZTA, apresentada na Figura 52.

Figura 52 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZTA



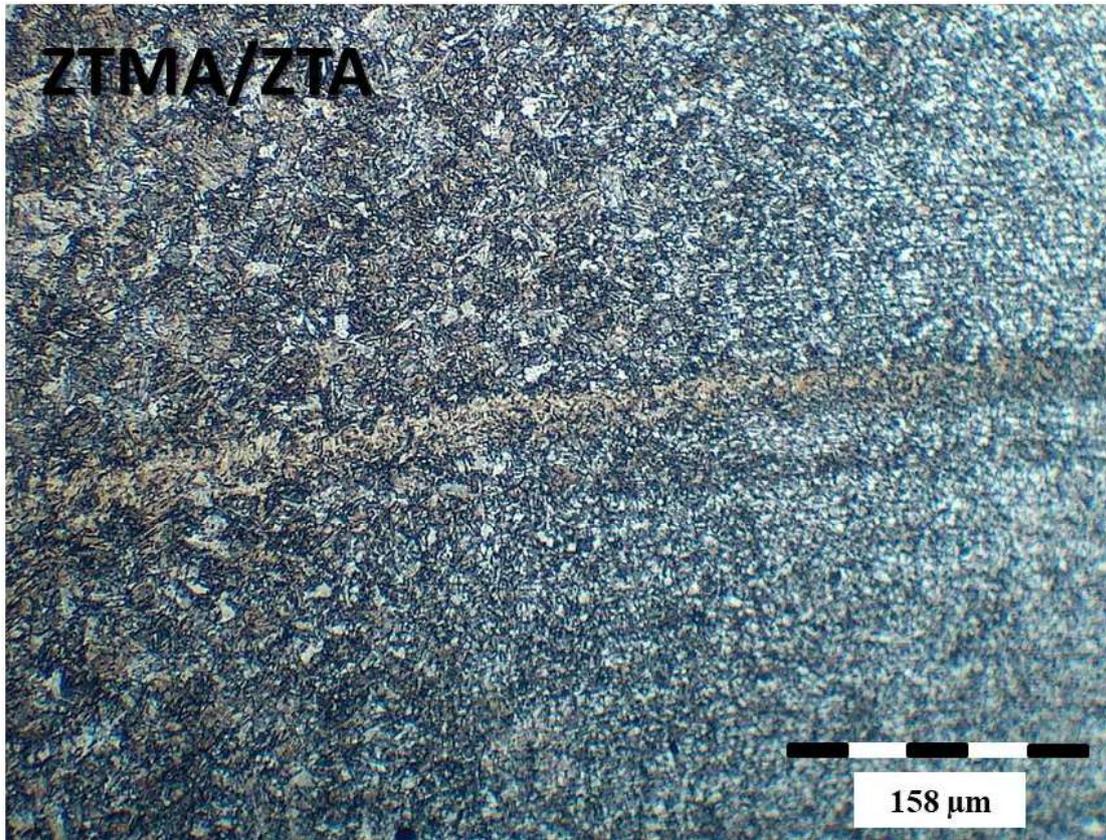
Fonte: Autor

É possível notar à esquerda da Figura 522 uma área mais escurecida, onde está a ZTA de fato. Fica muito evidente a faixa de transformação do MB para a ZTA. Basicamente, a ZTA é formada por ferrita e perlita esboroadas (quando a perlita se desmancha por efeito do calor e começa a se transformar em carbonetos livres).

Posteriormente, seguindo em direção ao centro da solda, têm-se a ZTMA/ZTA. Esta talvez seja a área mais delicada para identificação das zonas. Entretanto, com a ajuda da Figura 53 é possível notar ao centro da imagem uma faixa onde existe uma mescla entre as microestruturas da ZTA com a microestrutura da ZM (zona de mistura), principalmente no que diz respeito ao formato e tamanho dos grãos do material. Os grãos da ZTA começam a diminuir de tamanho e a mudar a composição de sua microestrutura.

Através da micrografia identifica-se que a ZTMA/ZTA é formada por uma mistura de bainita, ferrita, traços de martensita e perlita esboroadas.

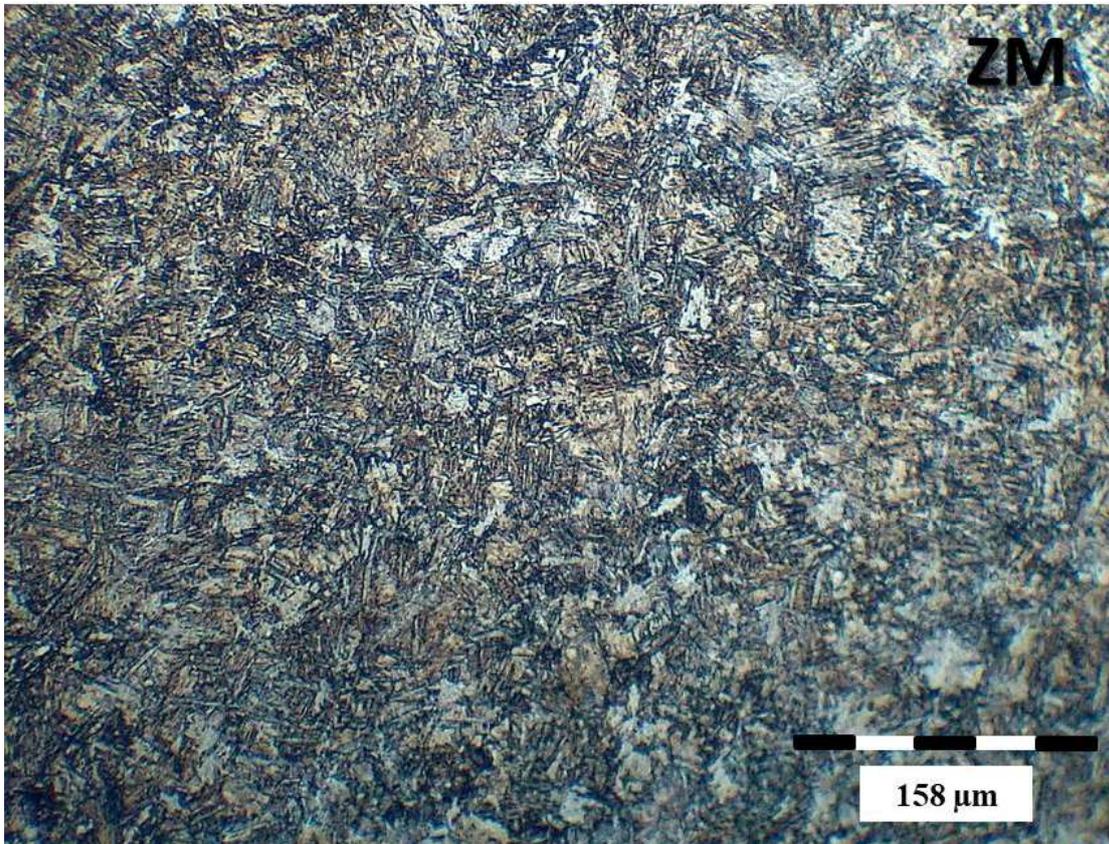
Figura 53 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZTMA/ZTA



