

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS PROGRAMA DE
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS



Henderson Soares Madureira

INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E TEMPO DE MISTURA SOBRE
A ESTRUTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS EM AÇO TRIP
800 PARCIALMENTE TRANSFORMADO PRODUZIDAS POR FRICÇÃO A
PONTO (FRICTION SPOT WELDING)

Belo Horizonte

2024

Henderson Soares Madureira

INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E TEMPO DE MISTURA SOBRE
A ESTRUTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS EM AÇO TRIP
800 PARCIALMENTE TRANSFORMADO PRODUZIDAS POR FRICÇÃO A
PONTO (FRICTION SPOT WELDING)

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador (es): Dr. Cláudio Turani Vaz
Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

Belo Horizonte
2024

Madureira, Henderson Soares.
M183i Influência da velocidade de rotação e tempo de mistura sobre a estrutura e comportamento mecânico de soldas em aço trip 800 parcialmente transformado produzidas por fricção a ponto (*friction spot welding*) / Henderson Soares Madureira. – 2024.
88 f. : il.
Orientador: Cláudio Turani Vaz.
Coorientador: Carlos Alberto Carvalho Castro.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2024.
Bibliografia.
1. Soldagem por fricção. 2. Deformação plástica. 3. Aço - Propriedades mecânicas. 4. Microestrutura. I. Vaz, Cláudio Turani. II. Castro, Carlos Alberto Carvalho. III. Título.
CDD: 671.52



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO N° 10/2024 - POSMAT (11.52.07)

N° do Protocolo: 23062.023114/2024-84

Belo Horizonte-MG, 25 de abril de 2024.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE ROTAÇÃO E TEMPO DE MISTURA SOBRE A ESTRUTURA E
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS EM AÇO TRIP 800 PARCIALMENTE
TRANSFORMADO PRODUZIDAS POR FRICÇÃO A PONTO (FRICTION SPOT WELDING)*

Autor: Henderson Soares Madureira

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 26 de abril de 2024 esta Dissertação:

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro (COORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Wellington Lopes (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Wanderley Xavier Pereira (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 02/05/2024 14:18)
CARLOS ALBERTO CARVALHO CASTRO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMCVG (11.64.05)
Matricula: ###942#8

(Assinado digitalmente em 02/05/2024 13:18)
CLAUDIO TURANI VAZ
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
POSMAT (11.52.07)
Matricula: ###128#3

(Assinado digitalmente em 02/05/2024 14:03)
WANDERLEY XAVIER PEREIRA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMCVG (11.64.05)
Matricula: ###528#0

(Assinado digitalmente em 02/05/2024 19:11)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matricula: ###792#7

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: **10**, ano: **2024**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **25/04/2024** e o código de verificação: **a458455be8**

Dedico primeiramente a Deus, pois é Ele quem me capacita”. Dedico este trabalho com muita gratidão aos professores Dr. Cláudio Turani Vaz e Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro, orientadores, pelas valiosas e incontáveis horas dedicadas ao projeto, sempre com uma presença cheia de otimismo.

AGRADECIMENTOS

Aos meus amigos por tornar a vida mais leve.

Aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais.

Aos técnicos de laboratório Jorge Wanderson Barbosa e Eduardo Pereira da Silva

A minha Querida Daiana Fernandez Lopez pelo apoio e paciência.

Aos professores Dr. Cláudio Turani Vaz, Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro e Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa que me aconselharam e orientaram durante este desafio.

E a todos que, de alguma forma, contribuíram para a realização deste trabalho.

“A verdadeira medida de um homem não é como ele se comporta em momentos de conforto e conveniência, mas como ele se mantém em tempos de adversidade e desafio”. Martin Luther King

RESUMO

A incessante busca por eficiência energética não só fomentou avanços no campo dos processos industriais quanto também o desenvolvimento de novos materiais. No segmento automotivo, entre os aços desenvolvidos, destacam-se os AHSS (*Advanced High Straight Steel*) do qual fazem parte os aços que sofrem transformação de fase induzida por deformação plástica, denominados TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) onde é possível obter elevada resistência mecânica aliada a ductilidade. O processamento desta classe de aço, em especial sua soldagem, apresenta inúmeros desafios que demandam maior estudo e compreensão. Neste contexto, uma das alternativas mais promissoras envolve o emprego do processo de soldagem a ponto por fricção onde há conversão de energia cinética em calor através do atrito entre uma ferramenta não consumível em movimento rotativo e os materiais a serem unidos. Neste processo a união se desenvolve no estado sólido, pois não é atingida a temperatura *sólidus* dos materiais. Assim, este trabalho teve por objetivo o estudo de soldas em chapas de aço TRIP 800 após transformação pelo processo FSSW (*Friction Stir Spot Welding*). Foi investigado como a velocidade de rotação e o tempo de mistura influenciaram a microestrutura e comportamento mecânico das soldas. Os dados obtidos mostraram que as microestruturas presentes na solda foram modificadas pelos parâmetros usados e que a seleção de valores de velocidade de rotação de 1435 rpm combinadas com tempos de 3s tenderam a ter melhor desempenho com a obtenção de maior limite de resistência ao cisalhamento quando a solda foi submetida a estes esforços até sua ruptura.

Palavras-chave: Soldagem por Fricção. Transformação Induzida por Plasticidade. Microestrutura. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The relentless pursuit of energy efficiency has not only fostered advances in the field of industrial processes, but also the development of new materials. In the automotive segment, among the developed steels, the AHSS (Advanced High Straight Steel) stand out, which include steels that undergo phase transformation induced by plastic deformation, called TRIP effect (Transformation Induced Plasticity) where it is possible to obtain high mechanical strength and ductility. The processing of this grade of steel, especially its welding, presents numerous challenges that require further study and understanding. In this context, one of the most promising alternatives involves the use of the friction spot welding process where there is conversion of kinetic energy into heat through friction between a non-consumable tool in rotary motion and the materials to be joined. As the solidus temperature of the materials is not reached, this union process develops in the solid state. Thus, this work aimed study welds on TRIP 800 steel sheets after induced transformation produced by the FSSW (Friction Stir Spot Welding) process. It investigated how the rotation speed and mixing time influence their microstructure and mechanical behavior. The obtained data showed that the microstructures present in the weld were modified by the parameters used and that the selection of rotational speed values of 1435 rpm combined with times of 3 seconds tended to perform better, achieving a higher shear strength limit when the weld was subjected to these stresses until its rupture.

Key words: Friction Welding. TRIP Steel. Microstructure. Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Microestrutura típica de um aço TRIP	20
FIGURA 2 - Tendências na construção automotiva.....	22
FIGURA 3 - ZTMA de um aço TRIP 800 no processo FSSW α =ferrita, γ r= autenita, Bc= bainita coalecida, M= martensita	24
FIGURA 4 - Imagem de constituintes obtidas no MEV	25
FIGURA 5 - Desenho esquemático da produção da solda.	30
FIGURA 6 - Desenho esquemático da produção da solda.	31
FIGURA 7 - Desenho esquemático da produção de uma solda por FSSW -(A) início; (B) mistura; (C) retração.....	32
FIGURA 8- Deslocamento da ferramenta durante a soldagem FSSW em relação ao tempo	32
FIGURA 9 - Macrografia evidenciando: a) ZM, b) ZTMA, c) ZTA.	33
FIGURA 10 - Desenho esquemático ilustrando as diferentes zonas e subzonas formadas na solda porFSSW. ZM (1A e 1B); ZTMA (2) e ZTA (3A e 3B).....	33
FIGURA 11 - Macrografia da solda produzida em um aço DP780	35
FIGURA 12 – Fluxograma.....	40
FIGURA 13 - Desenho representativo de um planejamento DCCR, de 2 fatores, 2 níveis e com 5 réplicas no ponto central e a matriz a ser desenvolvida	43
FIGURA 14 - Material retirado da chapa de aço e detalhe com dimensões	44
FIGURA 15 - Parte útil no centro retirado as cabeças.....	45
FIGURA 16 - Sequência de produção das chapas a serem soldadas	45
FIGURA 17 - Dispositivo para fixação e produção das soldas	47
FIGURA 18 - Ponto de solda aleatório produzido pelo processo FSSW.....	47
FIGURA 19 - Corte AB da seção a ser analisada	48
FIGURA 20 - Corte AB da seção a ser analisada	48
FIGURA 21 - Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração.....	49
FIGURA 22 - Corte AB da seção a ser estudada	50
FIGURA 23 – Análise de variância	53
FIGURA 24 - Macrografia da superfície fraturada das soldas- a)1600-2s, b)1600-4s.	59
FIGURA 25 - Macrografia da superfície fraturada das soldas - a)2000-1.6s, b)2000-3s e c)2000 -4.4s	59
FIGURA 26 - Macrografia da superfície fraturada das soldas- a)2400-2s, b)2400-4s.	60
FIGURA 27 - Macrografia da superfície fratura das soldas - a)1435-3s, b)2000-3s e c)2565 -3s	60
FIGURA 28 – Macrografia da seção transversal da solda (1600 -1,6s).....	61
FIGURA 29 - Macroestrutura da solda indicando a presença de descontinuidades – 1435rpm -3s	61

FIGURA 30 - Macrografia indicando presença de trincas a partir da descontinuidade – 2000 rpm- 4,4 s	62
FIGURA 31 - Seção das amostras - a)1435 rpm-3 s, b)2000 rpm -3 s e c)2565 rpm-3 s.	63
FIGURA 32 - Seção das amostras, 2000-1.6s, 2000-3s e 2000-4.4s,	63
FIGURA 33 - Seção das amostras, a) 1600-2 s, b)160-4s, c) 2400-2s e d) 2400-4 s.....	64
FIGURA 34 – Microestrutura do metal base após a deformação de 10%	65
FIGURA 35 – Microestrutura da ZM com ampliação de 3500 X – a)1435 rpm-3 s, b)2000 rpm-3s e	66
FIGURA 36 - Microestrutura da ZM com ampliação de 3500x - a)2000-1,6s, b)2000-3s e c)2000-4,4s	68
FIGURA 37 – Microestrutura da ZM com ampliação de 3500X –.....	69
FIGURA 38 – Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)1435-3s, b)2000-3s e c)2565-3s	70
FIGURA 39 - Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)2000-1,6s, b)2000-3s e c)2000-4,4s	72
FIGURA 40 – Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)1600-4s, b) 2400-4s, c)1600-2s e d)2400-2s (α ferrita, α_w ferrita de Widmanstatten, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita e outros constituintes)	73
FIGURA 41 - Exemplo de distribuição das indentações na seção da amostra	75

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 1 - Ductilidade e limite de resistência à tração para diversos aços.....	18
GRÁFICO 2 - Diagrama tempo, temperatura e transformação.....	19
GRÁFICO 3 - Deformação de um aço baixa liga com e sem ocorrência do efeito TRIP	21
GRÁFICO 4 - Gráfico comparativo do aporte térmico em diferentes rotações	34
GRÁFICO 5 - Relação entre a área unida e a resistência até a falha em um aço DP 780	35
GRÁFICO 6 - Gráfico da relação entre temperatura e pressão para o processo FSSW	36
GRÁFICO 7- Aporte de energia em função do tempo de mistura para velocidades de rotação constantes.	52
GRÁFICO 8- Aporte de energia em função da velocidade de rotação para tempos de mistura constantes.	52
GRÁFICO 9 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados. $\alpha = 0,95$	53
GRÁFICO 10 - Gráfico de Probabilidade de energia. $\alpha = 0,95$	54
GRÁFICO 11- Gráfico de Probabilidade de energia. $\alpha = 0,95$	55
GRÁFICO 12 – Relação entre limite de resistência e área soldada para cada condição de estudo	57
GRÁFICO 13 - Relação limite de resistência e área soldada para cada condição de estudo.....	58
GRÁFICO 14 – Influência da velocidade de rotação sobre o perfil de dureza	76
GRÁFICO 15 - Influência do tempo sobre o perfil de dureza	77
GRÁFICO 16 - Influência dos parâmetros combinados sobre o perfil de dureza.....	78

LISTA DE SIGLAS

AHSS	Advanced High-strength steels
ANOVA	Análise de variância
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbica de corpo centrado
CE	Carbono equivalente
CNC	Computer numerical control
CP	Complex Phase
CO ₂	Dióxido de carbono
COP21	Conferência das Nações Unidas sobre Mudanças Climáticas
DP	Dual Phase
HC	Hexagonal Compacta
FSSW	Friction Stir Spot Welding
MB	Metal base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
min	Minuto
mm	Milímetros
MO	Microscópio ótico
ONU	Organizações das Nações Unidas
PCBN	Nitreto de boro cúbico policristalino
rpm	Rotações por minuto
RSW	Resistance spot welding
TRIP	Transformation induced plasticity
TTT	Tempo, temperatura e transformação
TWI	The Welding Institute of United Kingdom
ZM	Zona misturada
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termo mecanicamente afetada

A	Ferrita
B	Bainita
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Ni	Níquel
M	Martensita
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal
Si	Silício
Re	Rênio
W	Tungstênio
V	Vanádio
Tr	Austenita retida

INDICE

1	INTRODUÇÃO.....	15
2	OBJETIVOS	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	Aços AHSS	17
3.2	Aços TRIP	18
3.2.1	Caracterização dos aços.....	22
3.3	Soldagem dos Aços TRIP	25
3.4	Soldagem por fricção com pino não consumível.....	29
3.5	Tratamento dos dados	36
4	MATERIAL E MÉTODOS	40
4.1	Introdução	40
4.2	Material.....	41
4.3	Planejamento Experimental	41
4.3.1	Testes Preliminares.....	42
4.3.2	Determinação do Tamanho da Amostra	42
4.3.3	Preparação das chapas	44
4.4	Soldagem do Aço TRIP 800	46
4.5	Avaliação microestrutural.....	48
4.6	Comportamento Mecânico.....	49
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
5.1	Análise do efeito dos parâmetros sobre a energia no processo de soldagem	51
5.2	Avaliação do efeito dos parâmetros e energia sobre a solda	55
5.3	Avaliação dos constituintes das soldas	64

5.3.1	Zona misturada	64
5.3.2	Análise da zona termo mecanicamente afetada	69
5.4	Perfil de dureza das soldas	75
5.4.1	Análise do efeito da velocidade de rotação sobre o perfil de dureza	75
5.4.1	Análise do efeito do tempo sobre o perfil de dureza	76
5.4.1	Análise do efeito da interação dos parâmetros sobre o perfil de dureza	77
6	CONCLUSÕES.....	79

1 INTRODUÇÃO

A crescente preocupação com as mudanças climáticas tem guiado os esforços da indústria na busca por tecnologias e materiais limpos. Nesse contexto, um dos grandes desafios da indústria automobilística está em aumentar a eficiência energética de modo a cumprir requisitos cada vez mais rígidos, como a redução de consumo de combustíveis e segurança. Parte dessa exigência é atendida com o emprego de materiais menos densos, mais resistentes e tenazes. Até os anos 80, os aços mais comumente utilizados na fabricação de veículos atingiam o limite de resistência de 325 MPa, os quais foram sendo substituídos pelos aços *Advanced High-Strength Steel* (AHSS), como os aços que possuem transformação induzida por plasticidade (*Transformation Induced Plasticity*) ou TRIP, que alcançam limites de resistência superiores a 780 MPa e também os *Giga Pascal Steel* que chegam a 1000 Mpa. O resultado foi a produção de veículos consideravelmente mais seguros e com peso final até 35% menor.

A elevada resistência mecânica associada à tenacidade garante a esses aços excelente conformabilidade. Contudo, a união empregando a soldagem a ponto por resistência (RSW), processo usualmente utilizado, pode promover a formação de uma zona fundida e de outra termo mecanicamente afetada com elevada fração volumétrica de martensita que possui elevada fragilidade. Para minimizar tais efeitos, o emprego de tratamentos térmicos pós-soldagem é uma alternativa, contudo, isso resulta em aumento significativo nos custos de fabricação.

Processos de soldagem no estado sólido, como a Solda a Ponto por Fricção e Mistura em inglês conhecida por *Friction Stir Spot Welding* (FSSW), são uma alternativa interessante, pois podem minimizar os efeitos do ciclo térmico de soldagem. Além disso, apresentam boa eficiência com menor consumo de energia, o que somado à ausência de insumos, como gases de proteção, fluxos ou material de adição, possibilita a redução dos custos do processo.

Sendo assim, esse estudo propõe investigar os efeitos de parâmetros do processo sobre as soldas produzidas em chapas de aço TRIP 800, empregando a soldagem FSSW.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é investigar a influência da velocidade de rotação e do tempo de mistura sobre a microestrutura e comportamento mecânico de soldas em um aço TRIP 800 previamente conformadas, produzidas pelo processo *Friction Stir Spot Welding* (FSSW).

Para atingir o objetivo proposto propõem-se:

- Produzir soldas em aço TRIP 800 variando a velocidade de rotação e o tempo de mistura;
- Avaliar o comportamento a resistência ao cisalhamento das soldas produzidas quando submetidas a esforços de cisalhamento;
- Analisar a microestrutura das soldas produzidas, relacionando-a ao comportamento mecânico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços AHSS

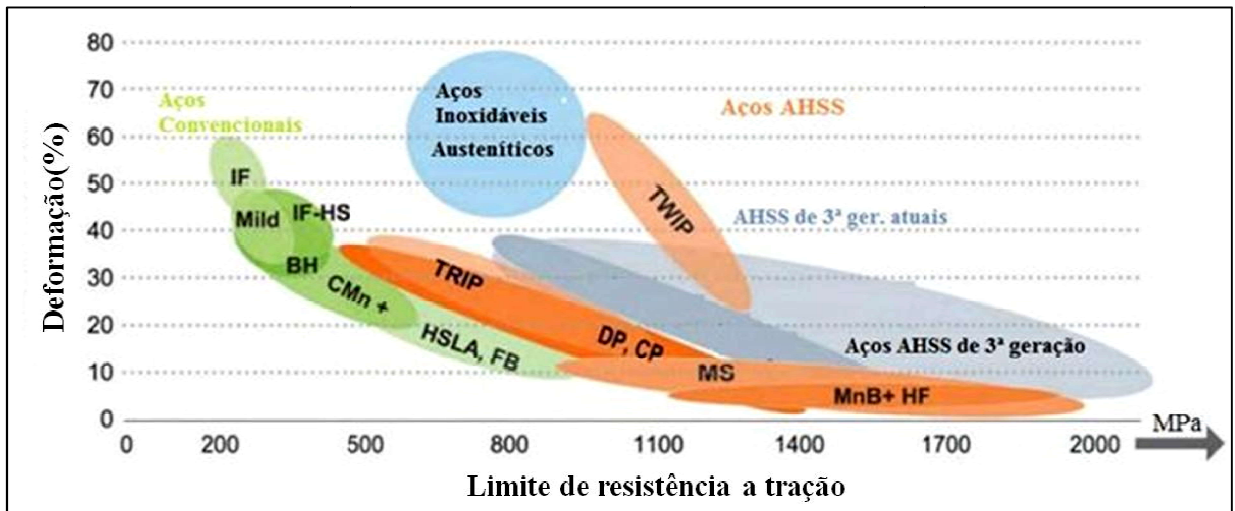
As normas internacionais que regulam o mercado automotivo têm exigido melhorias na eficiência energética e redução de emissões de poluentes, e um dos meios para isso é a redução do peso (OKITSU *et al.*, 2012). Ao mesmo tempo, materiais mais resistentes e leves promovem o aumento da resistência estrutural e consequente segurança dos usuários (TAKASHI, *et al.*, 2004).

Como resultado dessa exigência foram desenvolvidos aços avançados de alta resistência chamados *Advanced High Straight Steel* (AHSS). Estes têm como características a boa conformabilidade e elevada resistência mecânica. Aços *Dual Phase* (DP), *Transformation Induced Plasticity* (TRIP), *Complex Phase* (CP) e aços martensíticos são classificados como aços AHSS. Comparativamente, a produção destes aços fez com que a resistência saltasse de valores de 300 Mpa para valores superiores a 600 Mpa (KUZIAK *et al.*, 2008)

Para obtenção dos aços AHSS foram adicionados elementos de liga que permitiram obter constituintes que favorecem o aumento da resistência e da ductilidade. Suas fases múltiplas são resultantes do processamento, aquecimento e resfriamento. Muitos mecanismos são trabalhados para atingir as metas resistência, ductilidade e fadiga do material. Seus limites de resistência e percentual de alongamento podem ser comparados a outros aços no Gráfico 1 (AHSS GUIDE 6.0). Nota-se, ao analisar esse gráfico que algumas classes de aço exibem aumento do limite de resistência e da ductilidade simultaneamente.

São chamados AHSS de primeira geração os aços constituídos em uma matriz ferrítica que, são agrupados segundo a sua microestrutura predominante e classificados DP (Dual Phase), CP (Complex Phase) e TRIP (MATLOCK, SPEER, 2008). Aços que possuem plasticidade induzida por maclação (Twinning Induced Plasticity - TWIP) e os aços martensíticos (MS), classificados como sendo de 2ª geração (GIPIELA, 2012).

GRÁFICO 1 - Ductilidade e limite de resistência à tração para diversos aços



Fonte: (AHSS GUIDE 6.0)

3.2 Aços TRIP

Na década de 60, Zackay (1967) descobriu o fenômeno definido pela transformação por plasticidade induzida, denominados TRIP. Nos aços assistidos por esse efeito, há ocorrência de transformação de austenita metaestável em martensita, em função da deformação à temperatura ambiente, resultando em maiores valores de deformação plástica (SUGIMOTO e MUKHERJEE, 2016).

Observações foram feitas e vão de encontro à descoberta feita por Zackay (1967), descrevendo que a transformação da austenita acontece durante seu processo de escoamento até que este seja finalizado. Concluiu-se que a transformação gradual da austenita retida em matriz de aço TRIP é induzida por deformação (DUARTE *et al.*, 2013).

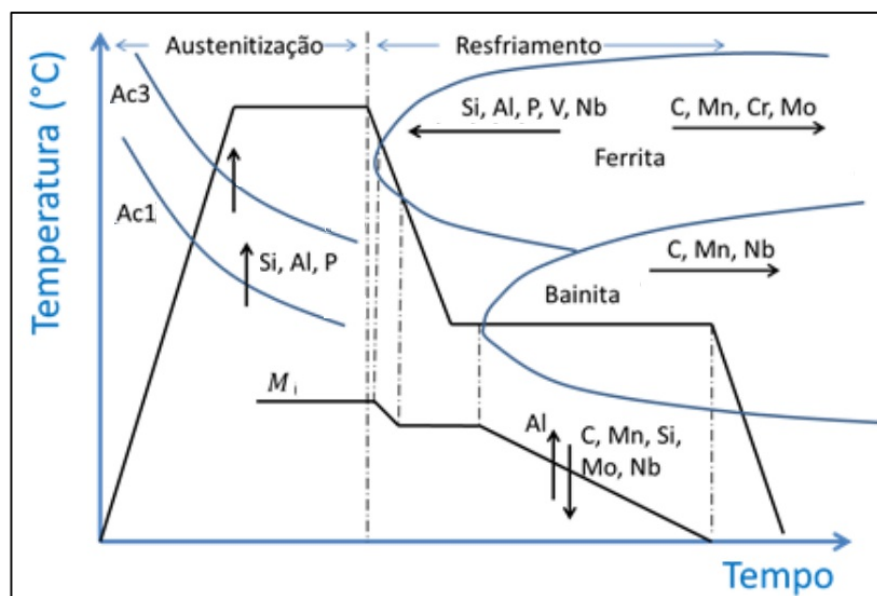
De acordo com (MATSSUMURA *et al.*, 1987), na década 80 observou-se o aparecimento dos aços assistidos pelo efeito TRIP. O objetivo era promover um ganho na ductilidade dos aços com baixo teor de Carbono, Silício e Manganês. Nestes, por meio de processamento, é possível obter austenita retida num percentual de até 20% em sua microestrutura (GIPELA, 2012). Este microconstituente pode se transformar em martensita quando submetido a uma tensão que provoca o efeito Greenwood-Johnson e o efeito Magee. O primeiro surge devido a um processo de acomodação da microplasticidade associado à uma mudança de volume na

transformação do microconstituente. O segundo é devido a um efeito de orientação que resulta de um estado de tensão de cisalhamento interno, o que favorece o sentido de orientação preferencial para a formação da martensita na presença de um campo de tensões externas, que envolvem a mudança de forma, (FISCHER, 2000, apud MAGEE, 1966).

Para confecção destes podem ser utilizados elementos de liga que possuem efeitos específicos. A adição de silício possibilita a formação de inclusões metálicas do tipo SiO_2 , alumínio e zircônio, além de óxidos e nitretos, Al_2O_3 , ZrO_2 , AlxNy e ZrxNy . Em geral, esses elementos alteram a temperatura do ponto eutetóide, as curvas de transformação de modo a estabilizar a ferrita (Souza, 1989). No Gráfico 2 é exemplificado um diagrama TTT (tempo, temperatura e transformação) e o efeito dos diferentes elementos de liga na especificação do tempo de início e fim da transformação de alguns constituintes presentes no aço. Através de ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento controlado podem ser obtidos constituintes metaestáveis como bainita e martensita que influenciam no comportamento mecânico dos aços (COLPAERT, 2008).

GRÁFICO 2 - Diagrama tempo, temperatura e transformação.

Efeito dos elementos de liga sobre as linhas Ac1 e Ac3 e deslocamentos das curvas de transformação

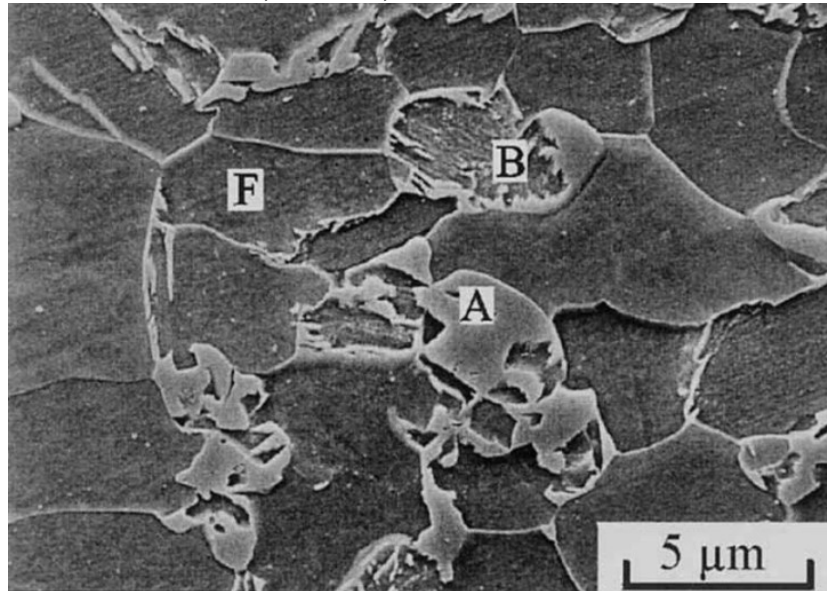


Fonte: TTT (Bleck, 2002).

O aço assistido pelo efeito TRIP é um aço baixa liga cuja microestrutura contém de 50-60% de uma matriz ferrítica, de 25-40% de bainita e entre 10 e 15% de austenita retida, além de pequenas inclusões depositadas no contorno de grãos KUZIAK, R.; KAWALLA, R.;

WAENGLER, (2008). A microestrutura típica de um aço assistido pelo efeito TRIP que não foi submetido a outros processos industriais pode ser visualizada na Figura 1.

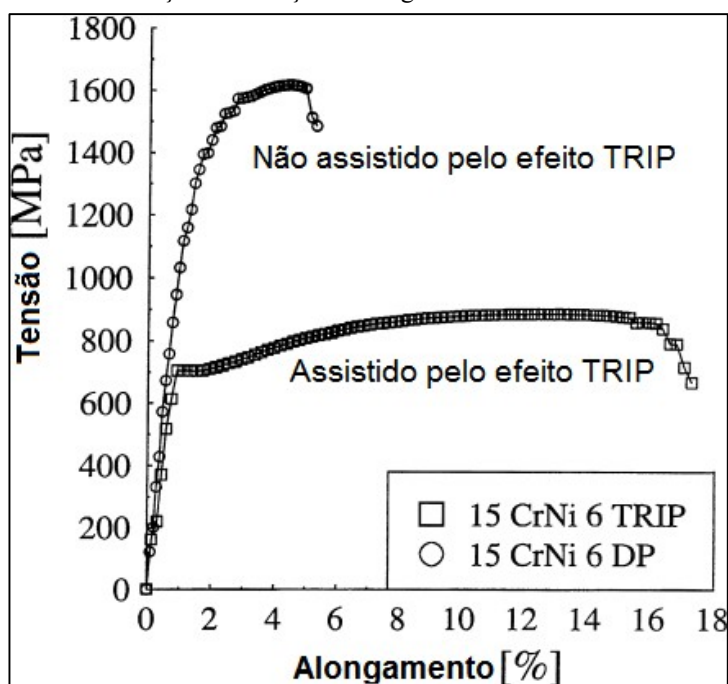
FIGURA 1 - Microestrutura típica de um aço TRIP
F- ferrita, B- bainita, A- austenita retida



Fonte: CHATTERJEE, 2006.

Essa microestrutura é constituída basicamente de ferrita, austenita retida e bainita que conferem bons resultados de ductilidade devido à transformação da austenita retida, presente antes da deformação, em martensita (TIMOKHINA *et al*, 2014). O Gráfico 3 demonstra o comportamento sob tensão de uma mesma liga metálica, que passou por diferentes ciclos térmicos e formou diferentes constituintes. O aço 15CrNi 6 TRIP resulta em um alongamento maior embora com menor limite de resistência quando comparado ao aço 15CrNi 6 DP. A escolha do tipo de aço correto para uma aplicação será discutida no ultimo parágrafo desta seção.

GRÁFICO 3 - Deformação de um aço baixa liga com e sem ocorrência do efeito TRIP



Fonte: (FISHER, 2000)

Quando submetido à atuação de uma força, tensão ou deformação ocorre a multiplicação dos defeitos cristalinos na estrutura austenítica e o aumento na transformação da austenita em martensita. Nas fases iniciais do processo de deformação, os mecanismos de deformação por escorregamento predominam. Além do escorregamento, ocorre também a maclação à medida que os valores de deformação e tensão aumentam nos processos de deformação quase estáticos (DUARTE et al., 2013; HE et al., 2012).

São propostas duas hipóteses para transformação martensítica. Uma descreve que a nucleação na austenita ocorre devido à deformação e a outra em decorrência da concentração da tensão necessária à transformação aplicada às interfaces formadas entre os obstáculos como contornos de grãos e maclas (SANTOS, 2008; SPINDOLA *et. al*, 2013).

A ocorrência da martensita se apresenta em duas formas de rede cristalina. A primeira estrutura ϵ com estrutura Hexagonal Compacta (HC) e a α' que possui estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC). A estrutura α' encontrada nos aços baixo carbono austeníticos impossibilita a distorção tetragonal obtendo uma estrutura CCC em forma de ripas sem a presença de maclas de alta densidade de deslocamentos. A morfologia ϵ surge em baixas temperaturas, e supõe-se que seu aparecimento seja devido às falhas de empilhamento pela superposição das maclas, que são sítios de nucleação da fase martensítica e conferem a forma

de finas agulhas (SPINDOLA et al., 2013).

A escolha do tipo de aço correto para uma aplicação está diretamente ligada às propriedades mecânicas. A Figura 2 mostra, no caso de veículos automotivos, que aços TRIP são normalmente aplicados a zonas de deformação oferecendo resistência e absorvendo energia, ao se deformar, no caso de uma colisão. Estes aços oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido ao seu comportamento mecânico baseado no efeito TRIP (DING, 2011; PEREIRA, *et al.*, 2015).

FIGURA 2 - Tendências na construção automotiva.



Zonas	Característica para alto desempenho	Propriedades mecânicas	Evidência de desempenho
Zona de deformação progressiva	Alta absorção de energia em evento de impacto	Alto encruamento, resistência e ductilidade.	Grande área sob a curva tensão-deformação
Zona de segurança	Nenhuma deformação ou intrusão durante o evento de impacto	Alto limite de escoamento	Limite de resistência no ensaio de tração

Fonte: AHSS 5.0 (2015)

3.2.1 Caracterização dos Aços

Propriedades e microestrutura estão intimamente relacionadas. Por sua vez, a microestrutura de um aço depende de sua composição, condições de solidificação, processamento térmico e que impacta na quantidade, tamanho, forma, defeitos presentes, distribuição das fases e constituintes. Tais correlações ressaltam a importância de se investigar os diversos aspectos envolvidos na obtenção e processamento dos diversos materiais utilizados na engenharia (PADILHA, 2007).

A caracterização microestrutural de aços TRIP necessita de uma combinação de técnicas devido ao seu caráter multifásico e a carência de métodos para quantificar a fase de ferrita δ . É possível realizar a quantificação volumétrica das fases presentes nesses aços pela combinação de análises de imagem com auxílio de microscopia óptica, eletrônica de varredura e difração de raios X (MAZZAFERRO *et al.*, 2010; JACQUES, *et al.*, 2007; GIRAULT, *et al.*, 1998).

O reagente LePera foi adaptado para revelar e identificar os constituintes em aços multifásicos. São necessárias técnicas de lixamento escalonado com granulometria entre 350 até 1200 seguido de polimento com alumina e pasta de diamante, também de forma escalonada entre 9 μm e 0,5 μm . Isto tem por objetivo evitar a transformação das fases presentes o que poderiam levar a interpretações equivocadas (NEPOMUCENO, 2018; GIRAULT, *et al.*, 1998; COLPAERT, 2008; MAZZAFERRO, 2008).

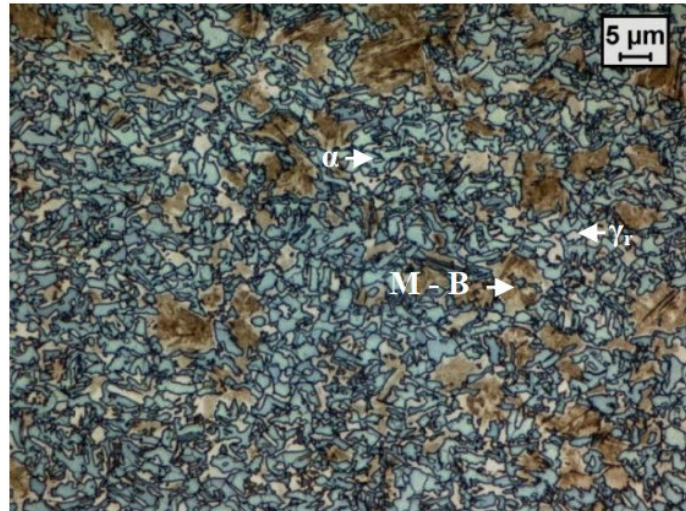
Tabela 2 - Composição típica dos reagentes

Reagente	Composição
Le Pera	Solução aquosa de 1% de Na ₂ S ₂ O ₅ misturada com uma solução de Picral 4%, na proporção de 1:1
Na ₂ S ₂ O ₅ 1%	1g de Na ₂ S ₂ O ₅ em 100ml de água destilada

Fonte: Adaptado de JUNIOR (2008)

De acordo com a literatura, após ataque com reativo, a ferrita tem cor azul, a bainita, cor marrom e a austenita e a martensita, cor branca (GIRAULT, *et al.*, 1998). Na Figura 3 pode ser visualizada zona termomecanicamente afetada (ZTMA) de um aço TRIP 800 apresentando os diferentes constituintes.

FIGURA 3 - ZTMA de um aço TRIP 800 no processo FSSW α =ferrita, γ = austenita, Bc= bainita coalecida, M= martensita



Fonte: Mazzaferro, 2008

Mazzaferro (2008) utilizou para sua caracterização Nital a 1% e tempos de ataque entre 30 s e 40 s. Foram realizadas análises de difração de raios X nas amostras soldadas. Suas observações e análises foram combinadas com a microscopia óptica e tiveram como objetivo determinar o volume de austenita retida e seu teor de carbono integrando a área abaixo da curva com auxílio do software Peakfit. As medições foram efetuadas na faixa de ângulos 2θ entre 45° e 120° , com passo de $0,05^\circ$ e tempo de aquisição de 60 s, utilizando a radiação de cobalto. (MAZZAFERRO, 2008; OLSEN, 2010).

O volume de austenita pode ser calculado pelas intensidades integradas dos picos, para a austenita para ferrita, bainita e martensita, quando presentes nos difratogramas. Essas intensidades, assim como o ângulo 2θ de cada pico, foram calculadas usando o programa PeakFit. Pode ser calculado o teor de carbono na austenita utilizando a Equação 1 citada por Jacques (2001) onde a_0 é o parâmetro de matriz. Esta fórmula leva em conta a influência dos elementos substitucionais (MAZZAFERRO, *et al.*, 2010).

$$a_0 = 3,578 + 0,033(\%C) \quad (1)$$

De acordo com Nepomuceno (2018), a radiação de Cu, com ângulo de varredura 2θ variando de 40° a 120° com passo igual a $0,02^\circ$. Os picos encontrados em sua pesquisa foram

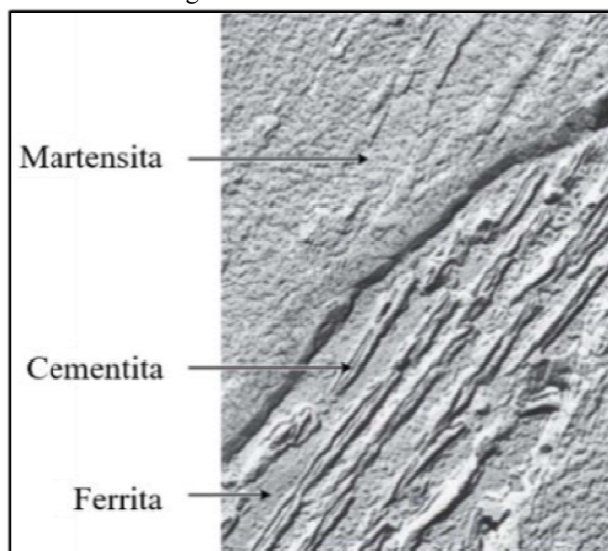
analisados por meio do software Xpovder e comparados ao banco de dados PDF 02 (ICDD, 2003) para o cálculo da fração volumétrica da fase austenita retida. Utilizou-se da técnica de refinamento de Rietveld com o auxílio do software GSAS II descrita por Toby e Von Dreelee (2013). Assim obteve-se o percentual de austenita e o parâmetro de matriz, com o qual foi calculado o teor de carbono utilizando a Equação 2 citada por Basuki e Aernoudt (1999), (NEPOMUCENO, 2018).

$$\%C_{\gamma} = \frac{a_{\gamma}-0,35467}{0,00467}\% \quad (2)$$

A microscopia eletrônica de varredura pode ser utilizada como alternativa a microscopia óptica para verificação de fases, também combinada à difração de raios X é possível verificar a composição química aproximada e parâmetros de matriz de cada fase (Yi, *et al.*, 2004).

Além disso, a análise com auxílio do MEV é importante também para determinar as fases presentes na bainita e suas distribuições além de diferenciar austenita de martensita visível na Figura 4, o que não é possível via microscopia óptica, pois o ataque deixa ambas as fases com coloração branca.

FIGURA 4 - Imagem de constituintes obtidas no MEV



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014)

3.3 Soldagem dos Aços TRIP

A união é um processo necessário e essencial ao desenvolvimento dos mais diversos setores. A escolha da técnica utilizada depende do tipo de material, sua aplicação, suas propriedades

finais desejadas, entre outros. Além disso, sua utilização em larga escala impacta os custos resultantes da utilização de cada processo.

Podem ser definidos como soldagem os processos de união de materiais usados para obter coalescência localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição (AWS, 1995).

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grandes grupos, sendo a principal diferença entre eles o método utilizado para superar os obstáculos no que se refere à união do material a ser produzido; o aquecimento com ou sem aplicação de pressão e deformação. Os processos mais utilizados resultam da união realizada por meio da fusão localizada e posterior solidificação do metal fundido.

No segundo grupo a união ocorre reduzindo-se a distância a ordem atômica com a aplicação de pressões elevadas e deformação com objetivo de formar uma união metalúrgica. Pode ser fornecida energia térmica para facilitar a ocorrência da deformação plástica dos materiais envolvidos (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009). A soldagem por fricção e mistura mecânica pode ser alocada neste grupo.

A imposição de um ciclo térmico aos aços leva à preocupação sobre as possíveis alterações metalúrgicas deletérias geradas na Zona Termicamente Afetada (ZTA) para as ligas ferrosas comerciais. A soldabilidade é um fator essencial de um material e pode ser definida como a facilidade com que este pode ser soldado para que a junta produzida apresente resultado de desempenho satisfatório. Também está relacionada à temperabilidade do material ou facilidade de têmpera.

O carbono, um importante elemento de liga nos aços, influencia transformações de fase que afetam a microestrutura do material e as propriedades mecânicas e finais. A estabilidade da austenita é bastante influenciada por sua concentração, o que permite a presença de austenita retida a temperatura ambiente (FERRER, 2003).

Muitos problemas podem resultar da formação de martensita na junta soldada como a alta dureza diretamente relacionadas à “taxa de resfriamento crítica”, a partir da qual se tem a

formação de microestruturas 100% martensíticas (GOULD *et al.*, 2006).

Em um estudo do processo *Friction Stir Spot Welding* (FSSW) para unir uma chapa de 1 mm de espessura de um aço TRIP 800 foram utilizados um tempo de mistura fixo em 3 s e os valores das velocidades de rotação da ferramenta situaram-se entre 1600 e 2400 rpm. Estes aços possuíam como constituintes principais as fases ferrita, ferrita bainítica e austenita retida. Notou-se na zona misturada (ZM) a formação de ferrita alotríomorfa, para velocidades de rotação maiores, com maior intensidade. Foi observado que em velocidades mais altas o super-resfriamento foi reduzido na faixa de temperatura de formação da austenita, com redução na quantidade de martensita formada além de maior formação de bainita e recristalização dinâmica. Para velocidades mais baixas houve formação de ferrita de Widmanstätten e martensita (MAZAFERRO *et al.*, 2009).

Em outra soldagem FSSW para unir uma chapa de 1,5 mm de aço DP 780 foram fixados um tempo de mistura de 4 s e os valores de velocidades de rotação da ferramenta situaram-se entre 500 e 1500 rpm. Notou-se a formação de ferrita e martensita em rotações mais baixas enquanto para rotações mais elevadas foi evidenciada a austenitização completa evidenciada pela formação posterior de estrutura totalmente martensítica após o resfriamento o que resulta em microdureza muito elevada na zona misturada (XIE *et al.*, 2015).

Para o aço TRIP 800, o uso de maiores rotações contribuiu para redução na quantidade de martensita formada e ocorreu a formação de bainita (MAZAFERRO *et al.*, 2009). No caso do aço DP780 mesmo com maior velocidade de rotação da ferramenta não ocorreu resfriamento na faixa de temperatura de formação da austenita e não houve a formação de bainita (XIE *et al.*, 2015). Nestes casos a espessura da chapa pode ter influência no efeito do resfriamento e estruturas formadas.

É importante observar que comportamento dos aços TRIP é caracterizado por sua estrutura composta por uma matriz ferrítica e austenita retida, obtida com adição de elementos de liga e processamento térmico. A formação da austenita retida ocorre em uma faixa de temperatura que é estimada dado que não existe consenso para a temperatura exata de início da austenitização. Estudos nos processos de soldagem são feitos em função da estabilidade da ferrita. A ferrita se transforma ainda em estado sólido em austenita, estas estruturas podem surgir já a partir de aproximadamente 900°C e pode-se tornar 100% austenítica ao

atingir 1100°C (YI, *et al.*, 2010).

Foram estimadas temperaturas para início e fim da transformação austenítica de um aço comercial para a seguinte composição química de 0,19C, 0,30Si, 1,76Mn, 1,52Al, 0,007Ni, 0,007Cu, 0,002Ti, 0,003Mo, 0,012P, 0,003N, 0,004S. Para este aço AC1 foi 712°C, e AC3 em 892°C com um erro de mais ou menos 2°C (FONSTEIN, 2015). As mesmas temperaturas foram calculadas para um aço TRIP 800, com auxílio de software *Materials Algorithms Project* (MAP), AC1 se inicia em 718°C e AC3 834°C (NEPOMUCENO, 2019). Valores de início e fim da transformação austenítica podem ser diferentes para alguns aços e se sobrepor a de outros em decorrência da técnica utilizada na determinação. Isto é importante pois fornece informações sobre a microestrutura formada em diferentes regiões da solda.

O processo de soldagem a ponto por fricção possui similaridades com a soldagem a ponto por resistência (RSW) por atingir temperaturas que promovem a formação de estrutura totalmente austenítica e martensítica após o resfriamento (HSU *et al.*, 2019; MAZAFERRO *et al.*, 2011).

Aços assistidos pelo efeito TRIP são conhecidos por serem difíceis de soldar pelo processo *Resistance Spot Welding* (RSW), devido à produção de regiões totalmente martensíticas. A perda da ductilidade, devido à predominância de constituintes duros e frágeis resulta em soldas inadequadas. Isto também influencia no modo de propagação de trincas que pode ocorrer de modo frágil (YI *et al.*, 2010a; YI *et al.*, 2010b). Dentre os constituintes que podem aparecer devido ao ciclo térmico envolvido, em particular, é desejável a presença de ferrita acicular ou bainita (GRONG, 1986).

Como resultado da transformação da austenita em martensita na ZTA de juntas soldadas de aços transformáveis podem coexistir existir dois tipos de martensita sendo uma de alto carbono descrita como maclada e outra de baixo carbono descrita com forma de ripas. Alguns autores destacam que a martensita de alto carbono é mais susceptível à fragilização pelo hidrogênio devido a sua maior dureza e às tensões internas provocadas na transformação (BONISZWSKI e WATKINSON, 1973).

A adoção do carbono equivalente (CE) foi um conceito proposto por Dearden e O'Neill (1940). Este é um conceito numérico empírico adotado para avaliar o quanto a composição

química nos aços ou nos ferro fundidos contribui para um mesmo nível de endurecimento na zona termicamente afetada (ZTA) pelo ciclo térmico do processo de soldagem nesses materiais. O cálculo do CE pode ser considerado um indicador para o grau de soldabilidade de um material (DEARDEN e O'NEILL, 1940).

Quanto maior teor de carbono equivalente maiores serão os cuidados necessários antes, durante e ou após a soldagem. Pode ser necessário pré-aquecimento, controle de temperatura e um pós- aquecimento, para que não haja nenhum problema como trincamento (AWS 1982 e ASM 1993).

A Equação 3 foi desenvolvida para calcular o carbono equivalente em ligas com Mn e Si. A *American Welding Society* (AWS) recomenda a Equação 4 para calcular o carbono equivalente em ligas que possuem elementos químicos como Mn, Cr, Mo, V, Si, Ni e Cu. Esse se diferencia da equação proposta por Dearden e Oneill (AWS 1992) utilizada para aços baixa liga. Um critério simples, baseado nestas fórmulas, considera que, se $CE < 0,4$, o aço é insensível à fissuração e, se $CE > 0,6$, o material é fortemente sensível, exigindo técnicas especiais de soldagem.

$$Ceq = \%C + \frac{\%Mn + \%Si}{4} \quad (3)$$

$$Ceq = \%C + \frac{\%Mn + \%Cr}{46} + \frac{\%Mo + \%V}{45} + \frac{\%Si + \%Ni + \%Cu}{15} \quad (4)$$

Existe ainda outra (Equação 5) para cálculo do carbono equivalente desenvolvida por Düren utilizada por Caloi, (2008), (DILTHEY, 2006 apud CALOI, 2008).

$$Ceq = \frac{\%C}{25} + \frac{\%Mn + \%Si}{16} + \frac{\%Cu}{40} + \frac{\%Ni}{10} + \frac{\%Cr}{15} + \frac{\%V}{10} \quad (5)$$

3.4 Soldagem por Fricção com Pino não Consumível

Em 1991, *The Welding Institute of United Kingdom* (TWI) desenvolveu uma técnica de soldagem para materiais de baixa densidade, inicialmente utilizada para união de ligas de alumínio. Muitas dessas ligas eram classificadas como não soldáveis devido à baixa soldabilidade por processos de fusão decorrente das estruturas de solidificação e porosidade

na zona fundida. Outras ligas de alumínio podiam ser unidas a ponto por resistência; no entanto, a formação de óxidos na superfície era um problema e sua preparação tornava o processo caro. Seu uso logo se estendeu para outros materiais, como o magnésio e cobre (DAVIS, SHIN e YAO, 2011; DAWES *et al.*, 1995; NANDAN, DEBROY e BHADESHIA, 2008; THOMAS *et al.*, 1991).