Fonte: Autor

Assim chegamos ao centro da solda, mais especificamente à ZM. Fora da área contaminada, essa região é composta por bainita e traços de perlita, como demonstrado na Figura 54. É possível notar que, ao contrário do que acontece na ZTMA/ZTA apresentadas anteriormente na Figura 53, aqui os grãos não estão alongados como na zona anterior.

Figura 54 - Micrografia do aço 22MnB5 após solda - ZM



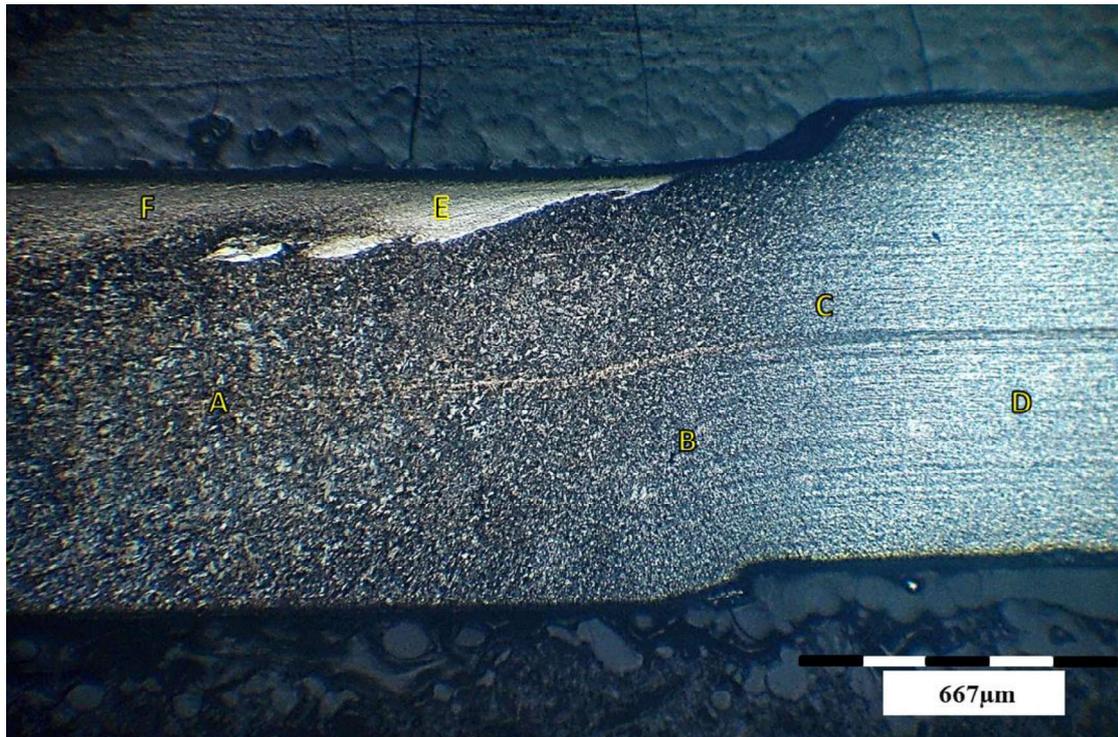
Fonte: Autor

Apesar de toda variação de microestruturas obtidas ao longo das zonas de solda, em nenhuma das zonas apresentadas obteve-se martensita pura, que é a microestrutura almejada para a aplicação automotiva final das peças de 22MnB5. Somente na ZTA obteve-se traços de martensita.

Para um melhor entendimento da formação dessa grande variedade de microestruturas encontradas na solda, faz-se necessário avaliar o processo de resfriamento do material após a solda, conforme apresentado no tópico 4.2.2.

A Figura 55 ilustra uma visão geral das micro estruturas encontradas em cada uma das zonas da amostra após a solda.

Figura 55 - Visão geral das micro estruturas encontradas



Fonte: Autor

Onde:

A é composto por martensita e bainita;

B é composto por martensita e perlita fina;

C é composto por perlita fina e ferrita;

D é composto por ferrita e perlita;

E é composto unicamente por tungstênio;

F é composto por martensita, bainita e tungstênio.