Para realização da solda, por esse processo, é necessária uma ferramenta feita de um material não consumível. A Figura 5 descreve, de forma simplificada, o design básico que consiste em um pino central chamado de pino de mistura e um ombro. A geometria da ferramenta e o projeto da junta tem um efeito significativo no padrão de fluxo do material e na distribuição de temperatura, influenciando assim a evolução microestrutural do material (MISHRA e MA, 2005).



Fonte: Adaptado de MISHRA e MA , 2005. Talvez dentro deste quadro ficasse melhor

O ombro, geralmente possui forma que promova o confinamento do material a fim de evitar sua expulsão, sendo que este fornece a maior parte o aporte térmico durante o processo. O pino de mistura deve ter diâmetro com aproximadamente a mesma medida que o somatório da espessura das chapas (GUERRA, 2003; MISHRA e MA, 2005).

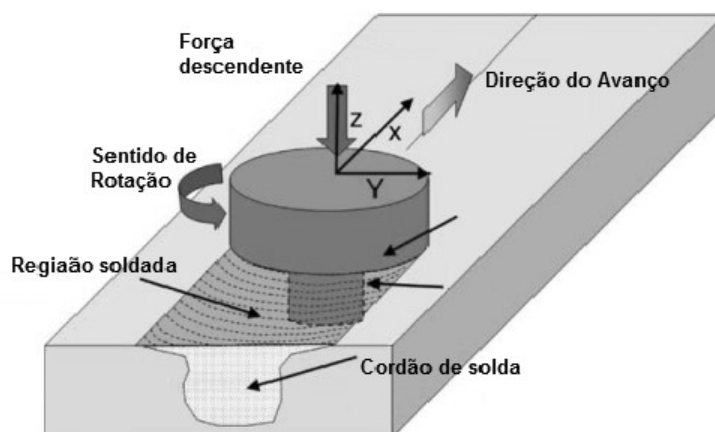
Devido às altas cargas e temperaturas envolvidas na soldagem de ligas ferrosas, os materiais mais utilizados na ferramenta para uso em aços são o nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) e ligas de W-25%Re (LOHWASSER; CHEN, 2010).

Na realização da soldagem são utilizadas máquinas industriais dedicadas, como robôs industriais, máquinas ferramentas ou máquinas do tipo *computer numerical control* (CNC). O processo exige aplicação de torque elevado e forças necessárias para aquecer e misturar o material plastificado além de mover a ferramenta (HSU *et al.*, 2019; MAZAFERRO, 2008;

MISHRA e MA, 2005; THOMAS, *et al.*, 2001).

O processo é iniciado quando a ferramenta penetra o material pela aplicação de força normal em relação à solda a ser produzida seguindo o exemplo na figura 6. O material é transferido da frente para trás da ferramenta e seu fluxo é complexo já que é influenciado pelo movimento do pino que combina com a rotação e translação, assim como pela geometria da ferramenta. Após a formação da junta, a ferramenta se retrai e deixa um orifício de saída em decorrência do pino central e do material expulso durante o processo (MISHRA e MA, 2005; THOMAS, *et al.*, 2001).

FIGURA 6 - Desenho esquemático da produção da solda.

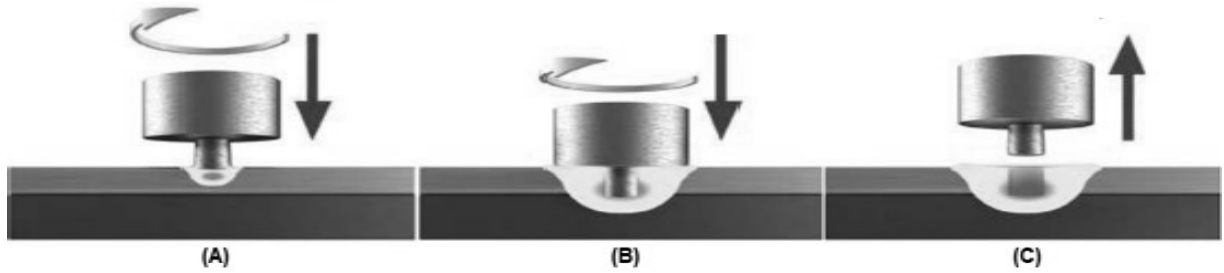


Fonte: Adaptado de MISHRA e MA, 2005.

Com conceitos semelhantes a *Mazda Motor Corporation* desenvolveu uma variante deste processo, o *Friction Stir Spot Welding* (FSSW) onde, basicamente, não é realizado o movimento de translação. Como resultado tem se um ponto de solda.

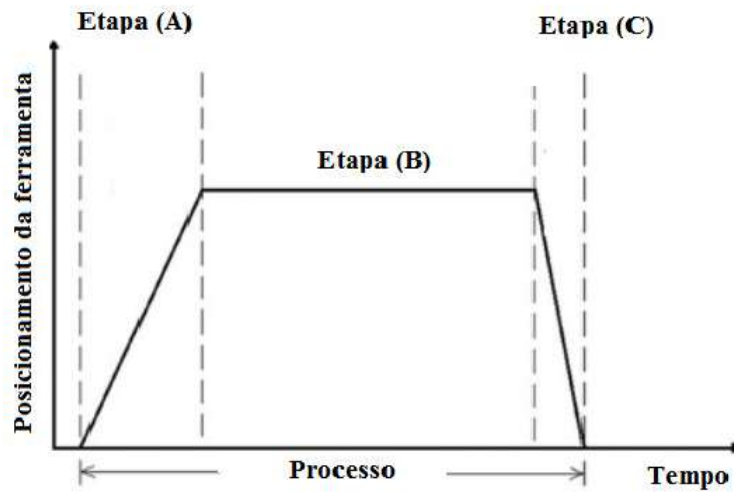
Os parâmetros mais importantes na produção desse processo são o tempo de mistura, seguidos da rotação e profundidade de penetração. Com a rotação pré-determinada, tem se o início da penetração, pela aplicação de força normal em relação à junta a ser produzida. Isto promove a plastificação do material aquecido e sua mistura que perdura por um tempo pré-determinado seguido da retração da ferramenta como exemplificado na Figura 7. A Figura 8 descreve o ciclo envolvido com a duração do processo em relação à posição da ferramenta e o tempo (LAKSHMINARAYANAN, 2015; XIE *et al.*, 2015; MAZAFERRO *et al.*, 2015, FENG *et al.*, 2005).

FIGURA 7 - Desenho esquemático da produção de uma solda por FSSW -(A) início; (B) mistura; (C) retração.



Fonte: Adaptado de MISHRA e MA, 2005.

FIGURA 8- Deslocamento da ferramenta durante a soldagem FSSW em relação ao tempo (A) – início; (B) mistura; (C) Penetração.



Fonte: Adaptado de MAZAFERRO *et al.*, 2015.

A energia aportada no processo pode ser obtida experimentalmente empregando se diferentes equações. A Equação 6, foi obtida em função da força normal F , do posicionamento da ferramenta x , torque T , velocidade angular ω e também tempo de duração do processo (KHAN *et al.*, 2007 *apud* EAGAR, 1986).

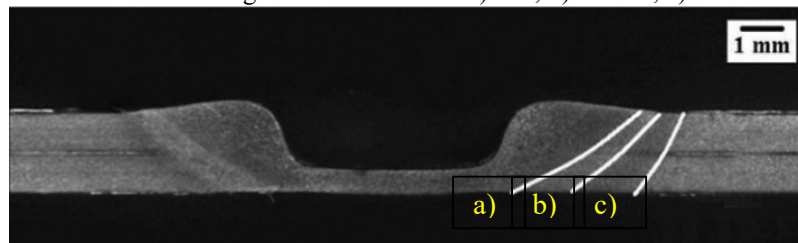
$$Q_{fsw}(x) = \sum_{n=1}^{\infty} F(n) * [x(n) * -x(n - 1)] + \sum_{n=1}^{\infty} T(n) * \omega(n) * \Delta t \quad (6)$$

Outra fórmula simplificada para o aporte térmico está descrita na Equação 7 abaixo, onde μ é o coeficiente de atrito, P é uma pressão relacionada à força da ferramenta, ω é a velocidade de rotação da ferramenta e K uma constante. O aumento da velocidade de rotação da ferramenta tem um efeito direto sobre aumento da temperatura na ZM (SANTELLA *et al.*, 2010 *apud* GOULD *et al.*, 1998).

$$\Delta T \propto \frac{\mu P \omega}{K} \quad (7)$$

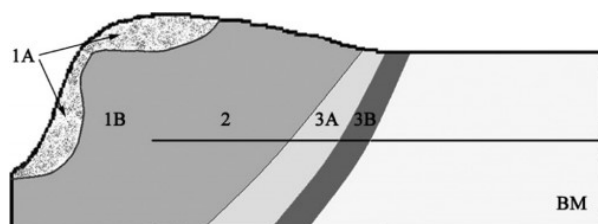
Nos aços mudanças estruturais importantes podem ocorrer durante o processo e são formadas diferentes zonas em decorrência do ciclo térmico e deformação plástica. De forma mais criteriosa, podem ser identificadas a Zona Misturada (ZM) dividida em duas subzonas. Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona Termicamente Afetada (ZTA), essa última também dividida em duas sub-regiões onde a deformação plástica não ocorre. As dimensões e forma das áreas afetadas podem ainda variar conforme a rotação, espessura da região unida e a espessura da ZM. A macrografia da seção transversal revela as diferentes zonas formadas conforme ilustradas na Figura 9 e Figura 10 (HSU *et al.*, 2018; KHAN *et al.*, 2007; MAZAFERRO *et al.*, 2011).

FIGURA 9 - Macrografia evidenciando: a) ZM, b) ZTMA, c) ZTA.



Fonte: MAZAFERRO *et al.*, 2011.

FIGURA 10 - Desenho esquemático ilustrando as diferentes zonas e subzonas formadas na solda por FSW. ZM (1A e 1B); ZTMA (2) e ZTA (3A e 3B).



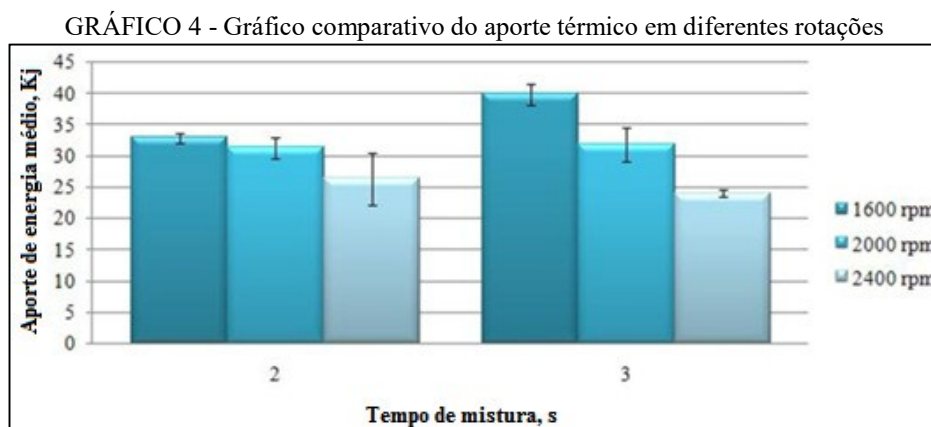
Fonte: MAZAFERRO *et al.*, 2011,

Algumas ligas ferrosas transformáveis podem apresentar alteração em sua matriz constituída

durante o processo de solda em relação ao metal base. Isto ocorre devido ao ciclo térmico, as forças envolvidas e à movimentação do material plastificado.

A dureza das soldas destes aços tende a ser maior quanto mais próximo ao pino de mistura devido à estrutura refinada na ZM decorrente da movimentação intensa do material misturado e na ZTMA com aparecimento de constituintes mais duros como a martensita e bainita devido ao ciclo térmico e as forças envolvidas. Na ZTA a alteração na dureza em comparação com metal base pode ocorrer em decorrência da transformação da austenita ao formar martensita e bainita influenciada pelo aporte de energia e taxa de resfriamento. (MAZAFERRO *et al.*, 2011; HSU *et al.*, 2019).

Embora exista uma correlação entre rotação e o aporte térmico, o aumento da rotação nem sempre resulta no aumento do aporte térmico. Rotações mais altas promovem maior pico de temperatura e o material próximo à superfície em contato com a ferramenta fica mais coalescido o que resulta na menor transferência de energia com atrito. Isto é demonstrado no Gráfico 4 (MAZZAFERRO, 2008). Tal comportamento pode ocorrer devido ao maior pico de temperatura e consequente maior plastificação do material e redução do torque.



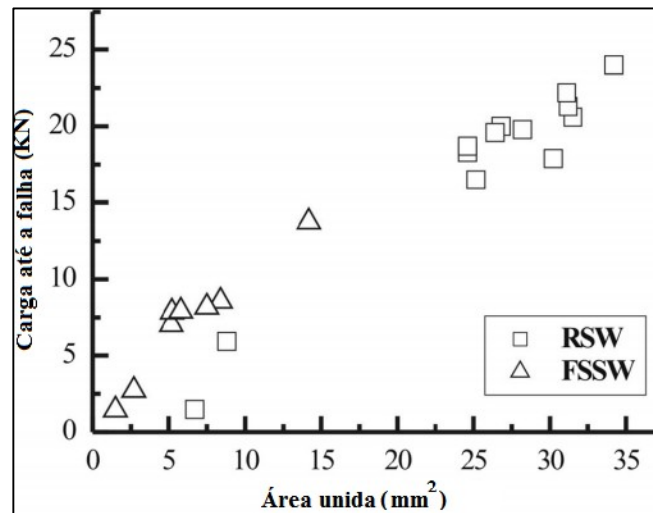
Fonte: Mazzaferro, 2008

Xie (2015), descreve que maiores rotações promovem picos maiores de temperaturas e aumento da área unida, e cita Dimitriu (2009) para destacar que a escolha de baixas rotações pode resultar em plastificação insuficiente, com consequentes danos para a ferramenta.

Hsu (2018) descreve que a resistência à tração tende a ser maior quanto maior for a área unida, como pode ser observado no Gráfico 5 onde compara o processo RSW com o FSSW.

Segundo Sant Ella (2010), no processo FSSW o aumento da área unida pode estar ligado ao efeito da difusão somado ao intertravamento mecânico e por isso o tempo de mistura maior também promove o aumento da área unida.

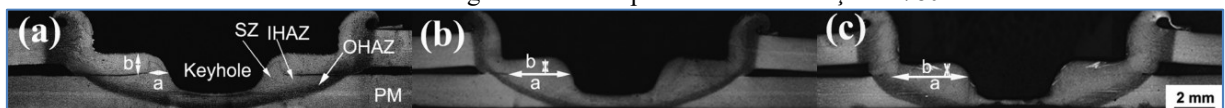
GRÁFICO 5 - Relação entre a área unida e a resistência até a falha em um aço DP 780



Fonte: HSU, 2018.

A profundidade da penetração da ferramenta tem impacto na resistência mecânica da solda. Mantendo-se constante a força aplicada, a penetração pode ser excessiva quando a rotação é mais alta devido à maior temperatura atingida e maior plastificação do material e, embora a área unida seja maior indicada na cota (a) da Figura 11, pode ocorrer a redução da espessura da chapa superior indicada na cota (b) da Figura 11 e consequente enfraquecimento do ponto. No caso exemplificado abaixo a maior resistência foi observada com a rotação de 1000RPM (XIE *et al.*, 2015; SANTELLA *et al.*, 2010).

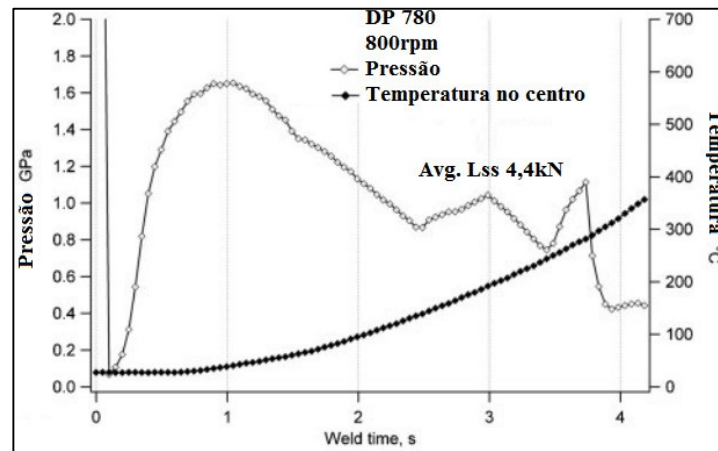
FIGURA 11 - Macrografia da solda produzida em um aço DP780



Fonte: XIE *et al.*, 2015, (a)500rpm, (b)1000rpm, (c)1500rpm.

Deve se considerar ainda que se a velocidade de penetração da ferramenta for limitada pela força aplicada, pode não ocorrer a penetração suficiente e não ser atingida a temperatura desejada caso o ombro da ferramenta não penetre a superfície. Isto pode resultar na redução da área unida ao final do processo. A variação da pressão ao longo do ciclo pode ser observada no Gráfico 6 (SANTELLA *et al.*, 2010).

GRÁFICO 6 - Gráfico da relação entre temperatura e pressão para o processo FSSW



Fonte: SANTELLA *et al.*, 2010

A profundidade de penetração pode ser fixada sem que a manutenção da força seja realizada mantendo um avanço fixo ou interrompendo o avanço quando é alcançado um valor de penetração pré-determinado. A velocidade de penetração usualmente é determinada em um valor entre 0,1 e 0,5 mm/s. A etapa seguinte, denominada tempo de mistura, apresenta duração usualmente é fixa em um intervalo entre 2 s e 6 s. Esta etapa fornece o maior aporte energético devido à maior área de contato do ombro da ferramenta. Valores entre 0,18 mm e 0,30 mm promovem o aumento da resistência da solda com uma transição de ruptura frágil para dúctil. Os fatores que tem maior impacto na resistência são o tempo de solda seguidos da rotação e por último a profundidade (XIE *et al.*, 2015; SANTELLA *et al.*, 2010; SEUNG-WOOK *et al.*, 2010).

Soldas em aço DP, obtidas pelo processo FSSW apresentam estruturas e comportamento mecânico similares às produzidas por RSW (*Resistance Spot Welding*), que são afetadas pelos parâmetros de processo, taxa de resfriamento e aporte térmico (HSU *et al.*, 2018). Os custos do equipamento para este processo são menores, a demanda energética é 30% menor e o custo dos insumos com ferramenta para FSW e os eletrodos de solda por ponto são similares (SANTELLA *et al.*, 2010).

3.5 Tratamento dos Dados

A condução adequada dos experimentos deve seguir um planejamento para garantir o sucesso do estudo. Durante a sua realização, a ocorrência de anormalidades detectadas deve ser

registrada e documentada para posterior análise. Quando isto ocorrer, serão estimados os fatores incluídos no modelo utilizando métodos estatísticos adequados, culminando na inferência, interpretação, discussão dos resultados, além da recomendação de melhorias, quando necessário (BARBEDO, 2011).

Nas abordagens que envolvem a concepção de experimentos, é de grande importância o conhecimento dos fatores que afetam um processo e seus resultados (MABOUD *et al.*, 2019).

O planejamento fatorial 2^k é particularmente útil nas fases iniciais do trabalho experimental, quando muitos fatores provavelmente serão investigados. Ele fornece o menor número de execuções com as quais k fatores podem ser estudados em um planejamento fatorial completo. Consequentemente, esses projetos são amplamente usados em experimentos de triagem de fatores.

Em seu primeiro design, fatorial 2^2 , são avaliados em apenas dois níveis. Esses níveis podem ser quantitativos, como dois valores de temperatura, pressão ou tempo; ou eles podem ser qualitativos, como duas máquinas, dois operadores, os níveis "alto" e "baixo" de um fator, ou talvez a presença e ausência de um fator.

É sempre importante examinar a magnitude e direção dos efeitos dos fatores para determinar quais variáveis são provavelmente importantes. A análise de variância (ANOVA) geralmente pode ser usada para confirmar essa interpretação, considerando a magnitude e a direção do efeito, juntamente com a ANOVA, pois ela sozinha não transmite essa informação (MONTGOMERY, 2019).

Um experimento deve incluir todas as possíveis combinações entre os fatores estudados. Deve ser aleatório para evitar vícios no experimento. O planejamento deve, quando possível, incluir réplicas, e sua quantidade é determinada para obter uma estimativa satisfatória do erro experimental estimada a variância do erro experimental e sua confiabilidade (MONTGOMERY, 2019).

A utilização de um planejamento fatorial completo permite analisar a influência das variáveis principais em processos de solda por fricção. Embora réplicas sejam necessárias para a

confiabilidade, pode se determinar um valor de referência e aplicar os parâmetros em um nível acima e outro abaixo do valor de referência, como utilizados por Souza (2017), com o objetivo de reduzir o número de experimentos sem perder a confiabilidade do processo.

A adição de pontos centrais na matriz experimental evita a necessidade de réplicas mantendo a consistência dos resultados, o que pode ser desejável quando o número de experimentos se torna alto. Também pode ser realizada, para reduzir os custos do experimento, a adição de pontos centrais, (Barbedo 2011).

Além disso, a introdução de pontos centrais protege contra a curvatura decorrente dos efeitos de segunda ordem sem afetar a estimativa de resultados, permitindo uma estimativa independente do erro (MONTGOMERY, 2019).

Em casos que se utilizam réplicas para aumentar a confiabilidade faz-se uso de ferramentas estatísticas de modo que a probabilidade de um sistema seja coerente com a previsão previamente feita. Assim, se correlaciona o comportamento do equipamento das variáveis durante um determinado período de tempo sobre as condições experimentais. Desta forma, busca-se obter em um número de tentativas com resultados confiáveis e esperados (MARTINS e LAUGENI, 2005).

A estatística é uma parte da matemática aplicada que fornece métodos para a coleta, organização, descrição, análise e interpretação dos parâmetros. Na literatura existem diversos tipos de métodos para se realizar a análise de confiabilidade. Uma das ferramentas utilizada é chamada de análise de variância unilateral ou de fator único (ANOVA), por que apenas um fator é investigado. Para isso é exigido que o experimento seja realizado em ordem aleatória, para que o ambiente em que os tratamentos são aplicados seja o mais uniforme possível.

O resultado da ANOVA pode mostrar se os parâmetros de processo considerados são fatores que influenciam na resistência à tração das juntas soldadas. Esta ferramenta estatística foi utilizada no processo FSW em um liga de alumínio para relacionar a influência da velocidade de rotação, velocidade de soldagem e geometria do pino. O resultado do ensaio de tração mostrou que a velocidade de soldagem foi o parâmetro mais efetivo tendo um percentual de 66,05%, seguido pela geometria do pino de 15,68% e velocidade de rotação de 5,21%. (ABASS, ALKUBAISY e MUNTHIR, 2016).

Este método é normalmente aplicado para descobrir como os parâmetros de processo que afetam as respostas. O objetivo é testar várias hipóteses de modo que sejam totalmente independentes, e o método para avaliar a igualdade do processo é a análise da variância (MONTGOMERY, 2019).

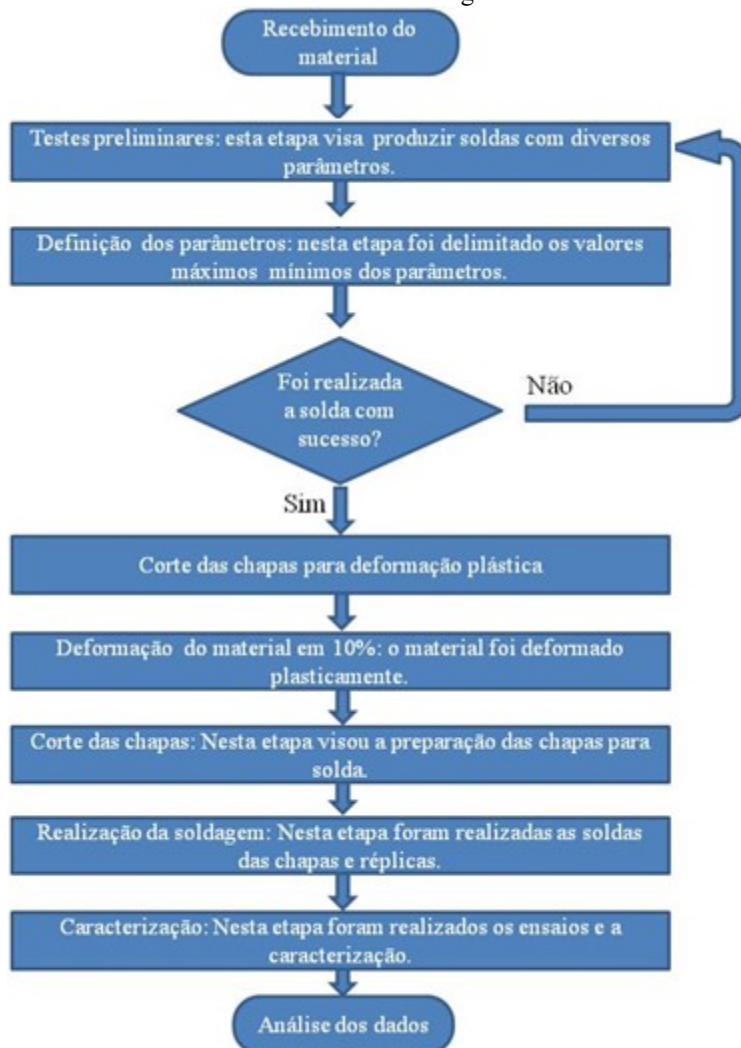
4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Introdução

Os trabalhos de investigação são importantes para a tomada de decisão assertiva, com base na observação dos fenômenos estudados. É necessário pesquisar e desenvolver o melhor método, escolher ferramentas estatísticas e determinar as variáveis e fenômenos mais importantes que serão alvo do estudo.

O método de análise estatística depende da maneira como os dados serão obtidos, pois o planejamento e a análise estatística de experimentos estão extremamente associados. Um fluxograma de processo experimental foi desenvolvido para melhor ilustrar e orientar as etapas desse estudo e está representado na Figura 12.

FIGURA 12 – Fluxograma



Fonte: Próprio autor

4.2 Material

Nesse estudo, foi empregado o aço TRIP 800, com espessura de 1,6 mm, que apresenta composição química conforme a Tabela 1. O material utilizado pertence à mesma corrida do material utilizado por Nepomuceno, (2018). Na Tabela 2, estão as frações volumétricas das fases/constituintes presentes nestes aços, e suas propriedades mecânicas na Tabela 3.

Tabela 1 - Composição típica do metal utilizado

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
96,2	0,23	1,59	1,71	0,0199	0,0185	0,217	0,0127
Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
0,0181	0,0667	0,0217	0,0078	0,0073	0,0045	0,0095	0,0057

Fonte: Adaptado de Nepomuceno (2018)

Tabela 2 - Análise metalográfica típica.

1 – Bainita, carbonetos e perlita; 2 - Teor de carbono =1,3

Ferrita	Martensita	Austenita	Outros ⁽¹⁾
27	5,7	13,9 ⁽²⁾	53,4

Fonte: PEREIRA, 2015

Tabela 3 Propriedades mecânicas.

Direção do ensaio de tração	Limite de escoamento* (Mpa)	Limite de resistência* (MPa)	Alongamento*	
			L0(mm)	%
Longitudinal	525	853	80	20

(*) Valores mínimos

Fonte: SEZGIN, HAYAT, 2020

4.3 Planejamento Experimental

O número de experimentos foi determinado considerando a quantidade de variáveis a serem analisadas. Neste trabalho, foram avaliadas a velocidade de rotação da ferramenta e o tempo de mistura. Durante o planejamento experimental, levou-se em conta que todas as variáveis são controladas. Foi possível utilizar o Delineamento Composto Central Rotacional para determinar as mais importantes e estudar os efeitos de cada uma isoladamente. Ele é baseado na escolha de duas variáveis testadas em diversos níveis para gerar uma matriz de resultados.

4.3.1 Testes Preliminares

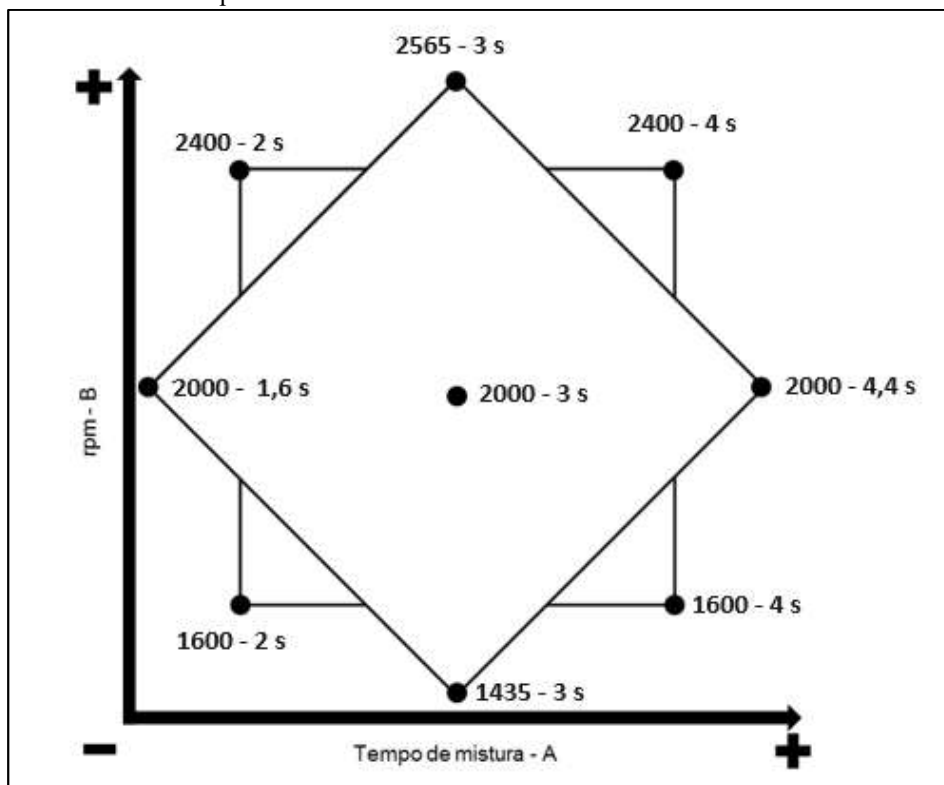
Durante os testes preliminares, foi possível abordar alguns aspectos relacionados ao planejamento do trabalho relevantes para o êxito de uma pesquisa. Nessa etapa, verificou-se a correspondência entre as variáveis analisadas evitando perda de tempo com a elaboração prévia de modelos e tendo uma previsão dos resultados esperados e da análise.

Foram realizados testes em corpos de prova de material idêntico ao do estudo. Para realização da solda, primeiro foi testado o parâmetro rotação da ferramenta. O segundo parâmetro a ser testado foi o tempo de mistura. Os corpos de prova das soldas foram cortados e analisados para verificar a ocorrência da união das peças. Com esses resultados preliminares, foram delimitados os intervalos dos parâmetros que foram estudados. A velocidade de penetração de 0,4 mm/s foi fixada e a profundidade pré-determinada em 2,5 mm. A ferramenta utilizada para a produção das soldas possui diâmetro do ombro de 20 mm. O pino de mistura possui comprimento de 2mm, formato de um tronco de cone com 6 mm de diâmetro na base maior e 5mm na extremidade que é a base menor.

4.3.2 Determinação do Tamanho da Amostra

Para a quantidade de amostras, foi utilizado Delineamento Composto Central Rotacional (DCCR) com dois fatores (tempo (A) e rotação (B)) em dois níveis (2 x 2), mais quatro pontos axiais (2 x 2) e o ponto central. O ponto central foi repetido cinco vezes, perfazendo um total de 13 ensaios disposto conforme a Figura 13. Esta técnica consiste em se obter uma matriz fatorial exponencial com 2 fatores e 3 níveis cada, que podem ser representadas geometricamente em um quadrado utilizando coordenadas. Os dois fatores testados são combinados em vários níveis. Os símbolos + e – identificam os níveis altos e baixos, respectivamente e 0 o ponto médio, a matriz resultante que será preenchida com os dados obtidos na Tabela 4.

FIGURA 13 - Desenho representativo de um planejamento DCCR, de 2 fatores, 2 níveis e com 5 réplicas no ponto central e a matriz a ser desenvolvida



Fonte: próprio autor

Tabela 4 - Matriz de experimentos

Experimento	Velocidade de rotação (rpm)	Tempo (s)	Par Combinação
1	1	1	2400 rpm-4 s
2	1	-1	2400 rpm -2 s
3	-1	1	1600 rpm -4 s
4	-1	-1	1600 rpm -2 s
5	-1.414	0	1435 rpm -3 s
6	1.414	0	2565 rpm -3 s
7	0	1.414	2000 rpm -4.4 s
8	0	-1.414	2000 rpm -1.6 s
9	0	0	2000 rpm -3s
10	0	0	2000 rpm -3s
11	0	0	2000 rpm -3s
12	0	0	2000 rpm -3s
13	0	0	2000 rpm -3s

Fonte: próprio autor

A primeira variável a ser testada foi a rotação da ferramenta que é uma parte importante para determinação do aporte energético convertido em calor pelo atrito entre a ferramenta e a superfície do material. A segunda foi o tempo de mistura, assim chamado o tempo que o ombro da ferramenta permanece em contato com a superfície após a penetração do pino. Seus valores foram delimitados nos testes preliminares.

4.3.3 Preparação das Chapas

A preparação das chapas se deu em duas etapas. Inicialmente, estas chapas foram cortadas no sentido da laminação, conforme Figura 14. Esta etapa visou promover uma pré-deformação convencional de 10%, pois tal liga, normalmente, é soldada após a ocorrência do fenômeno de transformação induzida por plasticidade, resultante de operações de estampagem presente em processos industriais. O objetivo, nesta etapa, foi induzir a ocorrência do efeito TRIP com transformação parcial da austenita retida em martensita.

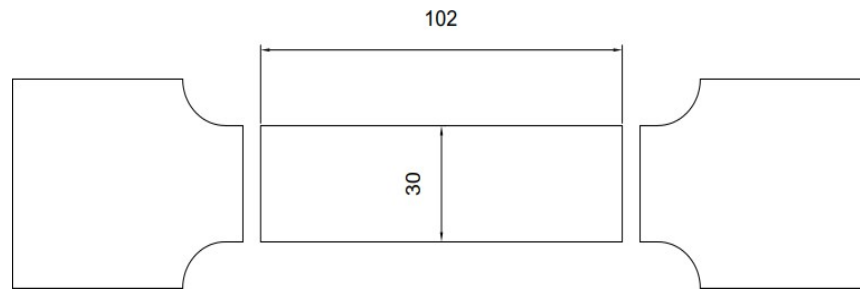
FIGURA 14 - Material retirado da chapa de aço e detalhe com dimensões



Fonte: Próprio autor

Para isso, o equipamento utilizado foi uma máquina de ensaios universal da marca Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill3, empregando um extensômetro do tipo agulhas, da marca Instron modelo 2630-106. A Figura 15 detalha as dimensões da chapa a ser extraída do material conformado.

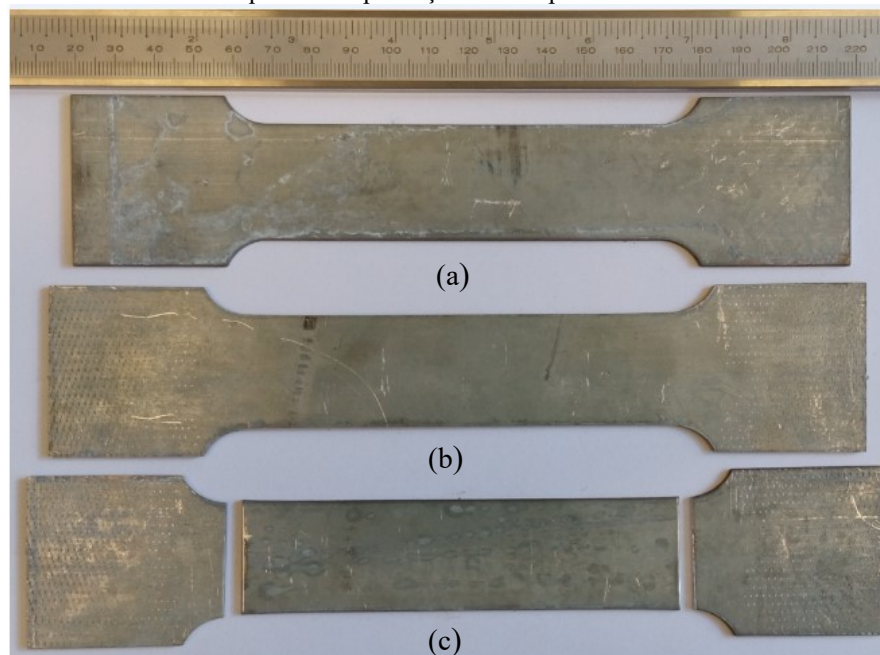
FIGURA 15 - Parte útil no centro retirado as cabeças



Fonte: Próprio autor

A Figura 16 pode ilustrar a sequência de preparação da chapa. Pode ser visto o material sem deformação (a), após a deformação de 10% (b) e a chapa com sua dimensão final (c) para realização da soldagem pelo processo FSSW.

FIGURA 16 - Sequência de produção das chapas a serem soldadas



Fonte: Próprio autor

A análise microestrutural para avaliação dos constituintes/fases presentes foi realizada em 2 momentos distintos: após transformação induzida pela deformação e pós-soldagem.

Foram utilizadas as técnicas de corte, lixamento e polimento metalográficos, de modo a evitar a transformação das fases presentes, o que poderiam levar a interpretações equivocadas. O lixamento utilizado seguiu um padrão escalonado (grãos 120, 220, 320, 400, 600 e 1200)

alternando-se a direção de lixamento. Em seguida, é realizado o polimento com pasta de diamante (9, 3 e 1 micron) e ataque químico com uma solução de Nital 10%.

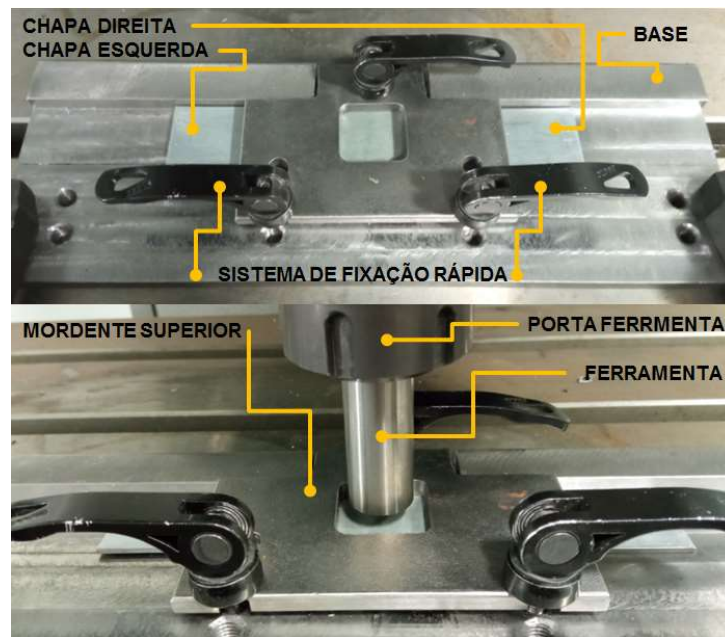
A análise da macroestrutura foi realizada empregando uma lupa estereoscópica ZEISS STEMI 2000C equipada com câmera para aquisição de imagens. Devido ao refino de grãos, análises complementares da microestrutura, com o objetivo de identificar ferrita, bainita, martensita e austenita retida foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura Shimadzu modelo SSX-550, empregando elétrons secundários. O reagente utilizado foi Nital 3%.

4.4 Soldagem do Aço TRIP 800

Os fatores que têm maior impacto na resistência mecânica da solda produzida pelo processo FSSW são a penetração da ferramenta, a rotação e o tempo de mistura definidos nos testes preliminares. A velocidade de penetração do pino da ferramenta foi fixada em 0,4mm/s conforme proposto na literatura, a rotação definida entre 1435 a 2565 e o tempo de mistura variou entre 1,6 s e 4,4 s (MAZAFERRO *et al.*, 2010; XIE *et al.*, 2015; SANTELLA *et al.*, 2010; SEUNG-WOOK *et al.*, 2010).

As amostras foram fixadas em um dispositivo fabricado para esta função, que visa garantir o perfeito alinhamento e sobreposição necessária à produção da solda, conforme estabelecido na especificação AWS-C1. 1(M):2019, para produção das soldas que foram submetidas aos ensaios de tração, microdureza Vickers e análise microestrutural. Na Figura 17, é ilustrado o dispositivo com o material para produção da solda e detalhe do posicionamento da ferramenta utilizada.

FIGURA 17 - Dispositivo para fixação e produção das soldas



Fonte: próprio autor – DEMAT CEFET-MG

As soldas foram produzidas utilizando um centro de usinagem da Romi modelo D800 – Fanuc 4 eixos para o processo FSSW. Na Figura 18, pode ser visualizado um ponto de solda feito utilizando o processo.

FIGURA 18 - Ponto de solda aleatório produzido pelo processo FSSW



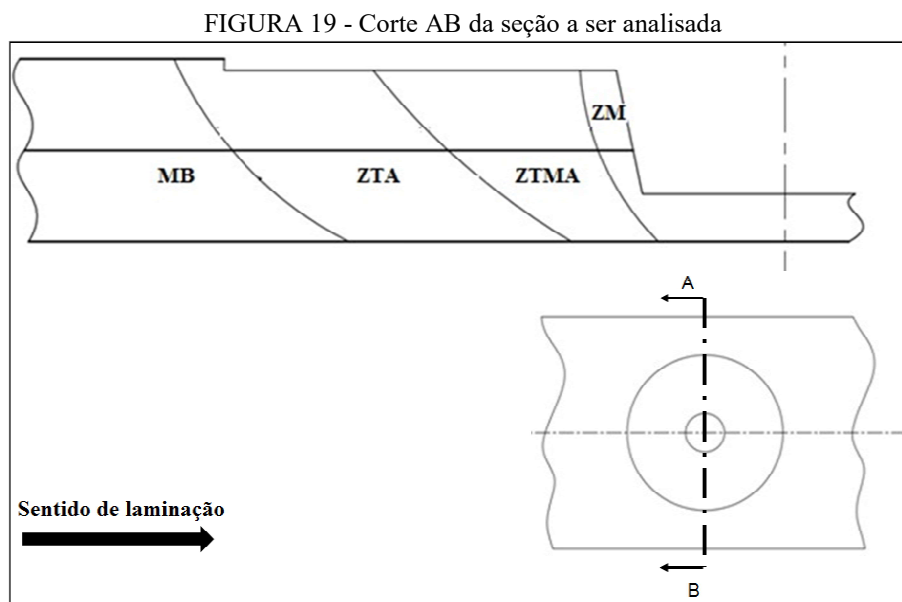
Fonte: próprio autor – DEMAT CEFET-MG

O aporte energético foi calculado de forma indireta com uso da Equação 7. Foram coletados os dados dos valores de corrente e tensão com multímetro U1242b e amperímetro U1212 Agilent à uma taxa de 10 dados por segundo na saída do inversor de frequência do equipamento utilizado. O início da coleta dos dados se deu com início da penetração do pino e terminou com a retração da ferramenta.

4.5 Avaliação Microestrutural

As amostras para análise da macro e microestrutural foram cortadas como ilustrado na Figura 19 de modo que fosse possível visualizar as diferentes regiões da solda formada.

Posteriormente, as amostras foram preparadas conforme descrito no item 4.3.3. O ataque químico para revelar os constituintes foi realizado com Nital 10%. A identificação da microestrutura feita nas diferentes regiões foi realizada por microscopia eletrônica em um equipamento Shimadzu, modelo SSX-150. A Figura 20 abaixo mostra a secção de uma solda cortada para análise, embutida em resina fenólica vermelha.



Fonte: próprio autor



Fonte: próprio autor

4.6 Comportamento Mecânico

A fim de avaliar o comportamento mecânico das soldas produzidas em juntas, conforme ilustrado na Figura 21, foram submetidas ao ensaio de tração. Como não há norma para execução desse ensaio em juntas produzidas pelo processo FSSW, os corpos de prova foram produzidos conforme a norma AWS- C1. 1(M): 2019.

As dimensões foram de 30 mm de largura por 102 mm de comprimento, cortados no sentido de laminação. A sobreposição das chapas foi de 50 mm, e o ponto de solda produzido na região sobreposta.

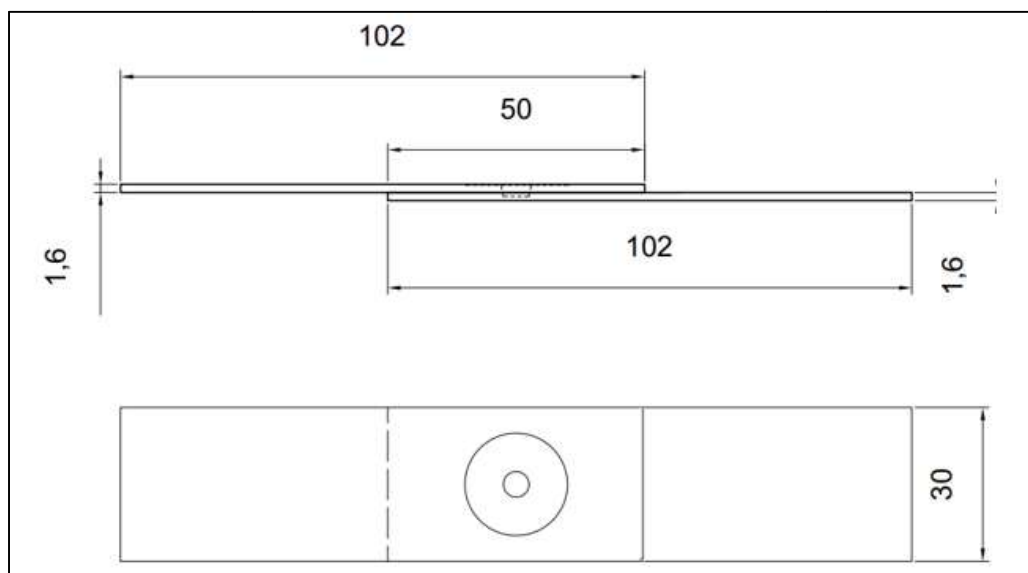


FIGURA 21 - Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração.

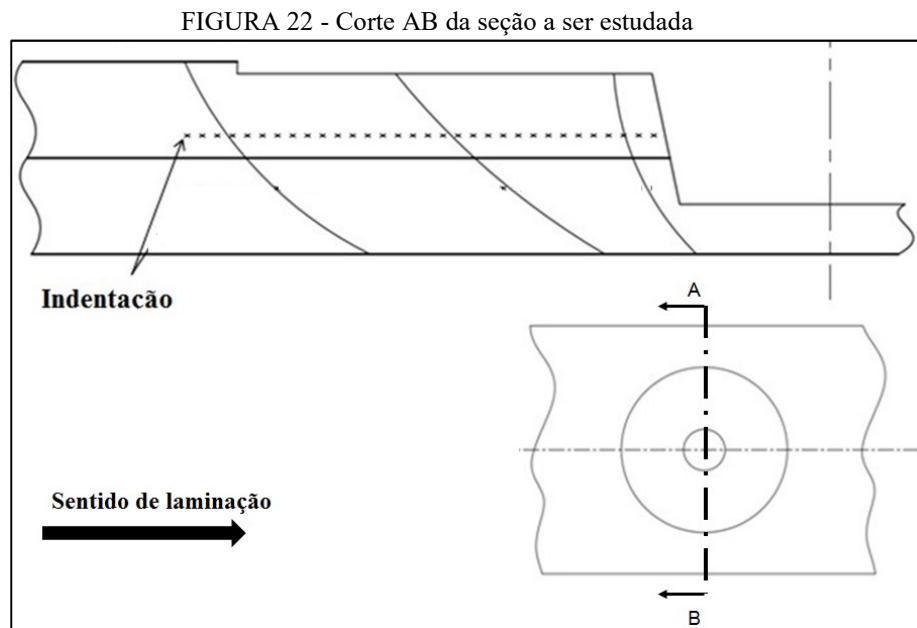
Fonte: Adaptado de AWS-C1. 1(M):2019

O teste foi realizado em máquina de ensaios universal da marca Instron, modelo 5982, equipada com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill3. A velocidade de deformação durante a execução do ensaio foi de 17 mm/min. A partir das curvas de tensão/deformação, foram obtidos os limites de resistência das soldas sob carga de tração, as quais representam o comportamento da junta sob esforços de cisalhamento.