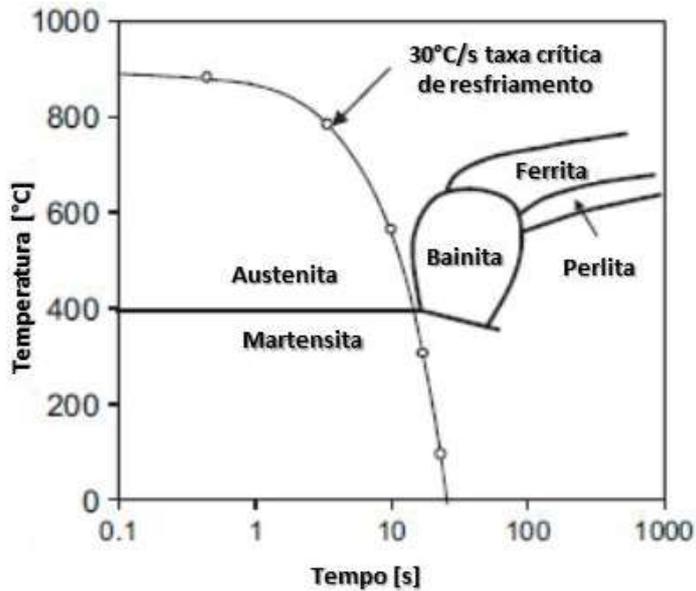
4.2.2 Taxa de resfriamento

Como a microestrutura da amostra apresentou uma gama de microestruturas bem variada ao longo de suas zonas, para o completo entendimento do fenômeno ocorrido faz-se necessário analisar o comportamento do material utilizado na sua curva TTT e, através dela, identificar sua conduta sob as condições extremas do processo de FSW.

Na aplicação principal que o material 22MnB5 é utilizado na indústria automobilística (estampagem a quente), após ser aquecido até a austenitização, a taxa de resfriamento imposta ao material dentro da ferramenta de conformação é de pelo menos 25 a 30 °C/s. Provenido, dessa

forma, uma completa transformação da microestrutura em martensita pura, como pode ser observado no gráfico da Figura 56.

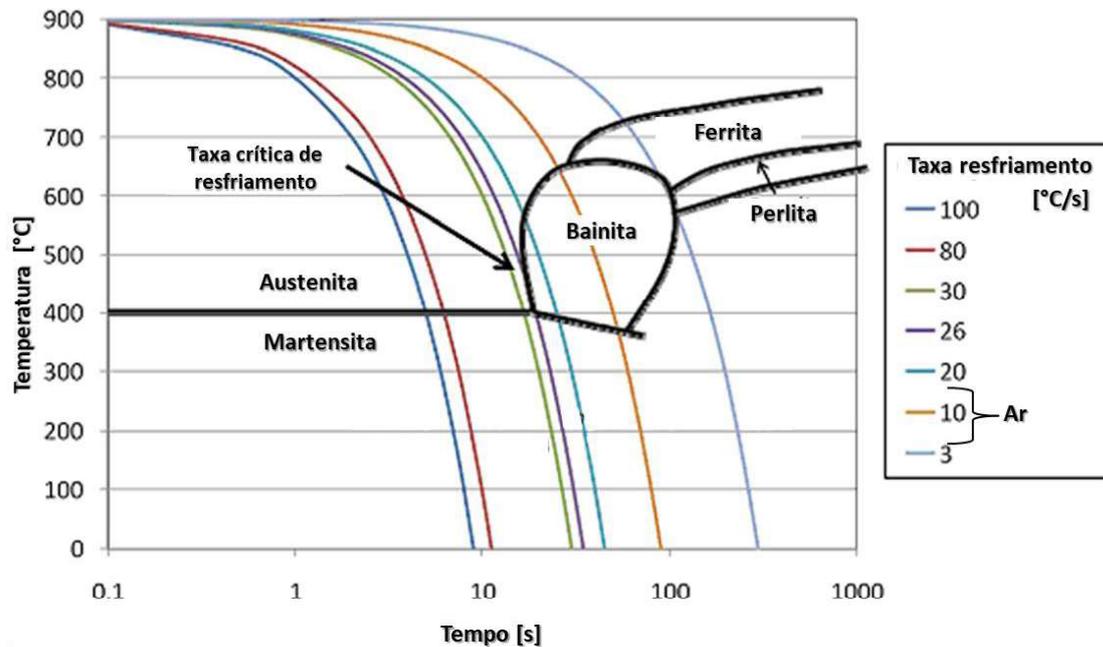
Figura 56 - Gráfico do diagrama TTT do aço ao boro 22MnB5 com taxa de resfriamento para transformação total em martensita



Fonte: Autor. Adaptado de BARDELCHIK et al., 2010

Adotando a taxa de resfriamento do ar entre 4 a 15 °C/s como Ding (DING et al., 2018) e fazendo uso do gráfico da Figura 57, pode-se observar melhor por qual caminho o resfriamento da amostra se deu ao longo das zonas de solda, culminando nas microestruturas encontradas.

Figura 57 - Gráfico de curvas de taxa de resfriamento do aço 22MnB5



Fonte: Autor. Adaptado de TANG et al., 2014

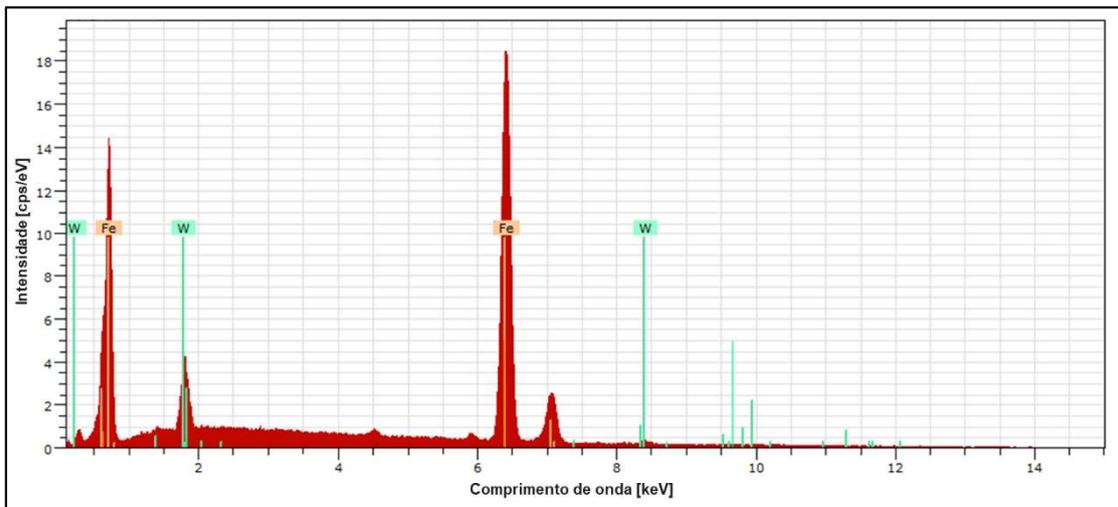
Baseando-se no gráfico da Figura 57 e sabendo que a peça foi resfriada repousando em temperatura ambiente, fica claro que a formação das diversas microestruturas encontradas na amostra soldada não foi induzida pela taxa de resfriamento da peça, mas sim pelo aquecimento da mesma durante a solda, pois para obter uma gama variada como essa de microestruturas seriam necessárias várias taxas de resfriamento distintas, aplicadas localmente para cada zona/microestrutura encontrada.