O perfil de microdureza foi realizado na chapa superior, a uma distância de 0,25 mm do lado inferior, em toda a secção da zona misturada, zona termo mecanicamente afetada, zona termicamente afetada e metal base, conforme indicado na Figura 22 empregando um

durômetro Shimadzu, modelo HMV-20.

As cargas aplicadas foram de 0,200 kgf durante 10 s e distância entre endentações de 0,2 mm, realizadas de modo a garantir que fossem feitas várias medidas de dureza da matriz em cada uma das regiões da solda.



Fonte: próprio autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise do Efeito dos Parâmetros Sobre a Energia no Processo de Soldagem

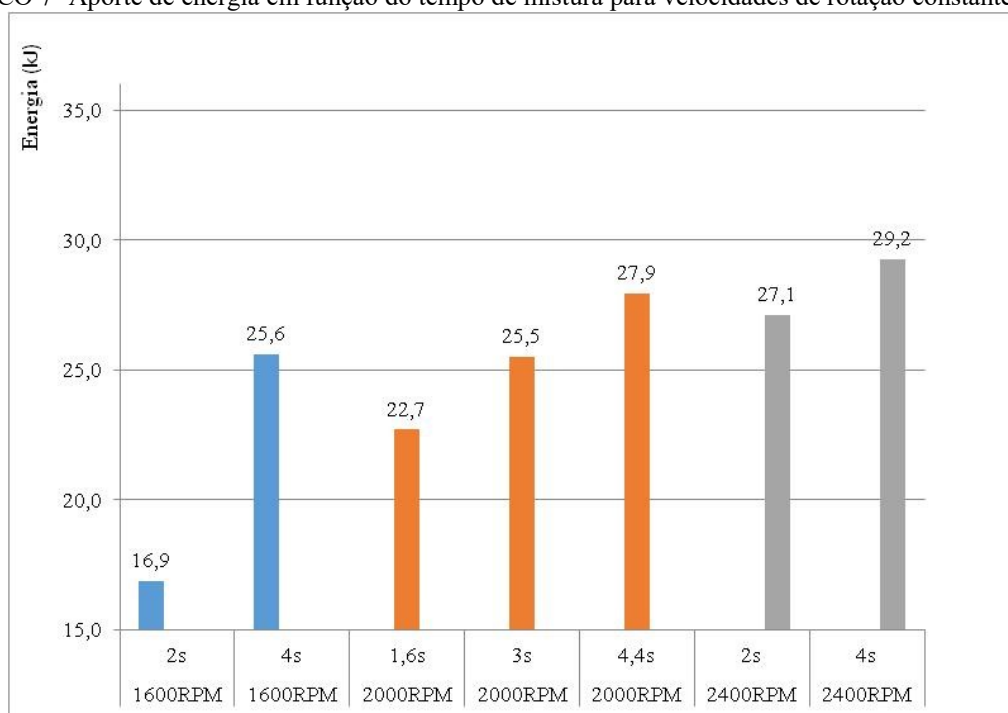
No contexto do processo de união no estado sólido, as forças de atrito entre o ombro, o pino da ferramenta e o material desempenham um papel fundamental na geração de calor durante a soldagem a ponto por fricção e mistura. A velocidade de rotação da ferramenta e a deformação plástica imposta ao material surgem como as principais fontes de calor nesse processo. Os valores de energia calculados para a produção das soldas, considerando as interações entre diversos parâmetros, estão detalhadamente apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Energia total para os diferentes parâmetros		
Parâmetros		Energia (kJ)
Rotação (rpm)	Tempo de mistura (s)	
2400	4	29,2
2400	2	27,1
1600	4	25,6
1600	2	16,9
1435	3	24,2
2565	3	34,9
2000	4,4	27,9
2000	1,6	22,7
2000	3	25,5

Fonte: próprio autor – DEMAT CEFET-MG

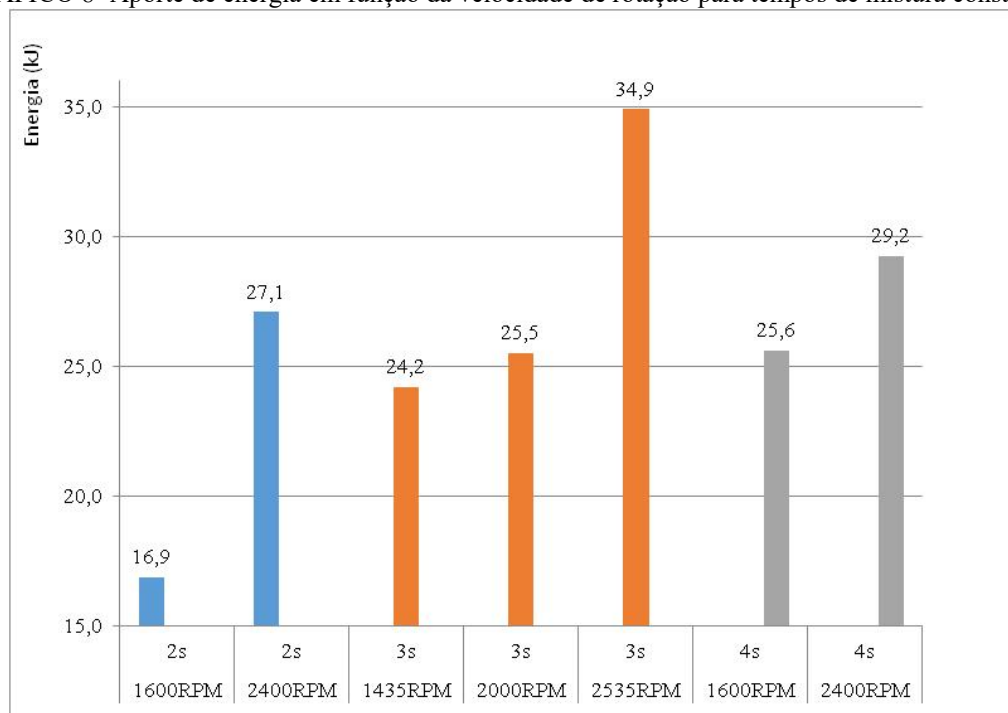
A energia aportada foi determinada de maneira indireta, utilizando a Equação 4, a partir dos dados obtidos na saída do inversor de frequência da máquina empregada. Os valores de energia aportada no processo, levando em consideração a velocidade de rotação constante, são apresentadas no Gráfico 7, enquanto aquelas associadas ao tempo de mistura fixo estão representadas no Gráfico 8.

GRÁFICO 7- Aporte de energia em função do tempo de mistura para velocidades de rotação constantes.



Fonte: próprio autor.

GRÁFICO 8- Aporte de energia em função da velocidade de rotação para tempos de mistura constantes.



Fonte: próprio autor

Os dados indicam o aumento nos valores de energia à medida que tanto a rotação quanto o tempo aumentam. No entanto, destaca-se que a rotação foi a única a exercer uma influência significativa no aporte energético em comparação ao tempo de mistura, fato este verificado

com a análise de variância com auxílio do Software Minitab, em que valores menores que 0,05 indicam uma probabilidade maior que 95 de ser relevante, exibido na Figura 23 extraído do programa.

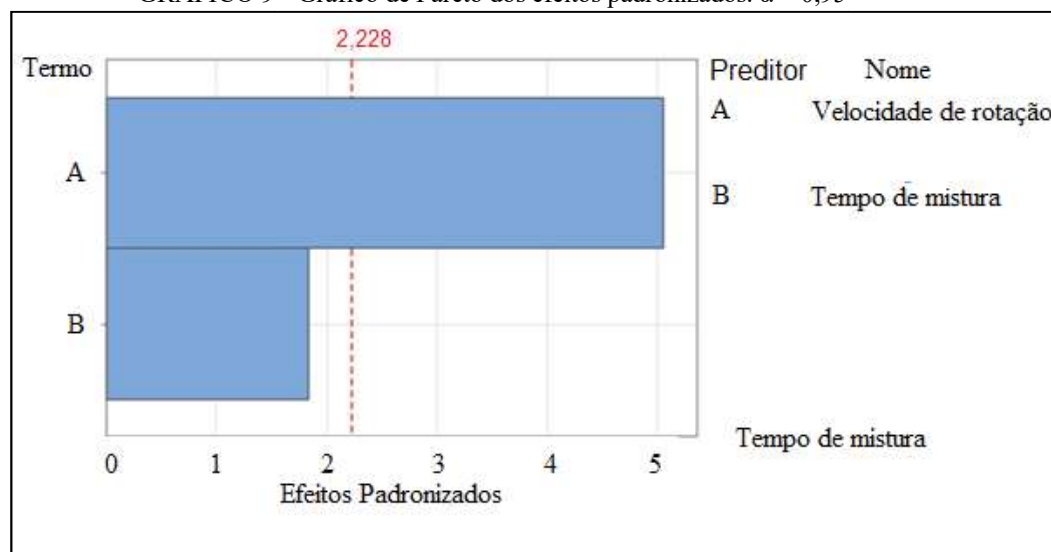
FIGURA 23 – Análise de variância

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	5	175,063	35,013	6,34	0,080
Linear	2	145,829	72,914	13,21	0,033
Rotação	1	104,633	104,633	18,96	0,022
Tempo	1	41,196	41,196	7,46	0,072
Square	2	18,344	9,172	1,66	0,327
Rotação*Rotação	1	5,253	5,253	0,95	0,401
Tempo*Tempo	1	1,776	1,776	0,32	0,610
2-Way Interaction	1	10,890	10,890	1,97	0,255
Rotação*Tempo	1	10,890	10,890	1,97	0,255
Error	3	16,557	5,519		
Total	8	191,620			

Fonte: próprio autor

O Gráfico 9, gerado através do software Minitab, ilustra os efeitos padronizados dos parâmetros. Nesse contexto, a velocidade de rotação se destaca como o parâmetro mais significativo em termos de contribuição para o aporte energético no processo.

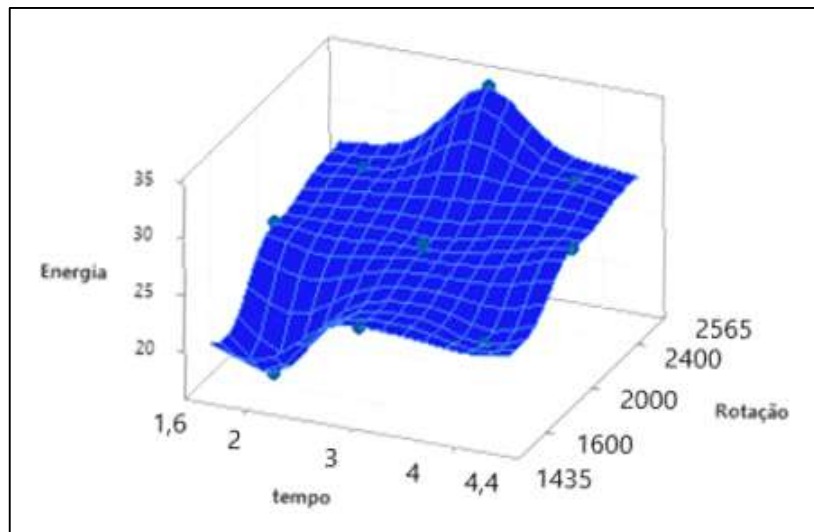
GRÁFICO 9 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados. $\alpha = 0,95$



Fonte: próprio autor

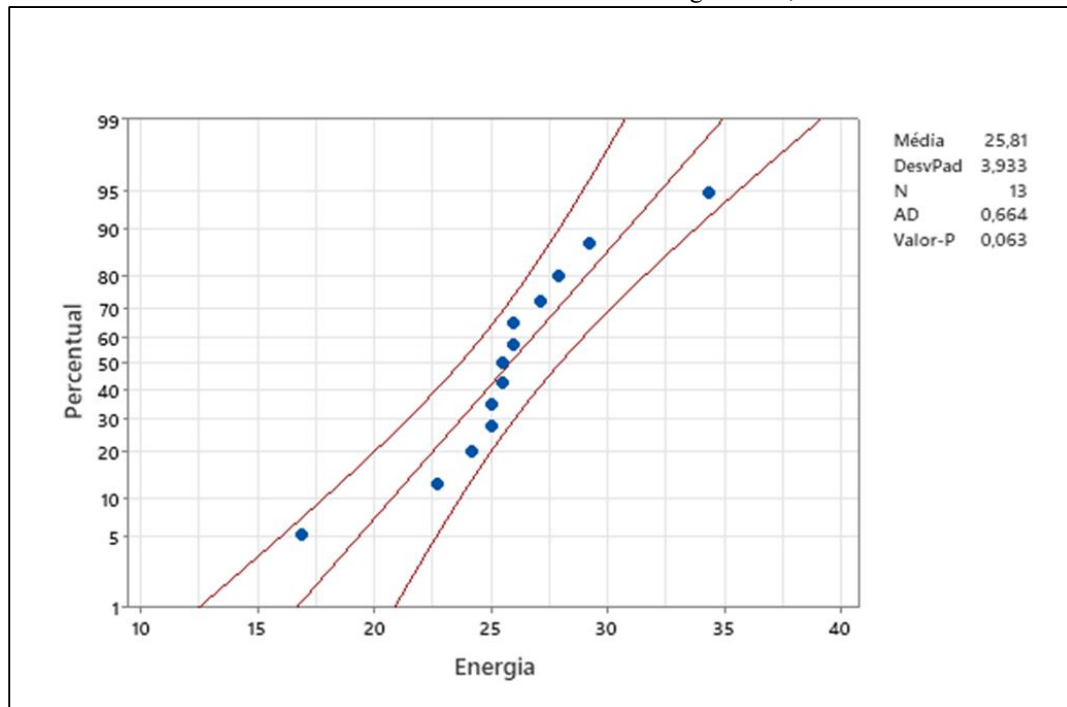
Os cálculos de energia foram submetidos a uma análise estatística que revelou uma distribuição normal, com uma confiança de 95%. Importante ressaltar que essa análise não levou em conta possíveis perdas no processo, e os dados de energia coletados na saída do inversor podem não refletir completamente a realidade. No entanto, é válido destacar que essa limitação não invalida a análise, uma vez que o mesmo método foi aplicado consistentemente a todas as amostras. O Gráfico 10, apresenta um gráfico 3D, não otimizado, dos dados da tabela 5 para a probabilidade de energia gerada, que foi elaborado através do Software Minitab. Deste, percebe-se também uma tendência de interação entre os fatores. O valor mais alto de energia foi observado com a rotação máxima (2565 rpm) no tempo de 3 s. Após este tempo, mantendo a rotação constante, houve uma tendência de queda da energia. Entretanto, como nos resultados da ANOVA para a energia o fator significativo foi a velocidade de rotação.

GRÁFICO 10 - Gráfico de Probabilidade de energia. $\alpha = 0,95$



Fonte: próprio autor.

O Gráfico 11 mostra a probabilidade de previsibilidade da energia e foi gerado com auxílio o Software Minitab.

GRÁFICO 11- Gráfico de Probabilidade de energia. $\alpha = 0,95$ 

Fonte: próprio autor

A distribuição mostra que os valores obedecem uma distribuição normal, pois o $P > 0,05$ e teste estatístico Anderson Darling (AD) apresentou valor pequeno, o mostra que a distribuição se ajusta bem aos dados.

5.2 Avaliação do Efeito dos Parâmetros e da Energia sobre a Solda

A repartição térmica de um ciclo térmico de soldagem depende das propriedades físicas do material, geometria da junta e procedimento de soldagem. O aporte energético submete o material a um ciclo térmico o qual combinado com as forças envolvidas promovem mudanças nos constituintes. Exercem influência o tempo, a energia, taxa de resfriamento e pressões envolvidos.

A Tabela 6 apresenta os valores de área soldada e os respectivos limite de ruptura das soldas (resistência ao cisalhamento) obtidos para diversas combinações de parâmetros, sendo esses dados analisados em conjunto com as informações de energia fornecidas na Tabela 5.

Tabela 6 - Área soldada para os diferentes parâmetros

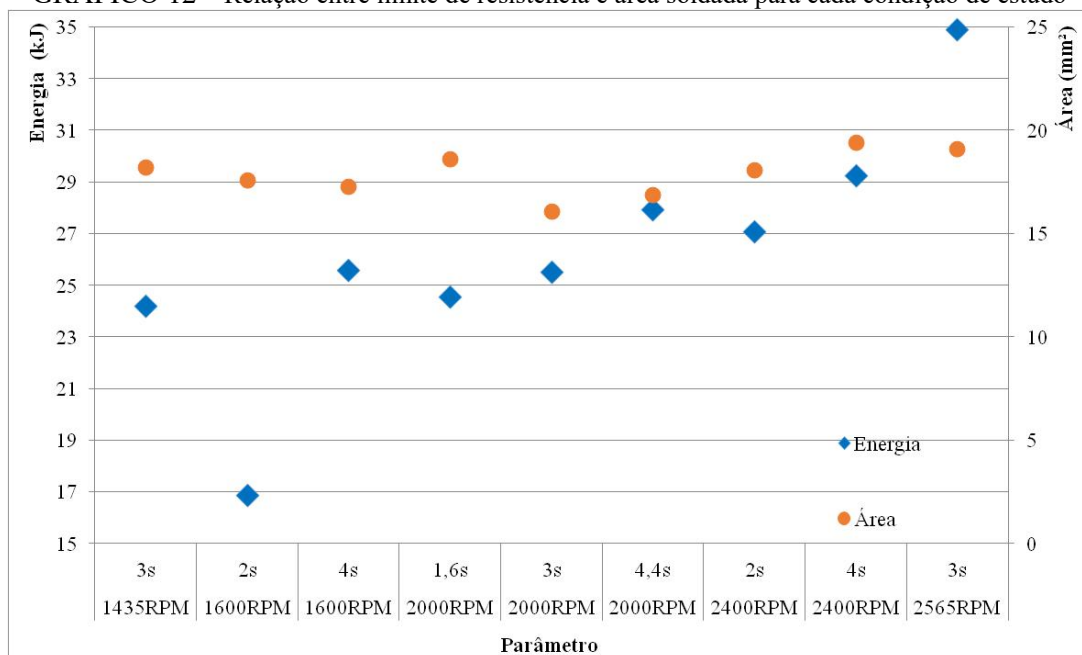
Parâmetros		Área soldada (mm ²)	Resistência ao cisalhamento (Mpa)
Rotação (rpm)	Tempo de mistura (s)		
2400	4	19,4	463
2400	2	18,1	408
1600	4	17,3	473
1600	2	17,6	400
1435	3	18,2	483
2565	3	19,1	407
2000	4,4	16,9	325
2000	1,6	18,6	446
2000	3	15,8	468
2000	3	15,9	457
2000	3	15,3	398
2000	3	17,1	460
2000	3	16,2	429

Fonte: próprio autor – DEMAT CEFET-MG

No Gráfico 12, a análise da correlação entre os dados de energia e área não revelou uma relação direta entre essas variáveis, o ponto correspondente aos parâmetros com 3 s e velocidade de rotação de 2000 rpm é resultado de uma média simples para facilitar a interpretação do gráfico. Khan (2007), em seus experimentos com aço DP600, descreveu um efeito semelhante, destacando a ausência de linearidade entre a energia, o limite de resistência e as áreas soldadas, embora tenha observado uma maior área soldada com a aplicação de maior energia, (KHAN, M. I *et al.*, 2007).

Neste estudo específico, a área soldada variou em torno de um valor médio, não permitindo a identificação de uma tendência clara. Por outro lado, observações de Feng Z. (2005) indicam que o aumento do tempo em seus experimentos resultou em um aumento na região de união (FENG Z. *et al.*, 2005).

GRÁFICO 12 – Relação entre limite de resistência e área soldada para cada condição de estudo

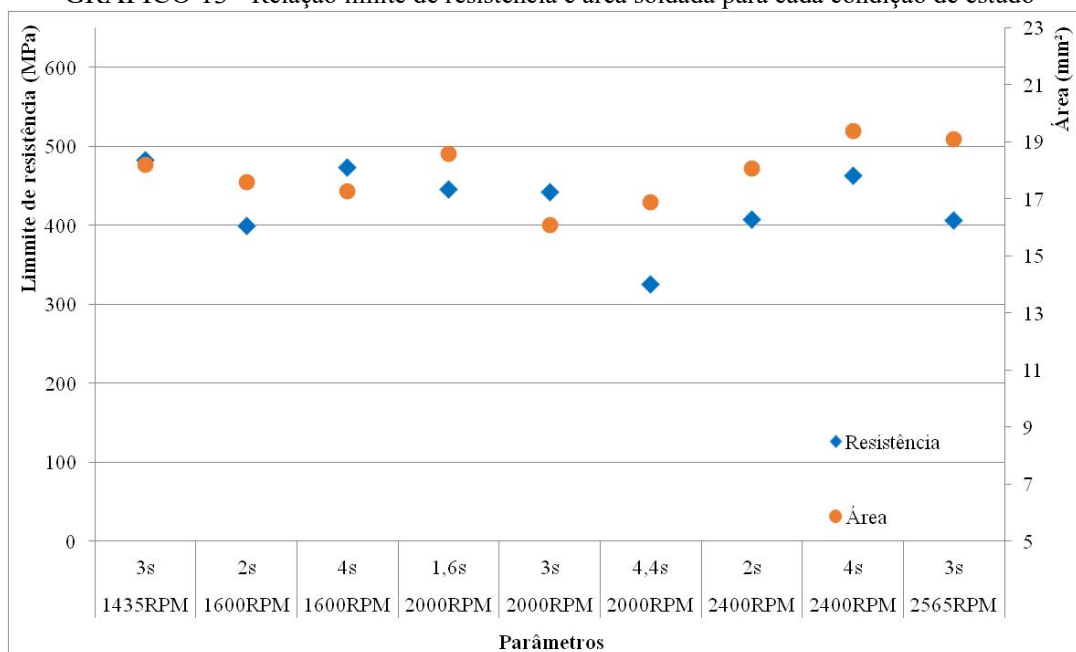


Fonte: próprio autor parei aqui.

Certamente, a não linearidade observada neste estudo alinha-se com a complexidade do processo de soldagem e destaca a importância de considerar fatores adicionais. Um desses, não avaliado anteriormente, e que pode influenciar a formação da espessura da região soldada, é a pressão exercida pela ferramenta. Xie (2016), citando Santella (2010) *et al.*, justifica que, para um mesmo material, uma pressão maior pode exercer uma grande influência no limite de resistência (XIE *et al.*, 2016).

O Gráfico 13 apresenta a relação entre a área da solda e o limite de resistência para diferentes velocidades de rotação e tempos de mistura. A relação entre essas variáveis não é claramente definida, indicando a possibilidade de outros fatores influenciarem o limite de resistência ao cisalhamento, o ponto correspondente aos parâmetros com 3 s e velocidade de rotação de 2000 rpm é resultado de uma média simples para facilitar a interpretação do gráfico.

GRÁFICO 13 - Relação limite de resistência e área soldada para cada condição de estudo



Fonte: próprio autor

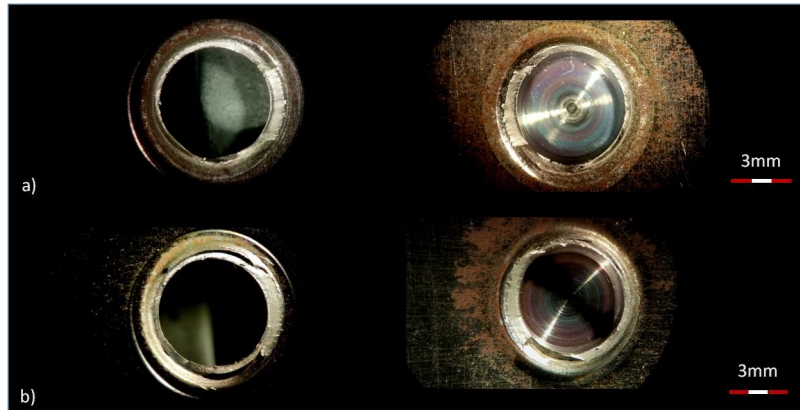
No entanto, ao analisar as amostras produzidas com velocidades de rotação de 1600 rpm e 2400 rpm, observa-se que o tempo contribuiu para o aumento do limite de resistência à tração. Notavelmente, para a solda obtida com uma velocidade de rotação de 2000 rpm e 4,4 s, o valor do limite de resistência ao cisalhamento foi o menor, caracterizando-se como atípico. Nesse caso, a área da região soldada aumentou em comparação com a solda obtida a 2000rpm e 3s. Essa discrepância pode ser atribuída ao efeito de diferentes constituintes formados ou discontinuidades durante o processo, possivelmente diminuindo a resistência e a área efetivamente soldada. Esse cenário pode ter conduzido a um rompimento prematuro da solda.