Com todos os extremos pelos quais o processo de solda por atrito linear se dá, é evidente que o resfriamento e formação das microestruturas das zonas após solda não ocorrem em condições de equilíbrio metaestável. E isso fica evidenciado pela vasta variedade de microestruturas obtidas ao longo da amostra.

Mesmo tendo atingido uma temperatura acima dos 1200 °C durante o processo, suficiente para prover a austenitização de uma liga hipoeutetóide como o aço 22MnB5 deste trabalho, o tempo exposto a essa temperatura não foi suficiente para a completa austenitização da massa de metal trabalhada durante a solda. Consequentemente, cada zona de solda teve sua própria transformação de fase no desenvolvimento de sua microestrutura.

Visando a aplicação final do material (microestrutura totalmente martensítica), o aumento de aporte térmico poderia ser uma abordagem, aumentando a rotação da ferramenta e mantendo a velocidade conforme identificado por Reynolds em seus estudos (REYNOLDS et

Figura 59 - Gráfico de resultado MEV - elementos presentes na área de contaminação



Fonte: Autor

Esta contaminação é totalmente inesperada, uma vez que nenhum outro trabalho que tenha utilizado carboneto de tungstênio como o material da ferramenta para soldar o aço 22MnB5 havia levantado tal contaminação. Entretanto, mesmo em estudos mais recentes de 2019, nenhum dos trabalhos revisados realizou a união de 2 chapas de aço 22MnB5 por solda linear por atrito.

Mesmo sem haver estudos para comparação da aplicação do carboneto de tungstênio para aplicação da SAL em aços ao boro, isso não invalida a possibilidade dessa contaminação ter ocorrido pelo problema de usinagem das ferramentas utilizadas neste trabalho. Assim como também não inviabiliza o uso do carboneto de tungstênio como material para ferramenta de solda.

É muito provável que, caso fosse adotada a hipótese de aumento do aporte térmico durante o processo mantendo-se a velocidade e aumentando a rotação da ferramenta, conforme citado em 4.2.2, a ferramenta fosse menos solicitada, o que diminuiria seu desgaste e, consequentemente, a chance de contaminação, e aumentando a viabilidade técnica e financeira da solda em si.

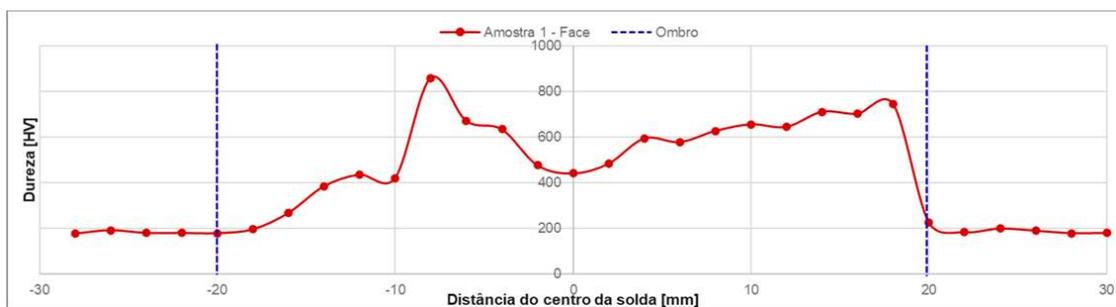
É importante ressaltar que a contaminação teve uma grande influência na microdureza, conforme apresentado no item 4.2.4.

4.2.4 Microdureza

A contaminação da amostra deste trabalho (conforme apresentado anteriormente) criou um cenário interessante para a verificação da microdureza. Devido a essa contaminação, o perfil de microdureza foi mensurado em três regiões. As duas normalmente utilizadas: face e raiz da solda, mas também em uma linha neutra no que diz respeito à contaminação. Ou seja, buscou-se identificar uma linha horizontal, o mais próximo da linha de centro da peça, paralela ao plano da chapa e que cruzasse toda sua extensão (largura) sem cruzar a área de contaminação. Essa linha está localizada aproximadamente a 0,46 mm da parte inferior da chapa ou raiz da solda.

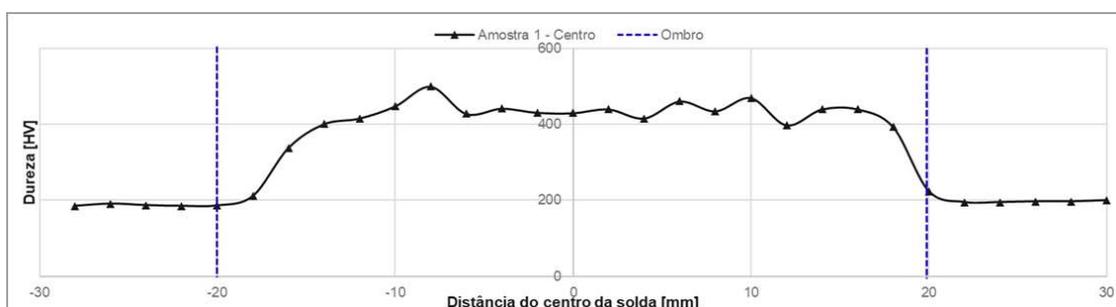
Os gráficos das Figura 60, Figura 61 e Figura 62 apresentam as microdurezas encontradas.

Figura 60 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers medido na face da solda



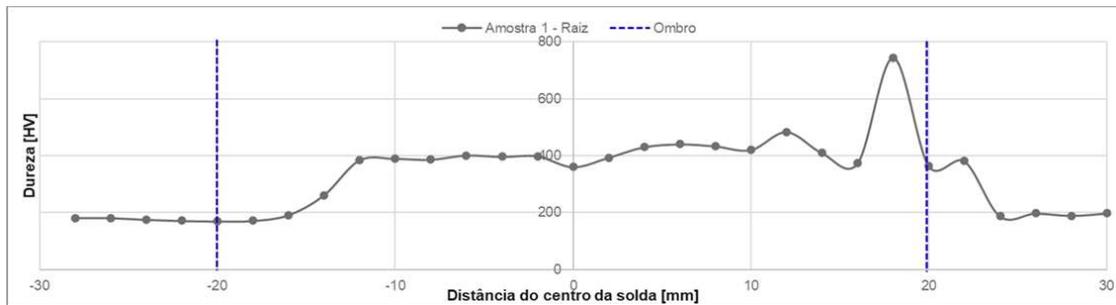
Fonte: Autor

Figura 61 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers medido próximo ao meio da amostra soldada



Fonte: Autor

Figura 62 - Gráfico do perfil de microdureza Vickers medido na raiz da solda



Fonte: Autor

Apesar de cada uma das curvas de microdureza terem sido medidas em diferentes níveis de profundidade da chapa, da mesma maneira que a ZTA apresentada no item 4.2.1, nota-se em todos os casos que também há assimetria por parte da microdureza em relação ao ombro da ferramenta. Esse comportamento é positivo, pois confirma que o valor de microdureza encontrado nessa amostra está conforme o esperado, dependente da microestrutura de cada zona de solda.

No gráfico da Figura 60 observa-se o grau de interferência da contaminação por carboneto de tungstênio no valor da dureza. Alguns dos pontos atingiram 860 HV, um aumento de aproximadamente 430 % em relação ao valor original do metal base.

O aumento de dureza realmente relevante para esse estudo são os dois apresentados nas Figura 61 e Figura 62. Com valores médios da ordem de 445 HV e 400 HV, respectivamente, as mudanças impostas ao material pela SLA aumentaram a dureza em mais de 210 %. O que ainda poderia ser superado, caso tivesse sido formada uma estrutura puramente martensítica.

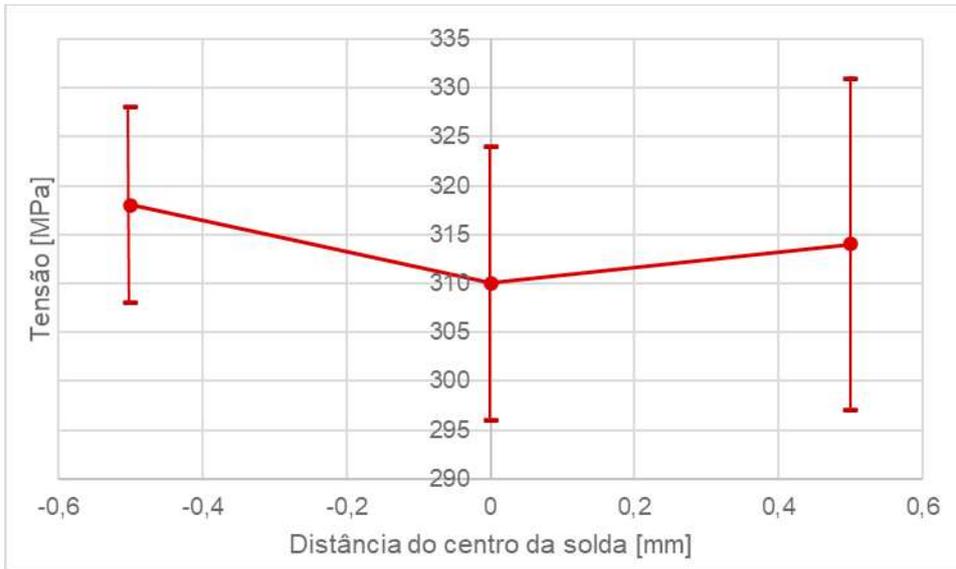
4.2.5 Tensões residuais longitudinais

Por ser tratar do arranjo mais significativo dentro do planejamento experimental escolhido, a medição das tensões residuais se faz indispensável para uma melhor análise do comportamento da solda.

As medições foram realizadas sobre a zona de mistura, na face e na raiz da solda, através da difração de raios X, conforme apresentado em 3.5.1. Foram medidos 3 pontos por face, sendo o primeiro ponto ao centro do cordão de solda e os outros dois pontos equidistantes em 0,5 mm em relação ao centro do cordão.