Ao observar as amostras com um tempo de 3 s, nota-se que a velocidade de rotação tende a reduzir o limite de resistência ao cisalhamento e estas observações estão de acordo com análises realizadas por MAZZAFERRO (2009) embora nestes estudos o aço possui uma camada de zinco. No entanto, para amostras com tempos de 2 e 4s, o limite de resistência foi semelhante, e o aumento da velocidade de rotação não exerceu uma influência significativa.

Os dados de área, como evidenciados nos Gráficos 12 e 13, foram obtidos por meio do software Image J, que analisou as imagens das amostras submetidas ao ensaio de cisalhamento. As macrografias, que proporcionam uma visualização do aspecto da superfície

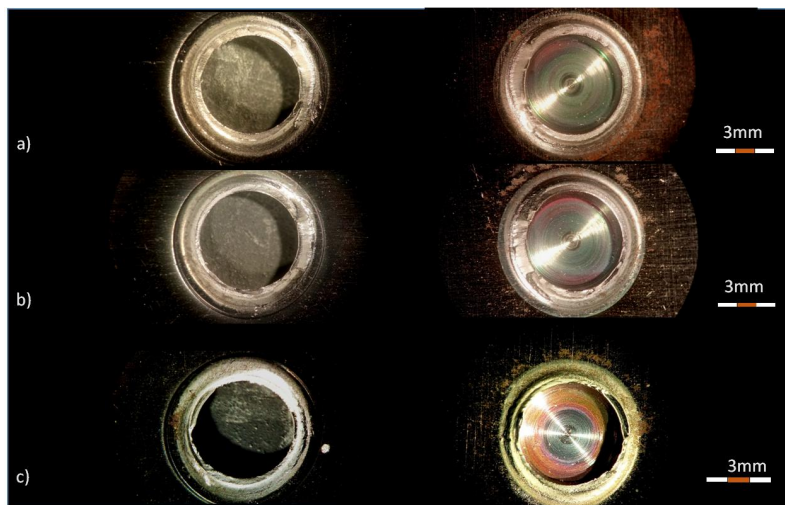
fraturada das soldas após o ensaio, estão apresentadas nas Figuras 23, 24, 25 e 26.

FIGURA 24 - Macrografia da superfície fraturada das soldas- a)1600-2s, b)1600-4s.



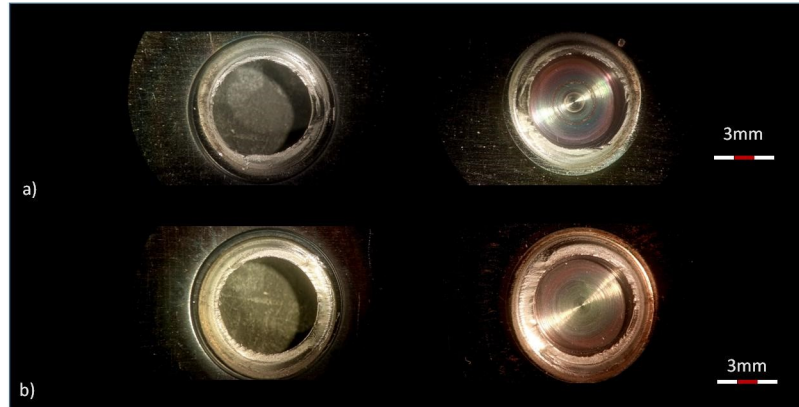
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

FIGURA 25 - Macrografia da superfície fraturada das soldas - a)2000-1.6s, b)2000-3s e c)2000 -4.4s



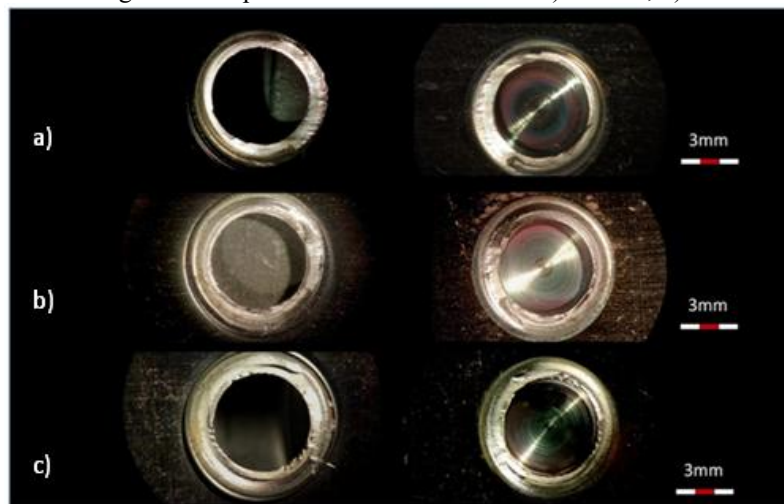
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

FIGURA 26 - Macrografia da superfície fraturada das soldas- a)2400-2s, b)2400-4s.



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

FIGURA 27 - Macrografia da superfície fratura das soldas - a)1435-3s, b)2000-3s e c)2565 -3s



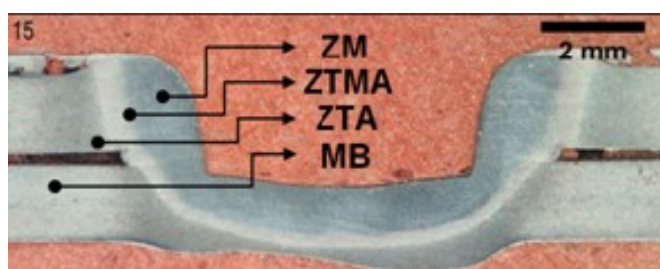
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Ao comparar as imagens, fica evidente a falta de um padrão consistente de ruptura, exceto pelo fato de que essa parece ter se originado em um ponto da linha formada entre as chapas que demonstra uma provável falta de união no material. Destaca-se neste caso que tal ocorrência indica uma união parcial ou mesmo ausência dessa na extremidade externa da junta. Esse processo de falha percorre a linha formada na chapa inferior até chegar à ruptura na zona misturada da chapa superior.

As macrografias das soldas produzidas revelaram, em todos os corpos de prova analisados, regiões características que variaram em extensão e constituintes de acordo com os parâmetros utilizados e também com a energia do processo. A Figura 28 ilustra uma solda típica, onde é

possível observar a zona misturada, zona termomecanicamente afetada, zona termicamente afetada e metal de base, conforme descrito por FENG, Z *et al* (2005) e divididas em sub-regiões por MAZZAFERRO, C *et al.* (2009). Na análise microestrutural a coleta de dados se concentrou em pontos centrais destas regiões.

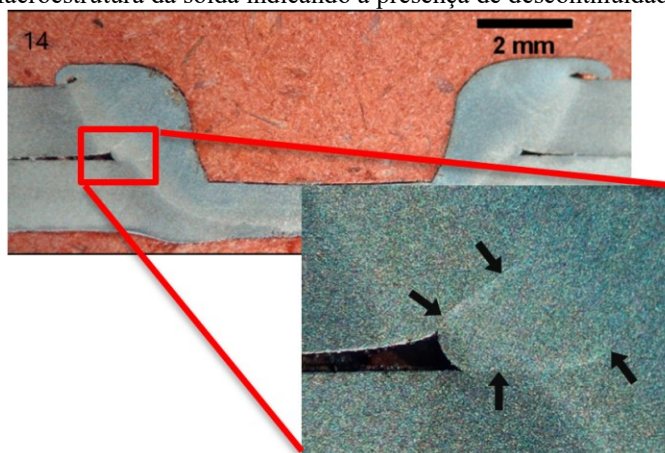
FIGURA 28 – Macrografia da seção transversal da solda (1600 -1,6s).



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Também foi observada, em todas as soldas, a formação de uma linha, como ilustrado na Figura 29, localizada entre as chapas soldadas e o material coalescido que foi forçado entre as chapas. Esse fenômeno torna-se mais visível à medida que aumenta a distância a partir do orifício de saída, deixada pelo pino central responsável pela mistura do material. O comprimento dessa tende a ser menor a medida que o material é mais aquecido, ou seja, a medida que se aproxima do orifício do pino central. Essa dinâmica é também influenciada pela velocidade de rotação, conforme destacado por XIE *et al.*, (2015). Além disso, velocidades de rotação mais altas levam a maiores temperaturas o que melhora a difusão térmica.

FIGURA 29 - Macroestrutura da solda indicando a presença de descontinuidades – 1435rpm -3s



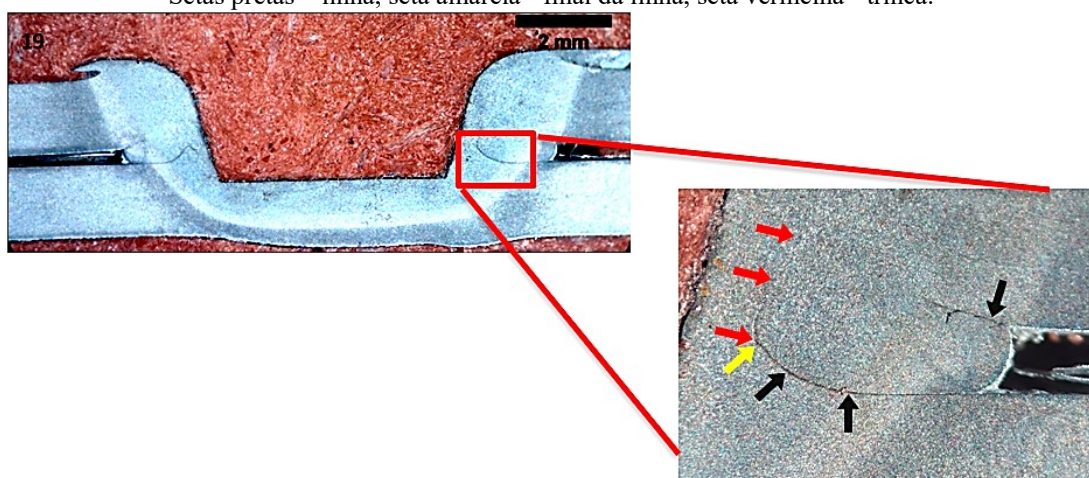
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Ao examinar o detalhe destacado na Figura 29, é possível notar a presença de ângulos agudos

na parte externa, indicando o início da linha a partir da mistura inadequada do material coalescido, que é expulso durante o deslocamento do pino da ferramenta no metal de base. Em certas condições de processamento, conforme ilustrado na macrografia da Figura 30, observou-se a presença de trincas que inicia-se onde indica a seta amarela e a partir da extremidade dessa descontinuidade tem-se a propagação demonstradas nas setas vermelhas. O surgimento de tensões internas, resultantes da soldagem ou de esforços mecânicos externos, pode propiciar a propagação dessas trincas, levando ao rompimento total da solda.

FIGURA 30 - Macrografia indicando presença de trincas a partir da descontinuidade – 2000 rpm- 4,4 s

Setas pretas – linha, seta amarela - final da linha, seta vermelha - trinca.



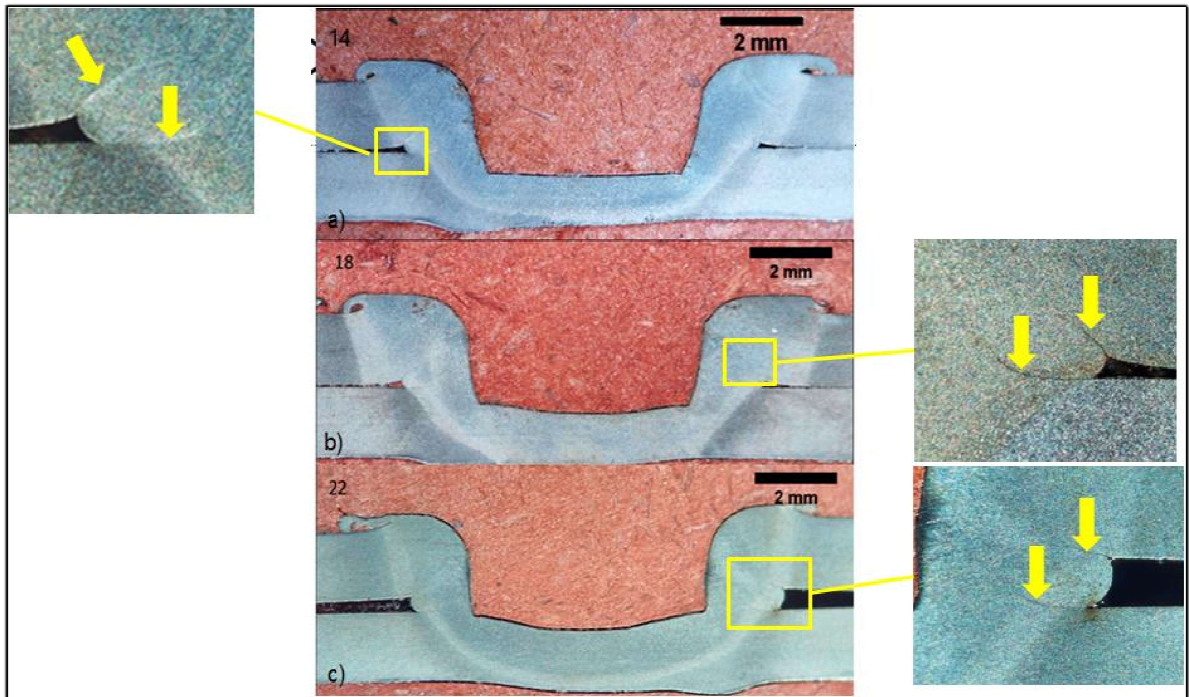
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Esse comportamento pode estar presente especialmente em soldas com alta energia em aços transformáveis, onde a trinca pode se propagar pela zona de mistura até atingir seu completo rompimento, Khan, M. I *et al.* (2009). A alta energia envolvida nesse processo pode resultar em tensões internas significativas, contribuindo para o desenvolvimento e propagação dessas trincas ao longo da região misturada. Portanto, é crucial considerar cuidadosamente os parâmetros de soldagem, especialmente em materiais susceptíveis a esse tipo de comportamento, a fim de evitar falhas indesejadas e garantir a integridade da solda.

A seguir, apresentam-se as macrografias das soldas realizadas para diferentes tempos de mistura e velocidades de rotação, ilustradas nas Figuras 31 (tempo de mistura fixo de 3s e diferentes rotações), 32 (rotação fixa a 2000rpm e diferentes tempos) e 33(diferentes tempos de mistura para dois níveis de rotação).

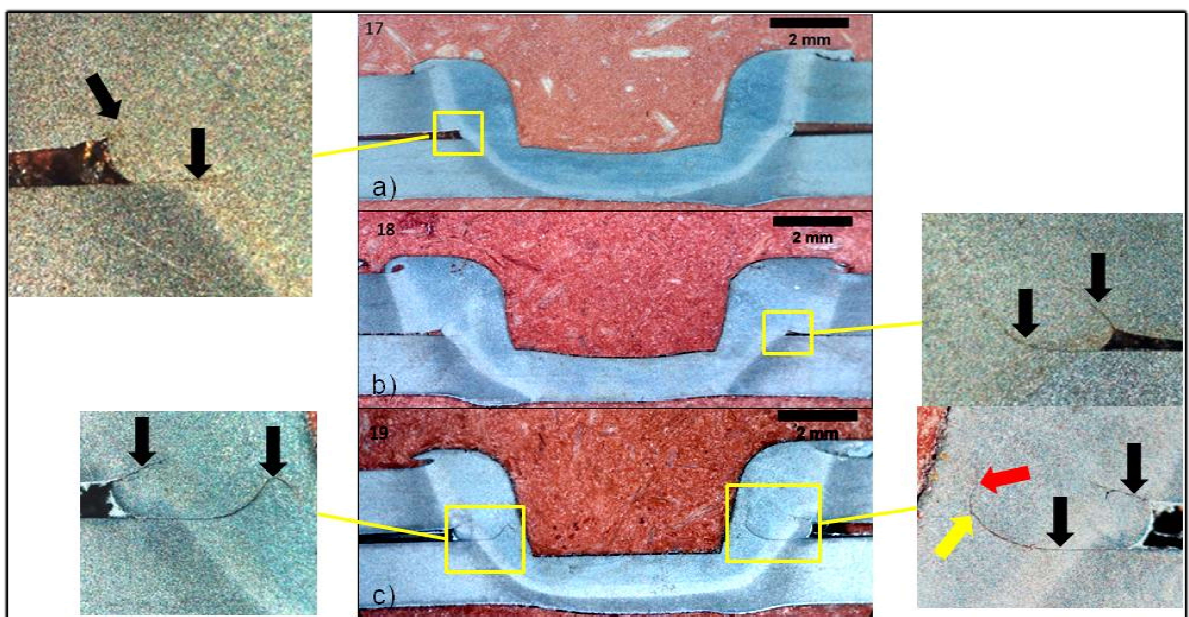
FIGURA 31 - Seção das amostras - a)1435 rpm-3 s, b)2000 rpm -3 s e c)2565 rpm-3 s.

Descontinuidades indicadas pelas setas



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

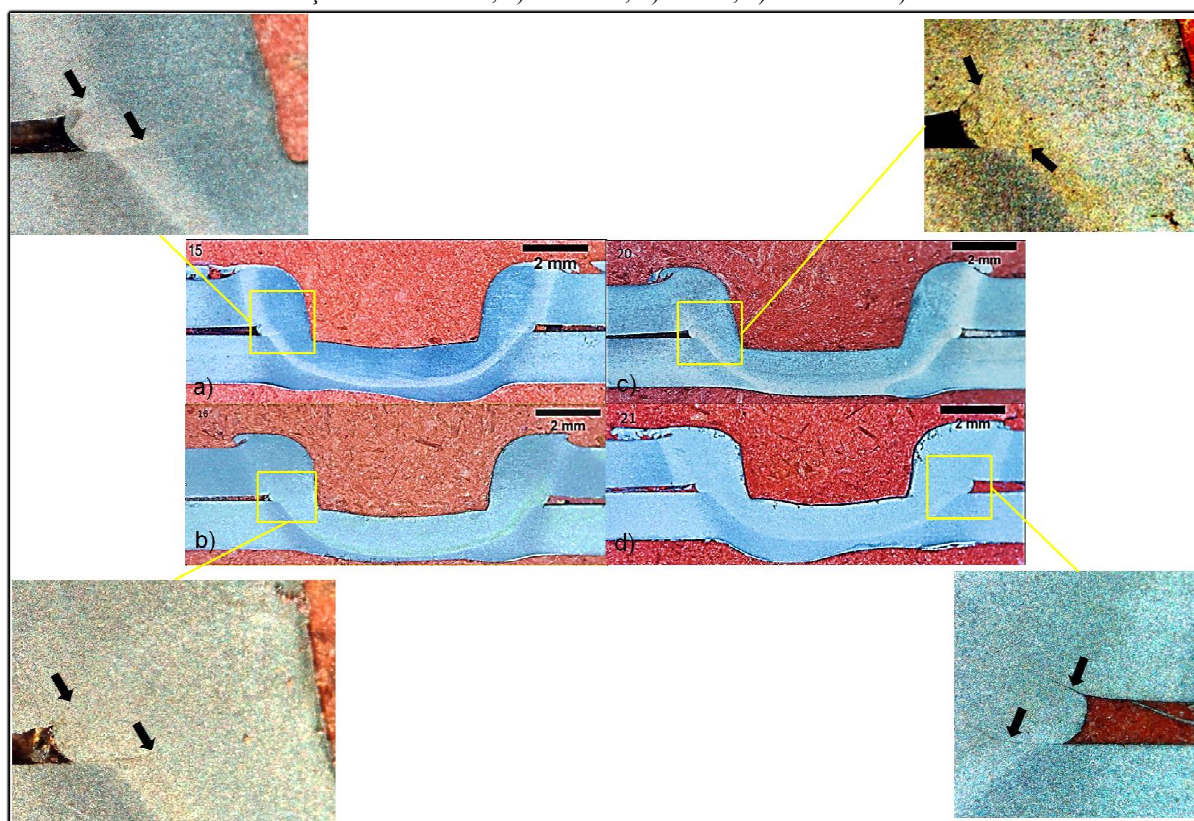
FIGURA 32 - Seção das amostras, 2000-1.6s, 2000-3s e 2000-4.4s, Descontinuidades, fim da descontinuidade e trinca, respectivamente, setas pretas, seta amarela e seta vermelha a trinca.



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Embora a presença da linha indique uma falha localizada na união em todas as soldas, é notável que na solda da Figura 32, realizada com os parâmetros de 2000 rpm e 4,4 s, essas características são mais evidentes. Além disso, observa-se o aparecimento de uma trinca no final da linha, situada dentro da zona misturada. A ocorrência de tensões internas promovidas pela grande quantidade de martensita obtida, possivelmente responsáveis pela trinca, é um aspecto a ser considerado.

FIGURA 33 - Seção das amostras, a) 1600-2 s, b) 1600-4s, c) 2400-2s e d) 2400-4 s



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

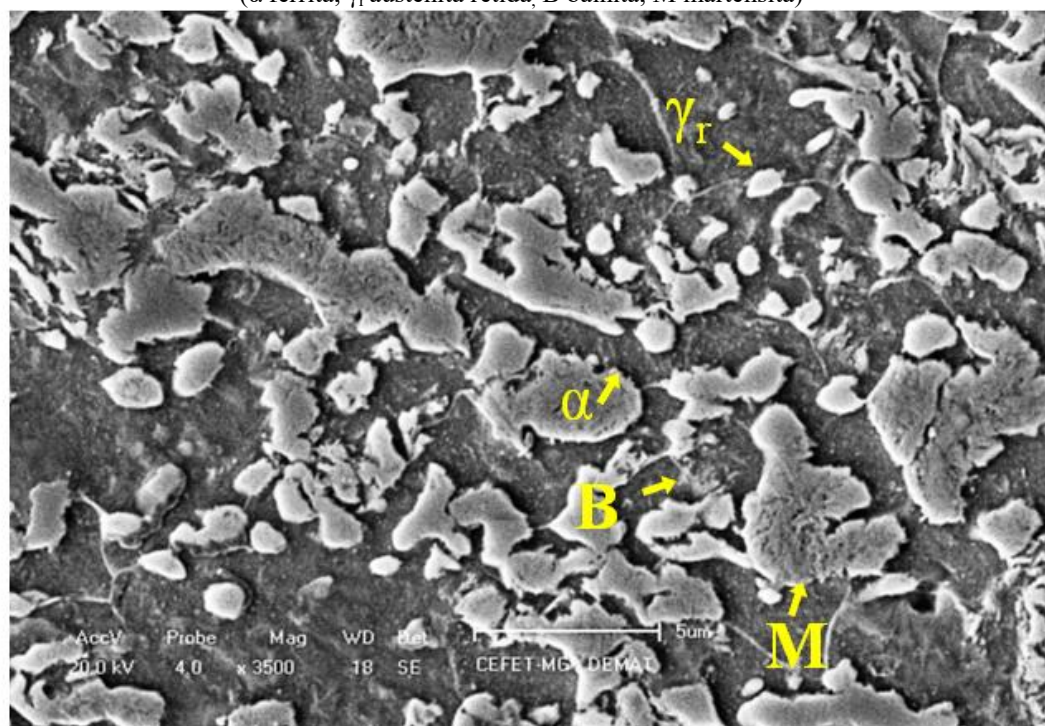
5.3 Avaliação dos Constituintes das Soldas

5.3.1 Zona Misturada

Os constituintes presentes são muito importantes para entender o comportamento mecânico da solda. A análise microestrutural do metal de base após deformação é apresentada na Figura 34. A estrutura encontrada se assemelha à estrutura típica desta classe de aço e com a presença de ferrita, martensita, bainita e austenita retida mesmo após a deformação plástica inicial de 10%. No entanto, parte da martensita presente é consequência da ocorrência do

efeito TRIP. A existência de austenita retida indica que o efeito TRIP ainda pode ocorrer neste material quando for submetido a esforços e sofrer deformação complementar.