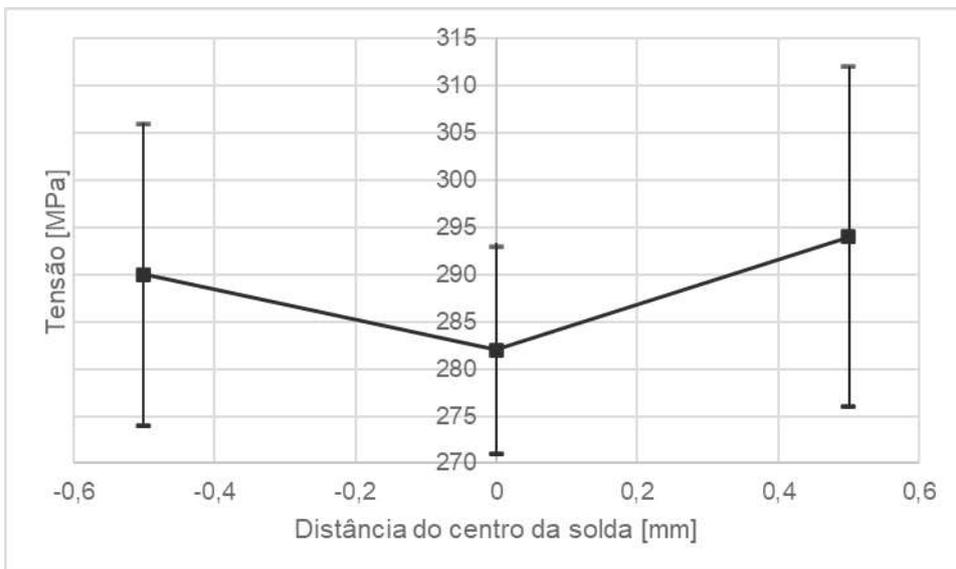
As Figura 63 e Figura 64 apresentam gráficos dos valores de tensão residual encontrados na face e na raiz, respectivamente.

Figura 63 - Gráfico de distribuição de tensões residuais longitudinais - Face da solda



Fonte: Autor

Figura 64 - Gráfico de distribuição de tensões residuais longitudinais - Raiz da solda



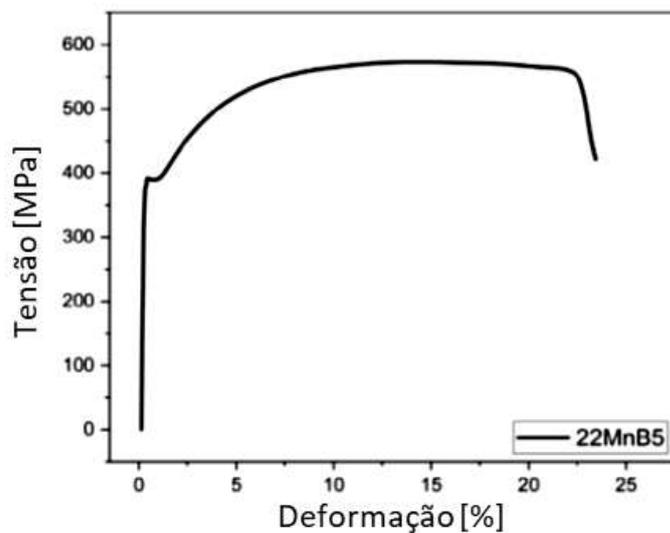
Fonte: Autor

A abordagem com um número reduzido de pontos e todos localizados dentro da zona de mistura se deve ao fato de a zona de mistura ser uma zona completamente recristalizada e a mais afetada pela ferramenta de solda.

Desse modo, pelos resultados, a primeira observação que pode ser feita é que a tensão residual longitudinal não variou com a espessura da chapa, assim como identificado por Reynolds (REYNOLDS et al., 2003).

A tensão residual (318 MPa) atingiu aproximadamente 82 % do patamar da tensão de escoamento do metal base (387 MPa) da maneira como ele é entregue pelo fabricante gráfico (matriz ferrítica com traços de perlita), uma vez que após o processo de estampagem a quente o material atinge valores acima de 1500 Mpa. Ou seja, em relação ao metal base original entregue pelo fabricante, a tensão residual alcançou valores da ordem de grandeza do limite máximo da tensão de escoamento do material.

Figura 65 - Gráfico da curva tensão x deformação do aço 22MnB5 conforme entregue pelo fabricante



Fonte: Autor. Adaptado de GÜRAL et al., 2020

Essa tensão residual tão alta na zona de mistura e sem um resfriamento controlado é de fato esperada, já que a zona do núcleo da solda é a mais solicitada pelo trabalho mecânico ocorrido e a região onde os valores de temperatura atingidos são mais elevados.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho tentou ser fiel aos objetivos traçados em seu início, bem como, estender discretamente o conhecimento da solda linear por atrito em aços.

Desse modo, após toda investigação e discussão apresentadas, têm-se as conclusões desse trabalho:

- a) é possível realizar a união de duas chapas de aço ao boro 22MnB5 utilizando uma ferramenta confeccionada em carboneto de tungstênio, material este mais barato e fácil de encontrar no mercado que o principal material utilizado nessa aplicação, o PCBN;
- b) os valores de rotação (500 rpm) e velocidade de avanço (50 mm/min) se mostraram possíveis de serem utilizados para obter a solda por atrito linear do aço 22MnB5;
- c) a temperatura atingida durante o processo é suficiente para prover a completa austenitização do material, desde que aplicada pelo tempo adequado;
- d) a microestrutura final da peça soldada é mais dependente da temperatura atingida durante a solda do que da taxa de resfriamento. Entretanto, para se atingir martensita (estrutura obtida ao final do processo de estampagem a quente) como estrutura ao final do procedimento de solda, é necessário fazer uso do resfriamento forçado;
- e) a qualidade de fabricação da ferramenta tem mais influência na penetração da solda do que o fluxo de material que a mesma consegue movimentar ao seu redor;
- f) a dureza na região da zona de mistura apresentou uma pequena queda devido à recristalização dos grãos, na face e na raiz da solda. O mesmo não ocorreu na linha de dureza no centro da chapa;
- g) a durabilidade da ferramenta, tanto estrutural como ao desgaste, é totalmente dependente do processo de fabricação.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Os problemas ocorridos durante esse trabalho ajudaram a identificar diversos pontos de estudos que podem ser abordados em trabalhos futuros, principalmente no que se refere aos pontos que ficaram em aberto neste trabalho:

- a) análise comparativa da resistência ao desgaste comparando ferramentas de carboneto de tungstênio precisamente usinadas com ferramentas feitas em PCBN;
- b) análise da influência dos parâmetros de rotação e avanço da ferramenta no aporte térmico e no desenvolvimento das microestruturas;
- c) estudo comparativo da soldagem por atrito linear do aço 22MnB5 antes e depois do processo de estampagem a quente;
- d) avaliação da influência da relação diâmetro do ombro da ferramenta por espessura da chapa soldada na qualidade da solda;
- e) avaliação se as tolerâncias definidas no desenho da ferramenta e da porta ferramenta foram suficientes para serem utilizadas na fabricação ou se precisavam ser mais restritivas para atender ao processo de solda por atrito.