FIGURA 34 – Microestrutura do metal base após a deformação de 10%
(α ferrita, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita)



DEMAT -CEFET-MG X3500 - 5μm

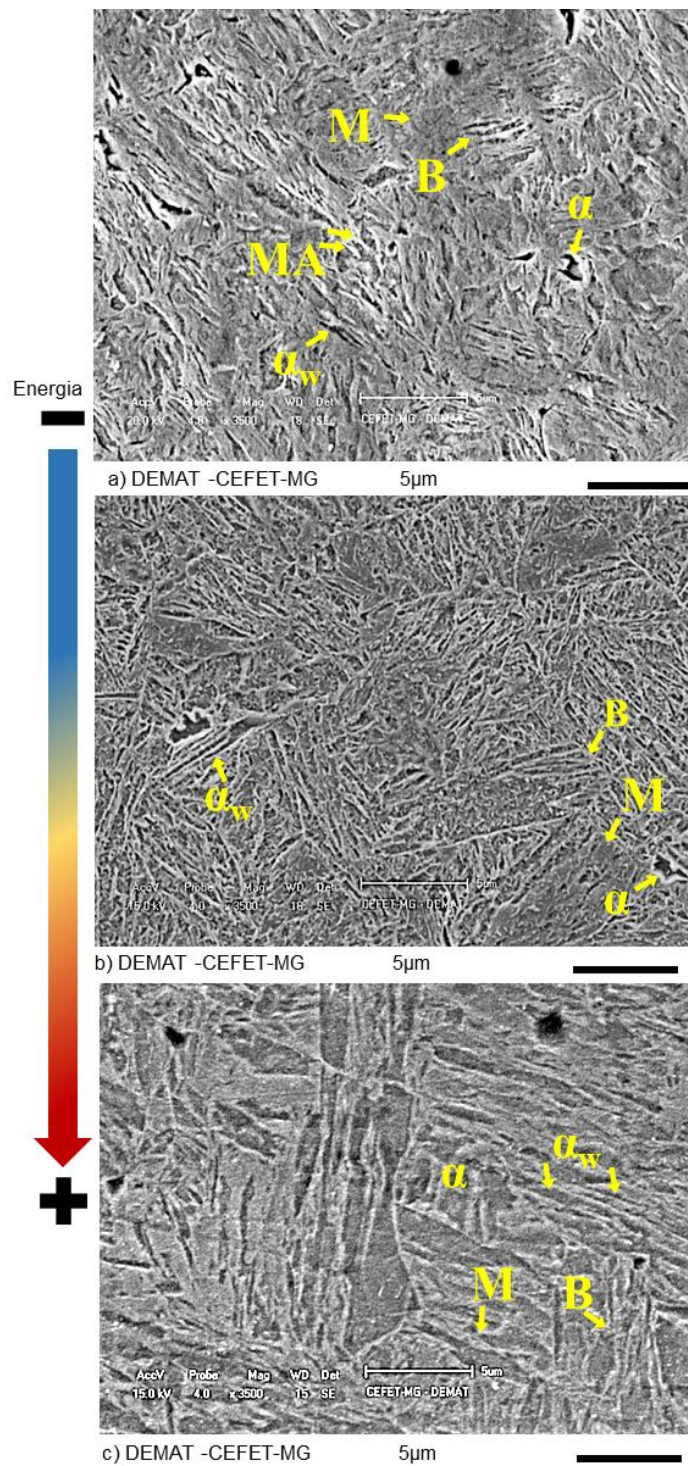
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

As imagens da Figura 35, obtidas no MEV com ampliação de 3500 vezes, correspondem à zona misturada das soldas produzidas empregando tempo de mistura de 3 segundos e três diferentes níveis de velocidades de rotação. De modo geral, observa-se uma microestrutura constituída predominantemente por martensita e bainita.

A ocorrência da martensita pode ser atribuída a velocidades de resfriamento superiores à crítica levando-se em conta que no aquecimento dessa região atingiram-se temperaturas superiores à necessária para austenitização completa. Ademais, observa-se também que o aumento na velocidade de rotação resultou no aumento do tamanho das ripas de martensita e da bainita formada. Tal achado pode ser associado à formação de grãos austeníticos maiores no processamento realizado empregando maiores velocidades de rotação que estão associados a maior energia aportada e, conseqüentemente, maiores temperaturas de pico. Complementa-se o fato observado de que o aumento da velocidade de rotação provocou a redução na

quantidade e no tamanho dos grãos de bainita neste mesmo tipo de material (MAZZAFERRO *et al.* 2009). As placas de martensita tendem a ser maior ao mesmo tempo tem se a redução da bainita, quando aumenta a velocidade de rotação.

FIGURA 35 – Microestrutura da ZM com ampliação de 3500 X – a)1435 rpm-3 s, b)2000 rpm-3s e c)2565 rpm-3 s. (α ferrita, α_w ferrita de Widmanstatten, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita)



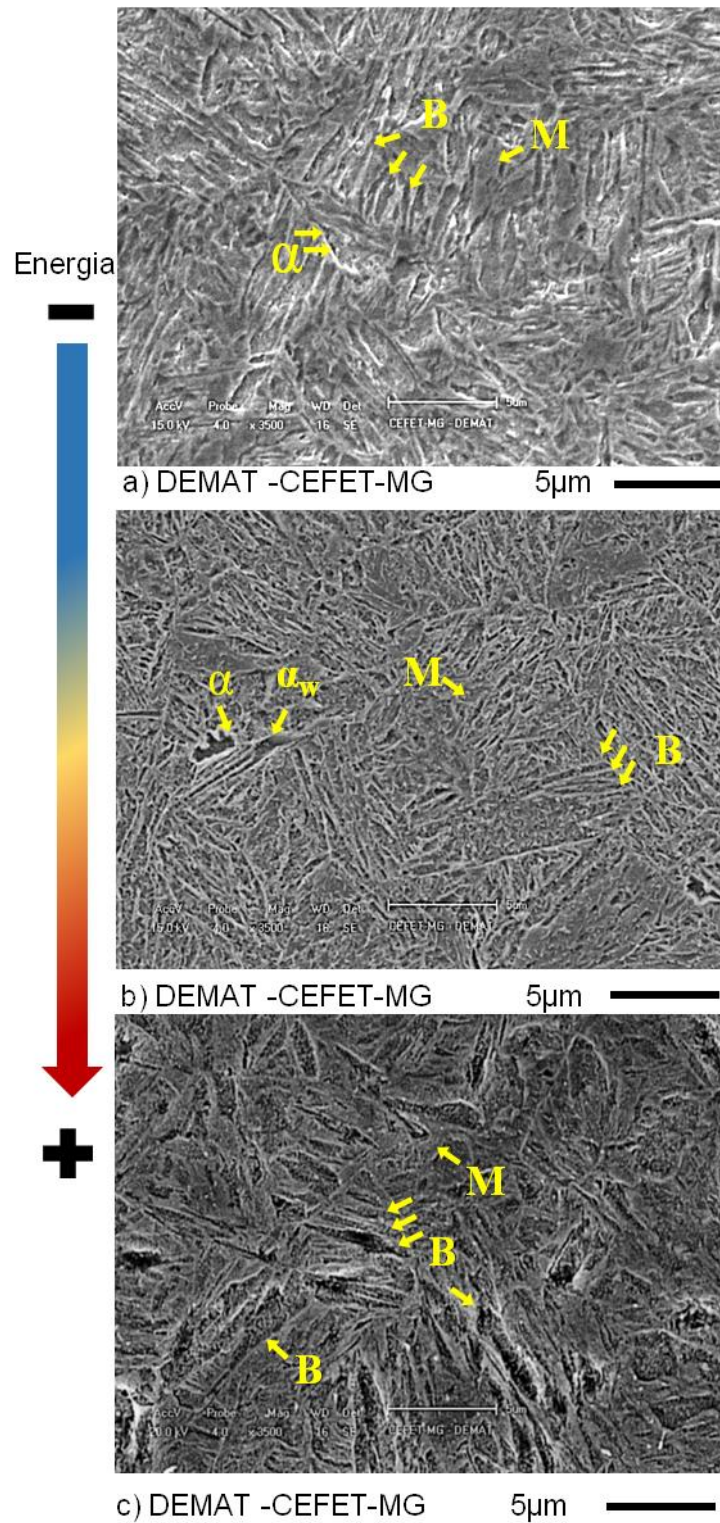
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

As imagens da Figura 36, obtidas no MEV com ampliação de 3500 vezes, mostram efeitos do tempo sobre os constituintes para uma velocidade de rotação mantida fixa a 2000 rpm. A zona misturada é composta por uma estrutura predominantemente martensítica e o que parece ser bainita, semelhante ao encontrado em outras amostras. A ocorrência de martensita, conforme já mencionado, pode estar relacionada à temperatura crítica de resfriamento depois de atingida a temperatura de austenitização. A austenita que não sofreu transformação martensítica pode permanecer na forma de austenita retida ou se decompor em bainita.

Na amostra com obtida como resultado da soldagem empregando um tempo de mistura de 1,6s a ocorrência de ferrita foi limitada e localizada em alguns contornos de grãos, isto não foi percebido em outras amostras. Nota-se também que as placas de martensita tendem a ser maiores para maiores energias no processo que, neste caso, está diretamente relacionada ao tempo.

As imagens da Figura 37, também obtidas no MEV com a mesma ampliação, mostram efeitos dos parâmetros de tempo e velocidade de rotação combinados sobre os constituintes. A zona misturada mostra uma estrutura refinada composta principalmente por martensita e bainita, isto é semelhante ao encontrado nas amostras vistas anteriormente. De modo semelhante à ocorrência de martensita deve estar relacionada a temperatura crítica de resfriamento depois de atingida a temperatura de austenitização. A austenita que não sofreu transformação martensítica pode permanecer na forma de austenita retida ou se decompor em bainita. As placas de martensita observadas tendem a ser maior quanto maior foi a energia no processo e neste caso relacionados ao crescimento de grão austenítico favorecido pelo tempo e velocidade de rotação.

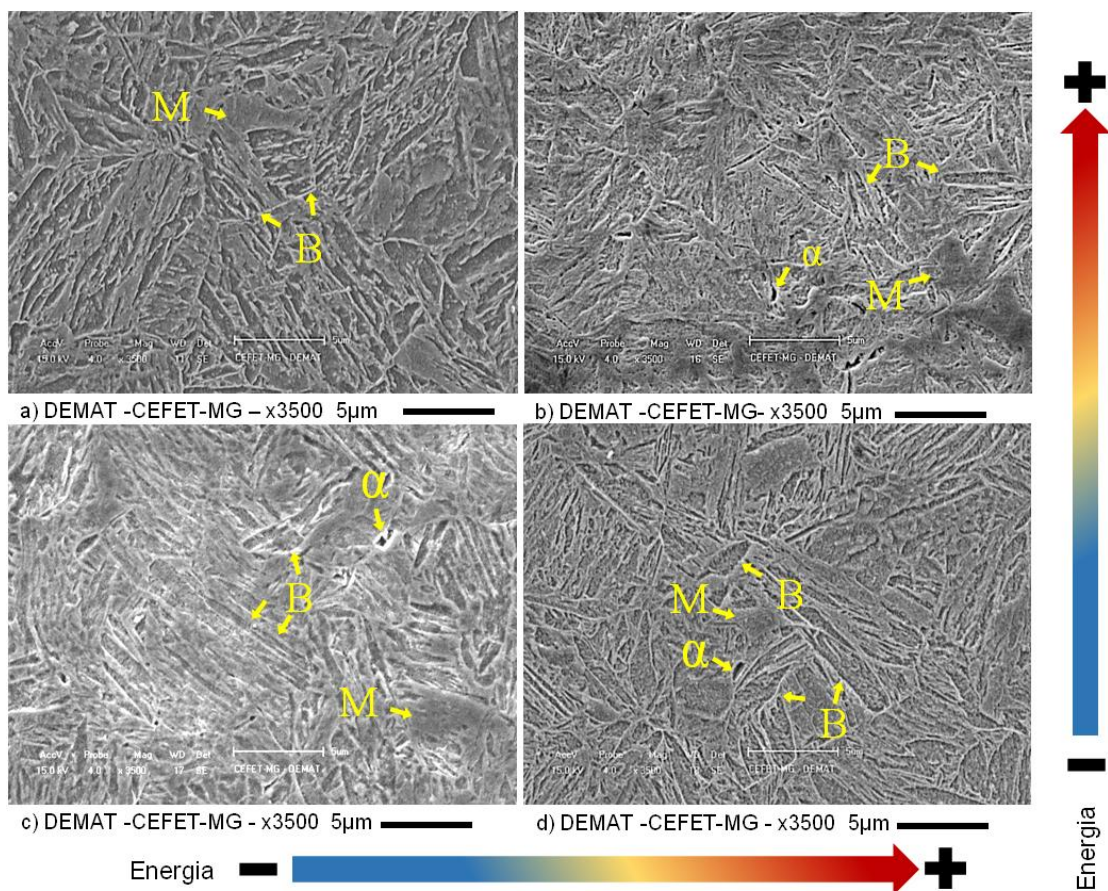
FIGURA 36 - Microestrutura da ZM com ampliação de 3500x - a)2000-1,6s, b)2000-3s e c)2000-4,4s
(α ferrita, α_w ferrita de Widmanstatten, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita)



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Embora o aumento das placas de martensita aumente com o tempo e velocidade de rotação as diferenças também podem ser explicadas devido aos diferentes níveis de energia obtidos com os diversos parâmetros.

FIGURA 37 – Microestrutura da ZM com ampliação de 3500X –
a) 1600 rpm-4s, b) 2400 rpm-4s, c) 1600 rpm-2s e d) 2400 rpm-2s.



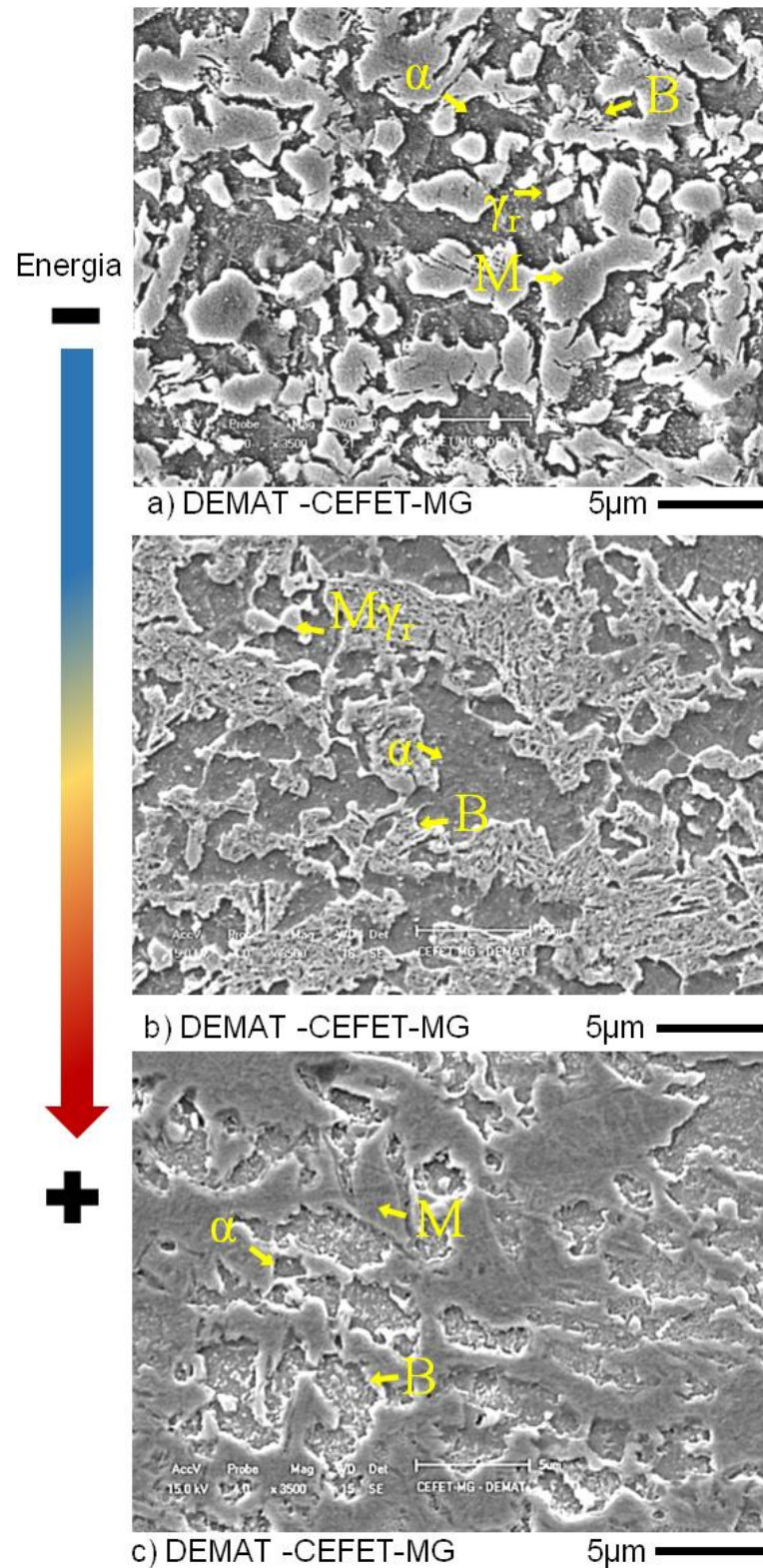
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

5.3.2 Análise da Zona Termo Mecanicamente Afetada

A Figura 38 mostra a microestrutura da zona termo mecanicamente afetada das soldas produzidas empregando um tempo de mistura de 3 segundos, com velocidades de rotação de 1435 rpm, 2000 rpm e 2565 rpm. A amostra soldada utilizando 1435 rpm mantém uma estrutura mais próxima da encontrada no metal base. Possivelmente, a região não alcançou temperaturas que permitissem grandes mudanças nos constituintes e a martensita deve ser

resultante da deformação inicial de 10%.

FIGURA 38 – Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)1435-3s, b)2000-3s e c)2565-3s
(α ferrita, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita e outros constituintes)



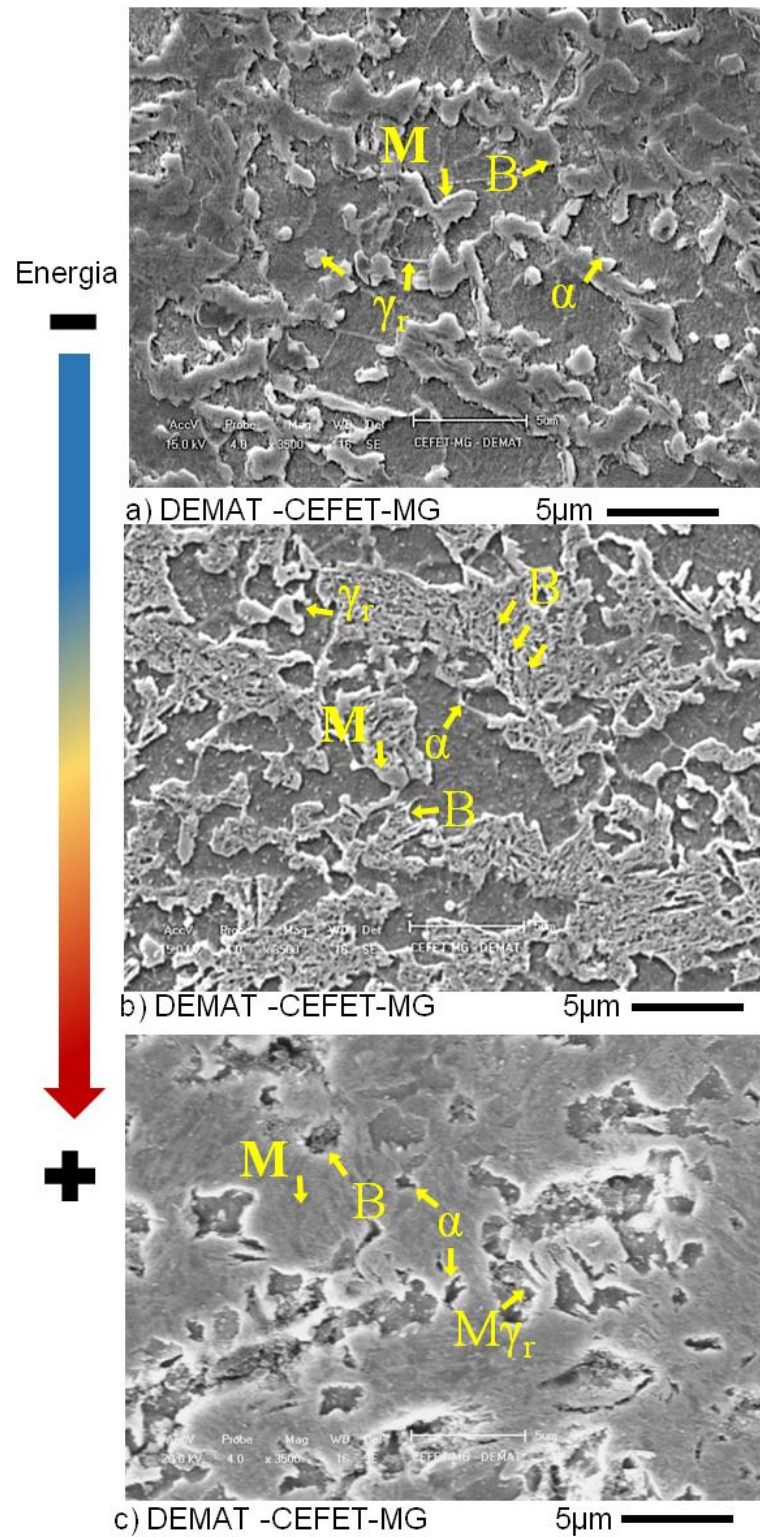
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Na amostra com velocidade de rotação de 2000 rpm houve a redução na quantidade de austenita com o crescimento dos grãos de ferrita e um aumento na quantidade de constituintes que se assemelham a bainita o que seria esperado como resultado da transformação da austenita. A ocorrência de austenita retida remanescente é discreta, a martensita existente deve estar relacionada à deformação inicial de 10%. A amostra processada empregando 2565 rpm formou uma matriz martensítica. Combinada com a martensita tem-se um constituinte que se espera ser bainita, a ferrita ocorre em pequenas quantidades a ocorrência de austenita retida é discreta.

Nestes casos a formação de constituintes de dureza mais elevada na zona termo mecanicamente afetada ocorreu com aumento da rotação. Isso pode ser devido ao fato já de que o pico de temperatura é maior quando as rotações são elevadas e assim a temperatura de austenitização seja atingida (MAZZAFERRO, 2008).

A microestrutura de soldas produzidas com velocidade de rotação fixa de 2000rpm e diferentes tempos de mistura (1,6, 3,0 e 4,4 s) são apresentadas na Figura 39. A solda obtida com tempo de 1,6s mostra na zona termo mecanicamente afetada a diminuição na quantidade de austenita retida quando comparado ao metal base. Aparentemente há ocorrência de bainita em pequenas quantidades. A comparação entre a solda realizada com um tempo de 1,6s e aquela com tempo de 3s revelou um crescimento dos grãos de ferrita e um aumento na quantidade do que se presume ser uma mistura de ferrita e cementita. Esse fenômeno pode ser atribuído ao aquecimento da martensita a temperaturas abaixo da zona crítica, seguido pelo resfriamento (MAZZAFERRO *et. al*, 2009, XIE *et. al*, 2015). A decomposição bainítica pode ocorrer em temperaturas mais baixas, proporcionando benefícios para a manutenção de propriedades mecânicas favoráveis. Esse processo reduz a dureza da martensita, mas aumenta sua tenacidade. É importante observar que a presença da martensita pode ser resultado da deformação inicial de 10%, enquanto a austenita ocorre de maneira discreta.