REFERÊNCIAS

- ALTENKIRCH, J. et al. The effect of tensioning and sectioning on residual stresses in aluminium AA7749 friction stir welds. **Materials Science and Engineering A**, Manchester, 2008. 488 v., p. 16-24. Disponível em <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.055>>.
- ARCELORMITTAL. **Steels for hot stamping**. Chicago, mar. 2019. Disponível em <<https://usa.arcelormittal.com/~media/Files/A/Arcelormittal-USA-V2/what-we-do/price-list/2019-03-datasheet-hot-stamping-final.pdf>>. Acesso em: 06 set. 2019.
- ASM METALS HANDBOOK: **Vol 10: Materials Characterization**. [S.l.]: ASM International, 1992.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Alumínio: características químicas e físicas**. São Paulo, 2018. Disponível em <<http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/propriedades-mecanicas/#accordion4>>. Acesso em: 21 set. 2018.
- ASTM INTERNATIONAL. **E837: Standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method**. 13rd ed., 2013. Disponível em <DOI:10.1520/E0837-13>.
- BARDELCEK, A. et al. Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel. **International Journal of Impact Engineering**, Ontario, 2010. 37 v., p. 694-702. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2009.05.009
- BORON EXTRICATION. **2019 Volvo S60 T8 Plug-in Hybrid**. Mar. 2019. Disponível em <<http://www.boronextrication.com/2019/03/14/2019-volvo-s60-t8-plug-in-hybrid/>>. Acesso em 23 set. 2019.
- BORON in steel: Part one. 2007a. Disponível em <<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=212>>. Acesso em: 12 jul. 2018.
- BORON in steel: Part two. 2007b. Disponível em <<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=214>>. Acesso em: 12 jul. 2018.
- CALLISTER Jr, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and engineering: An Introduction**. 9th ed. [S.l.] John Wiley & Sons: 2013.
- CERVEIRA, R. **Caracterização experimental do comportamento mecânico sob solicitação multiaxial em junções de chapas AA2024-T3 soldadas por fricção-mistura (FSW)**. 2008. 154 f. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) - Escola politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3151/tde-17112008-161426/publico/mestrado_Renato_Luiz_Lehnert_Portela_Cerveira.pdf>.
- CHOI, H. et al. Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets. **Journal of mechanical science and technology**, [S.l.], 2011. p. 25-1543. Disponível em <<https://doi.org/10.1007/s12206-011-0408-x>>.

COLLIGAN, K. J.; XU, J.; PICKENS, J. R. **Welding tool and process parameter: Effects in Friction Stir Welding of Aluminum Alloys**, [S.l.] TMS, 2003.

DALLY, J. W.; RILEY, W. F. **Experimental stress analysis**. 3rd ed. [S.l.] McGraw-Hill Higher Education, 1991.

DEFALCO, J. An introduction to friction stir welding. **The Fabricator**, [S.l.], 2009. Disponível em <<https://www.thefabricator.com/article/shopmanagement/an-introduction-to-friction-stir-welding>>.

DING, H. et al. Effect of cooling rate on microstructure and tensile properties of powder metallurgy Ni-based superalloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, [S.l.], 2018. 28 v., p. 451-460.

DONNE, C. D. et al. Effect of weld imperfections and residual stress on the fatigue crack propagation in friction stir welded joints. In: SECOND INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRICTION STIR WELDING, 2000, Gothenburg. UK: Abington Hall, 2000. Disponível em <<https://www.lanl.gov/residual/2fswconf.pdf>>.

DOWLING, N. E. **Mechanical behaviour of materials**. [S.l.] Pearson, 1988.

ESAB. **Whats is friction stir welding of aluminium?** 2018. Disponível em <<http://www.esabna.com/us/en/education/blog/what-is-friction-stir-welding-of-aluminum.cfm>>. Acesso em: 25 jul. 2018.

FARAJKHAH, V.; LIU, Y. Effect of clamping area and welding speed on the friction stir welding-induced residual stresses. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [S.l.], 2016. 90 v., p. 339-348. Disponível em <<https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-016-9393-7#citeas>>.

GHALI, S. N.; EL-FARAMAWY, H.; EISSA, M. Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, [S.l.], 2012. 11 v., p. 995-999. Disponível em: <https://www.scirp.org/pdf/JMMCE20121000020_42105587.pdf>.

GÜRAL, A. et al. Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, [S.l.], 2020. 9 v., p. 10901-10908. Disponível em <<https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2020.07.043>>.

HICKS, J. **Welded design: theory and practice**. 1st ed. Cambridge: Abington publishing, 2000.

HOFFMANN, K. **An introduction to measurements using strain gages**. Darmstadt: Hottinger Baldwin Messtechnik, 1989.

KAPADIA, B. M. Effect of boron additions on the toughness of heat-treated low-alloy steels. **Journal of heat treating**, [S.l.], 1987. 5 v., p. 41-53. Disponível em <<https://link.springer.com/article/10.1007/BF02831619>>.

KUMAR, N.; MISHRA, R. S.; BAUMANN, J. A. **Residual Stresses in Friction Stir Welding**. 1st ed. [S.l.] Butterworth-Heinemann, 2013.

LIENERT, T. J. et al. Friction Stir Welding Studies on Mild Steel. **The Welding Journal**, Miami, 2003. 82 v., p.1/S-9/S. Disponível em <<http://img2.aws.org/wj/supplement/01-2003-LIENERT-s.pdf>>.

MATSUSHITA, M.; KITANI, Y.; IKEDA, R. Applicability of friction stir welding (FSW) to steels and properties of the welds. **JFE technical report**, [S.l.], Mar. 2015. 20 v., p. 133-140. Disponível em <<https://www.jfe-steel.co.jp/en/research/report/020/pdf/020-25.pdf>>.

MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. **Friction Stir Welding and Processing**. Ohio: ASM International, 2007.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 9th ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2017.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADOSHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, [S.l.], 2008. 53 v., p. 980-1023. Disponível em <<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>>.

RAGAB, A.; BAYOUMI, S. E. **Engineering Solid Mechanics: Fundamentals and Applications**. 1st ed. Florida: CRC Press, 1999.

REYNOLDS, A. P. et al. Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds. **Scripta Materialia**, [S.l.], 2003. 48 v., p. 1289-1294. Disponível em <[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00024-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00024-1)>.

SCHAJER, G. S. **Practical residual stress measurement methods**. 1st ed. Vancouver: John Wiley & Sons, 2013.

SEIDEL, T. U.; REYNOLDS, A. P. Two-Dimensional Friction Stir Welding Process Model Based on Fluid Mechanics. **Science and Technology of Welding and Joining**, [S.l.], 2003. 8 v., p. 175-183. Disponível em <<https://doi.org/10.1179/136217103225010952>>.

SHARMA, G.; DWIVEDI, D. K. Structure and Properties of Friction Stir Weld Joints of Structural Steel. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, [S.l.], 2017. 70 v., p. 201-208. Disponível em <<https://doi.org/10.1007/s12666-016-0876-x>>.

STODDARD, B. C. **Steel: From mine to mill, the metal that made America**. 1st ed. [S.l.] Zenith Press, 2015.

SUNNAPU, C.; KOLLI, M. Tool shoulder and pin geometry's effect on friction stir welding: A study of literature. **Materials Today: Proceedings**. [S.l.], 2020. 39 v., p. 1565-1569.

TANG, B. T. et al. Influence of Temperature and Deformation on Phase Transformation and Vickers Hardness in Tailored Tempering Process: Numerical and Experimental Verifications. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, [S.l.], 2014. 136 v., p. 2-14.

THOMAS, W. et al. FSW. Process variants and mechanical properties. **Weld World**, United Kingdom, 2005. 49 v., p. 4-11. Disponível em <<https://link.springer.com/article/10.1007/BF03266468>>.

THOMAS, W. M.; JOHNSON, K. I.; WIESNER, C. S. Friction stir welding: recent developments in tool and process technologies. **Advanced Engineering Materials**, [S.l.], 2003. 5 v., p. 485-490. Disponível em <<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-recent-developments-in-tool-and-process-technologies-july-2003>>.

THOMAS, W. M.; THREADGILL, P. L.; NICHOLAS, E. D. Feasibility of friction stir welding steel. **Science and technology of welding and joining**, [S.l.], 1999. 4 v., n. 6, p. 365-372. Disponível em <<https://doi.org/10.1179/136217199101538012>>.

THOMAS, W. M.; WOOLLIN, P.; JOHNSON, K. I. Friction stir welding of steel; a feasibility study. **Steel World**, United Kingdom, 1999. 4 v., n.2, p. 55-59. Disponível em <<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-of-steel-a-feasibility-study-1999>>.

THREADGILL, P. L. et al. Friction stir welding of aluminium alloys, **International Materials Reviews**, [S.l.], 2009. 54 v., n.2, p. 49-93. Disponível em DOI: <10.1179/174328009X411136>.

TWI. **Friction stir welding**. Cambridge, 2018. Disponível em <<https://www.twi-global.com/capabilities/joining-technologies/friction-welding/friction-stir-welding>>.

UNESCO. **Ironbridge Gorge**. 2018 Disponível em <<https://whc.unesco.org/en/list/371/>>. Acesso em: 27 dez. 2018.

VISHAY PRECISION GROUP. **Tech note TN-503: Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling* Strain Gage Method**. 11053 v. Micro-measurements, 2010. Disponível em <<http://www.vishaypg.com/docs/11053/tn503.pdf>>.

YOUNG, H. D.; FREEDMAN, R. A. **Física IV: ótica e física moderna**. 10. ed. São Paulo: Pearson, 2004.

APÊNDICE A – TABELA DE COMPARAÇÃO DE PARÂMETROS DE SOLDA LINEAR POR ATRITO

Fonte	Vel. de avanço [mm/min]	Rotação [rpm]	Ângulo de ferramenta [°]	Espessura [mm]	Comprimento do pino [mm]	Diâmetro do pino [mm]	Diâmetro ombro [mm]	Material ferramenta
Structure and properties of FSW joints of structural steel	20	508	1	3	2,75	8 e 10	25	Carboneto de tungstênio
FS Spot Wof advanced high-strength steels - A feasibility study	N/A	1500	Não informado*	1,6	2	-	10	Nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN)
FSSW of hot-stamped boron steel	N/A	800 - 1200 - 1600 - 2000	Não informado*	1,4	2.3	-	10,2	Nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN)
Friction stir welding of carbon steels	de 100 até 400	400	3	1,6	1,4	4	12	Baseado em carboneto de tungstênio
Friction stir spot welding of AA 1050 Al alloy and hot stamped boron steel (22MnB5)	N/A	1000 e 2000	Não informado*	(2,5 AA + 1,8 22MnB5) = 4,3	2,7	2	12	Carboneto de tungstênio
Applicability of Friction Stir Welding (FSW) to Steels and Properties of the Welds	de 100 até 600	de 200 até 600	3	1,6	1,4	4	12	Carboneto de tungstênio
Friction Stir Welding and Processing VI	500	250	3	1,7	1,7	Cônico de 6 para 3,5	15	Liga CO reforçada por precipitação, Co3 (Al, W), com uma estrutura LI2 a altas temperaturas.
Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds	102	300 e 500	Não informado*	3,2	Ferramenta sem pino	Ferramenta a sem pino	19	Liga de tungstênio

* Quando a angulação da ferramenta não foi informado o mesmo foi considerado igual a 0°.

APÊNDICE B – FERRAMENTA SOLDA POR ATRITO LINEAR