FIGURA 39 - Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)2000-1,6s, b)2000-3s e c)2000-4,4s (α ferrita, γ austenita retida, B bainita, M martensita e outros constituintes)

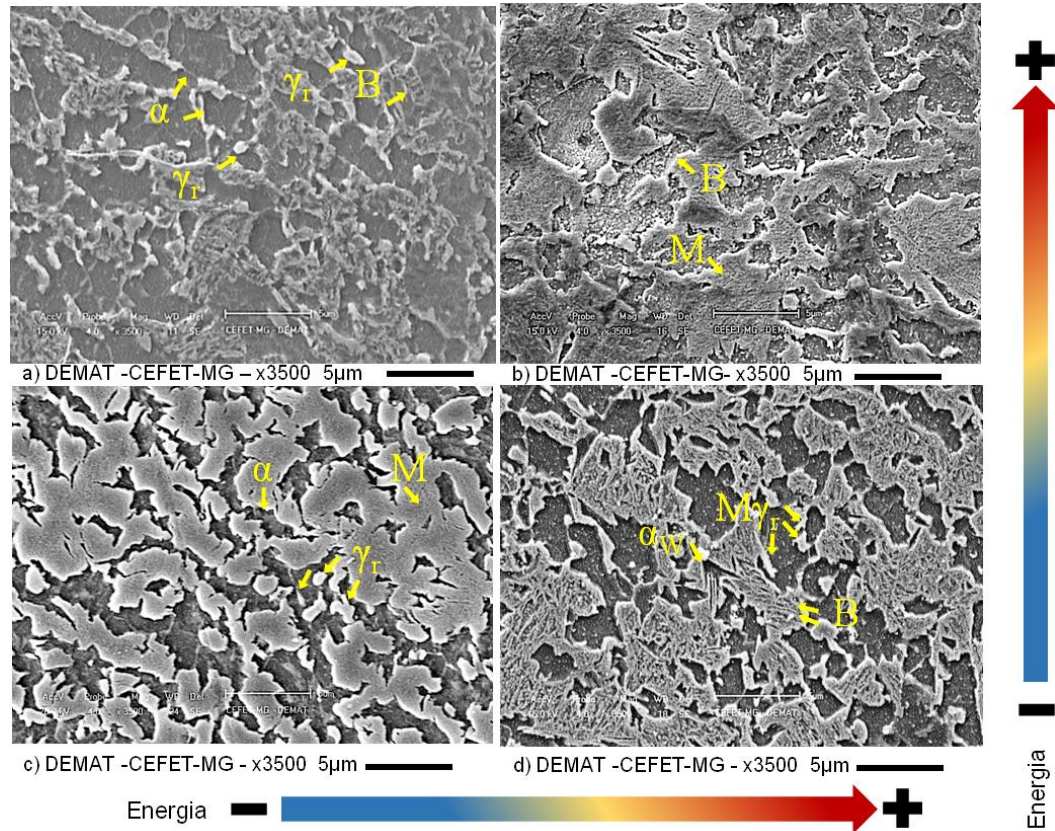


Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

A solda com um tempo de 4,4 s formou uma matriz martensítica combinada com o que se assemelha à bainita, embora em menor quantidade. Entre todas as amostras, esta foi a que apresentou a maior quantidade de martensita na zona termo mecanicamente afetada, sugerindo um alto grau de austenitização com um tempo de mistura mais prolongado. Isso, somado à taxa crítica de resfriamento, possibilitou a formação de grandes quantidades de martensita. No entanto, a ocorrência de tensões internas, possivelmente responsáveis pela trinca observada anteriormente na Figura 30, é um aspecto a ser considerado. Nessas circunstâncias, a formação de constituintes de maior dureza na zona termo mecanicamente afetada aumentou com o acréscimo do tempo.

Os constituintes presentes na zona termo mecanicamente afetada, conforme evidenciado na Figura 40, refletem o efeito da interação dos parâmetros. A solda produzida utilizando a combinação 1600rpm e 2s apresenta uma constituição mais próxima à encontrada no metal base. O tempo pode não ter sido suficiente para que a temperatura na região se elevasse o que impediria a transformação da austenita em bainita.

FIGURA 40 – Microestrutura da ZTMA com ampliação de 3500X - a)1600-4s, b) 2400-4s, c)1600-2s e d)2400-2s (α ferrita, α_w ferrita de Widmanstatten, γ_r austenita retida, B bainita, M martensita e outros constituintes)



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Por outro lado, a amostra soldada com 1600rpm e 4s exibe uma grande formação do que se supõe ser bainita, acompanhada de uma redução na quantidade de austenita.

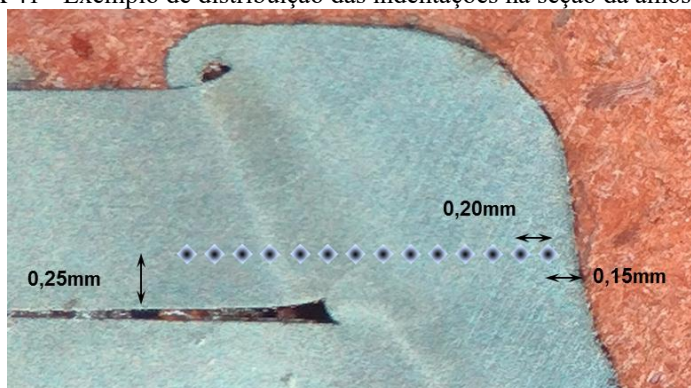
Já a interação dos parâmetros com tempo de 4s e 2400rpm indica que a temperatura de austenitização foi alcançada na zona termomecanicamente afetada. Isso promoveu a formação de uma matriz martensítica, combinada com o que se assemelha à bainita em quantidades significativas. Vale destacar que, embora a bainita seja um constituinte que favorece o desempenho da solda, uma quantidade elevada do constituinte martensita pode resultar em um comportamento mais frágil, o que é importante considerar para garantir a integridade e a ductilidade adequadas da solda.

No contexto da soldagem, a velocidade crítica de resfriamento está relacionada à taxa de aquecimento e resfriamento durante o ciclo térmico. Se a temperatura atingir a faixa crítica de transformação ($AC1$ e $AC3$) com um alto grau de austenitização e, em seguida, ocorrer um resfriamento rápido o suficiente, a martensita pode ser formada também na zona termomecanicamente afetada (MAZZAFERRO *et. al*, 2009, XIE *et. al*, 2015).

5.4 Perfil de Dureza das Soldas

Os distintos parâmetros empregados exerceram influência no comportamento mecânico da solda, resultando em variações nas dimensões das zonas formadas e nas microestruturas obtidas. Perfis de dureza foram elaborados por meio de ensaios realizados com durômetro, e as indentações foram efetuadas de maneira a se obter a dureza dos constituintes formados nas diversas regiões, como ilustrado na Figura 41.

FIGURA 41 - Exemplo de distribuição das indentações na seção da amostra



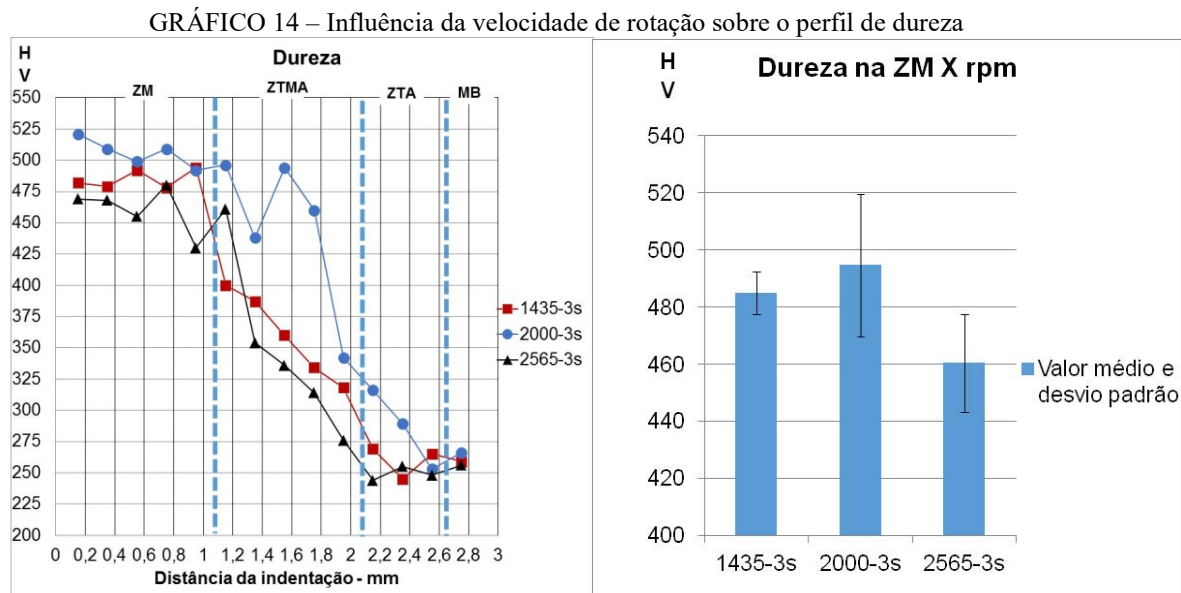
Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

5.4.1 Análise do efeito da velocidade de rotação sobre o perfil de dureza

O perfil de dureza obtido nas amostras obtidas com um tempo base de 3 s e velocidades de 1435, 2000 e 2565 rpm está apresentado no Gráfico 14, revelando aumento gradativo de dureza a partir do metal de base na direção da zona misturada. Verificou-se ainda que esse aumento ocorre de maneira pronunciada na zona termo mecanicamente misturada tendendo a estabilidade quando se atinge a zona misturada. Esse comportamento está coerente com a microestrutura dessas regiões. Comparando os valores de dureza na zona termo mecanicamente misturada nota-se, de maneira geral, uma tendência de maiores valores de durezas para menores velocidades de rotação. Tal fenômeno pode estar associado a menores taxas de resfriamento quando se emprega maior energia de soldagem que nesse caso está associada a maiores velocidades de rotação do pino.

Para a zona misturada observou-se ainda que, ao aumentar a velocidade de rotação, os valores de dureza média apresentaram uma leve redução, um fenômeno também identificado por Mazzaferro (2010). Essa diminuição pode estar relacionada ao aumento do tamanho das placas de martensita observada na análise microestrutural. No entanto, ao considerar o desvio

padrão, os valores se sobrepõem, dificultando a conclusão sobre a tendência específica. Adicionalmente, os valores de dureza diminuem ao se afastar da zona misturada, conforme observado por (FENG Z. *et al.* 2005 e MAZZAFERRO, 2010).

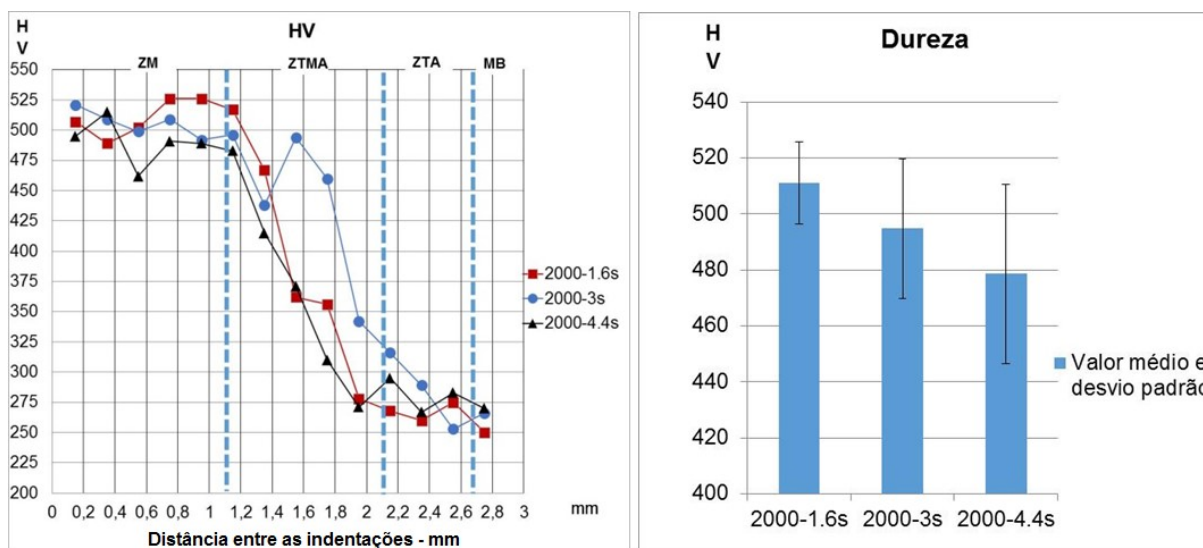


Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

5.4.1 Análise do Efeito do Tempo sobre o Perfil de Dureza

O perfil de dureza das amostras em que a velocidade de rotação foi mantida em 2000 rpm e os tempos variaram entre 1.6s, 3s e 4.4s, Gráfico 15, apresentou um comportamento semelhante ao observado nas amostras soldadas variando a velocidade de rotação que foi apresentado no item anterior. Nota-se um aumento no valor de dureza a partir do metal de base na direção da zona misturada. Do mesmo modo, verifica-se que as variações significativas nessa propriedade são observadas ao longo da extensão da zona termo mecanicamente misturada. Todavia, não fica claro a existência de alguma tendência como consequência da alteração do tempo de mistura.

GRÁFICO 15 - Influência do tempo sobre o perfil de dureza



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

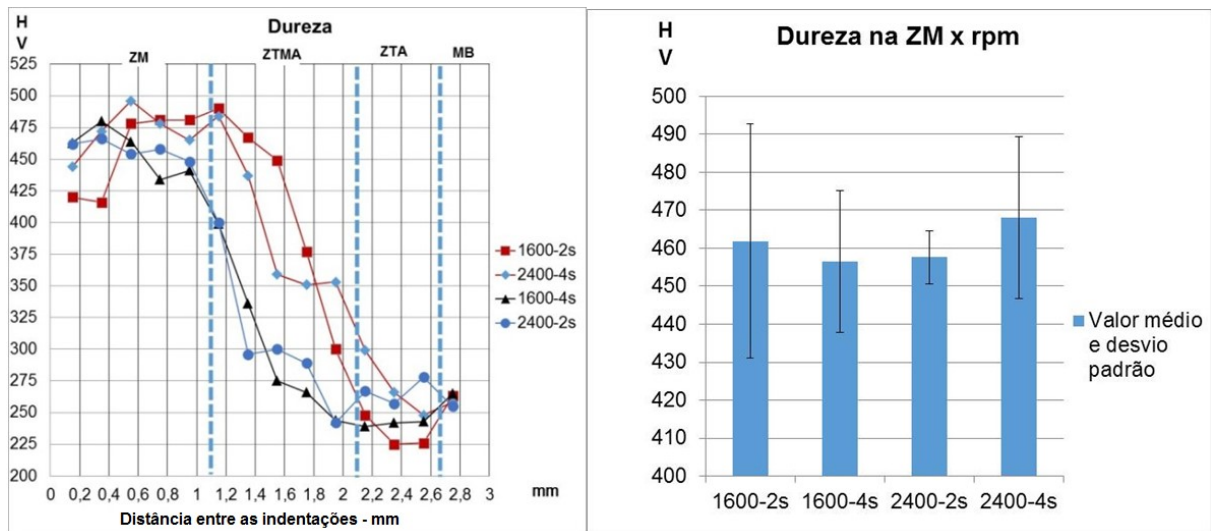
Contudo, ao aumentar o tempo de mistura, é possível observar uma redução nos valores de dureza média da zona misturada, semelhante ao padrão identificado anteriormente para o aumento na velocidade de rotação. Novamente isto pode estar relacionado ao aumento do tamanho das placas de martensita observado. No entanto, ao considerar o desvio padrão, os valores se sobrepõem, dificultando a conclusão sobre a tendência específica.

5.4.1 Análise do Efeito da Interação dos Parâmetros sobre o Perfil de Dureza

Ao analisar as soldas, observa-se que a zona termomecanicamente afetada é composta por placas de martensita e bainita, sendo que o tamanho dessas placas aumenta para tempos mais longos, enquanto os grãos de bainita diminuem. O perfil de microdureza realizado nas amostras obtidas com diferentes parâmetros, mantendo a velocidade de rotação em 1600 e 2000 rpm, e tempos de 2 s e 4 s, revelou uma microdureza similar com uma microestrutura refinada na zona misturada, conforme apresentado no Gráfico 16.

Em todas as amostras, o material localizado mais próximo do pino de mistura apresenta uma dureza mais elevada, e esse perfil de dureza é característico da zona misturada. A zona termomecanicamente afetada representa uma região de transição na qual os valores de dureza diminuem à medida que se afastam da zona misturada, conforme observado anteriormente. Por sua vez, a zona termicamente afetada exibe uma dureza similar ao metal base.

GRÁFICO 16 - Influência dos parâmetros combinados sobre o perfil de dureza



Fonte: Próprio autor – DEMAT – CEFET-MG

Não foi possível identificar uma tendência clara nos valores de dureza na zona misturada, uma vez que os valores se sobrepõem ao analisar o desvio padrão, indicando que os constituintes nessa região são similares. Essa uniformidade sugere uma consistência nas propriedades mecânicas nessa zona, independentemente das variações nos parâmetros de soldagem.

6 CONCLUSÕES

Na presente dissertação, foi conduzido um estudo para avaliar o efeito dos parâmetros operacionais, especificamente a velocidade de rotação da ferramenta e o tempo de mistura, durante o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800. O material em questão foi submetido anteriormente a uma deformação plástica de 10% em tração. Com base nos resultados obtidos e nas análises dos ensaios realizados, destacam-se as seguintes conclusões:

- Para o aporte energético do processo a velocidade de rotação mostrou ter maior relevância para o aporte energético do que do tempo de mistura;
- No contexto deste estudo, não foi possível estabelecer uma relação linear entre a área da região soldada e a energia, outro parâmetro crucial no processo.
- A análise dos efeitos do tempo de mistura e velocidade de rotação sobre a zona misturada revelou um aumento nas placas de martensita com o aumento da velocidade de rotação, acompanhado por uma redução do constituinte bainita. A presença significativa de martensita, possivelmente originada do aquecimento até atingir a temperatura de austenitização, e o aumento das placas de martensita está correlacionados ao incremento nos grãos austeníticos. Estes grãos austeníticos podem se transformar em martensita durante o resfriamento rápido, enquanto aqueles que não passam por essa transformação podem permanecer como austenita retida ou se decompor em bainita;
- A análise dos efeitos do tempo de mistura e velocidade de rotação sobre a zona termomecanicamente afetada revelou uma redução da ferrita e austenita com o aumento da velocidade de rotação e do tempo, ao mesmo tempo em que ocorreu um aumento do constituinte bainita nos processos com tempos e velocidades de rotação menores;
- Quanto aos perfis de microdureza, observa-se que os gráficos exibem três regiões distintas. A zona misturada atingiu altos valores de dureza, condizentes com a

presença predominante da microestrutura martensítica. A zona termomecanicamente afetada aparece como uma zona de transição, apresentando uma redução da dureza à medida que a distância do pino de mistura aumenta. Por fim, a zona termicamente afetada demonstra uma dureza similar à do metal base;

- A formação de linhas indica a ocorrência de falha localizada na união do material, possivelmente representando o ponto inicial do processo de ruptura. Ao final da linha, trincas podem se originar e se propagar pela zona misturada até a ruptura quando submetidas a esforços mecânicos;
- A solda realizada com parâmetros de 1435 rpm e 3s, por exemplo, obteve um valor elevado de limite de resistência ao cisalhamento por área soldada, associado ao aporte energético de 24,2 kJ uma baixa energia no processo.

REFERÊNCIAS

ABASS K.M., ALKUBAISY, M. MUNTHIR. Optimization of Friction Stir Welding Process Parameters of Dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T73 Aluminum Alloys by Using Taguchi Method, 2016.

Advanced High-Strength Steels Application Guide Lines Version, Applications Guidelines, Version 5.0, 2015.

AMERICAN WELDING SOCIETY- Welding Handbook, vol. 4, 7ed. AWS, Miami, 1982.

AMERICAN WELDING SOCIETY- Recommended Practices for Resistance Welding 6th ed. AWS-C1.1M /C1.1: 2019.

ARSENAUT R. J. , BHAGAT R. B., FISHMAN. G. - Mechanisms and Mechanics of Composites Fracture, 1993.

AWS – American Welding Society - Welding Handbook - In: Metals and their Weldability, 1982.

BARBEDO, N. D. Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica, 2011.

BLECK, W. Using TRIP effect – the dawn of the promise group of cold formable steels, 2002.

CAMPANELLI, L. C. ; ALCANTARA, N. G. ; SANTOS, J. F. - Soldagem por Ponto Estado Sólido de Ligas Leves. Soldag. insp. São Paulo, 2011.

CALLISTER, WILLIAN D. JR; RETHWISCH, DAVID G. DAVID G. - Engenharia de Materiais: uma introdução. Editora LTC - Livros Técnicos e Científicos S/A., Rio de Janeiro, 2014

DAVIS, T. A., SHIN, Y. C., YAO, B. Observer-Based Adaptive Robust Control of Friction Stir Welding Axial Force, IEEE/ASME Trans Mechatronics 2011

DAWES, C., THOMAS, W. - TWI Bulletin 6. November/December 1995.

DAWES, G.B. Patent Application No. 9125978.8, 1991.

DEARDEN J., O'NEILL H. -A guide to the selection and welding of low alloy structural steel". Transactions of the Institute of Welding, 1940.

DILTHEY, U. Welding Technology II. Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik – Aachen University, Aachen, 2006.

DING, Hao., DING Hua, QIU, Chun-lin.; TANG, Zheng-you, ZENG Jian-min, YANG , Ping. Formability of TRIP/TWIP Steel Containing Manganese of 18.8%, 2011.

DUARTE, D. M., RIBEIRO, É. A. S., DUTRA, L. F., GONZALEZ, B. M., & SANTOS, D. B. - Características do Encouramento do Aço TWIP Alto Mn e Baixo Carbono Laminado a Frio Recozido, 2013.

DYKEMAN, J. Advanced High Strength Steel - Recent Progress , Ongoing Challenges , and Future Opportunities, 2013.

ERCAN, T., ONAT, N. C., TATARI, O. Investigating carbon footprint reduction potential of public transportation in United States: A system dynamics approach, 2016.

FISHER, F. D., REISNER, G.; WERNER, E. A., TANAKA, K.; CAILLETAUD, G.; ANTRETTTER, Thomas A new view on transformation induced plasticity (TRIP). Int. J. Plast, 2000.

FENG, Z; SANTELLA, L; DAVID, S. A. – Friction Stir Spot Welding of Advanced High-Strength Steels – A Fesing Study. SAE International, 2005.

FONSTEIN, N. Advanced High Strength Sheet Steels. Springer International Publishing. Switzerland, 2015.

GIPIELA, Manolo Lutero. Estudo Da Expansão De Furos E Estampabilidade de Chapas de Aço Multifásico CPW800. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica no Curso de Doutorado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, UFPR, Curitiba, Paraná, 2012.

GIRAULT, E., et al. Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels, 1998.

GRAYLEY, M. - Mundo precisa mudar fornecimento e uso de energia para atingir meta. ONU, 2017.

GRONG, O. e MATLOCK, D.M. - International Metals Reviews., 1986, vol. 31, p.27.

G.M. Xie, H.B. CUI, Z.A. LUO, W. YU, J. MA, G.D. WANG - Effect of Rotation Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded DP780 Steel. Journal of Materials Science and Technology, 2016.

GUERRA, M.; C. SHIMIDT, J.C McCLURE, L.E MURR, A.C NUNES - Flow patterns during friction stir welding. Materials Characterization, 49 (2003) 95-101.

HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, DEBASHIH. - Microstructure and Texture in Steels: and Other Materials, 2009.

HE, Z., HE, Y., LING, Y., WU, Q., GAO, Y., LI, L. - Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels, 2012.

HSU, T.; WU, L; TSAI, M. - Resistance and friction stir spot welding of dual-phase (DP 780)—a comparative study, 2018.

HSU, T.; WU, L; TSAI, M. - Generating Lap Joints Via Friction Stir Spot Welding on DP780 Steel, 2019.

IEA. Key World Energy Statistics, 2017.

JACQUES, P.J., et al. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing, 2007.

JUNIOR, S. V., & CINTHO, O. M. - Técnicas metalográficas para caracterização microestrutural dos aços. 2º Encontro de engenharia e tecnologia dos Campos Gerais, Minas Gerais (2008).

KUZIAK, R.; KAWALA R. ; WAENGLER, S. - Advanced high strength steels for automotive industry, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2008.

KHAN, M. I.; KUNTZ, M. L.; SU P.; GERLICH, A.; NORTH, T. & ZHOU Y. - Resistance and friction stir spot welding of DP600: a comparative study, Science and Technology of Welding and Joining, 2013.

KRIZAN, D. STEINER, K., KAAR, S., HEBESBERGER, T. Development of third generation advanced high strength steels for automotive applications, 2018.

LAKSHMINARAYANAN, A.K.; ANNAMALAI, V.E. ; ELANGO VAN K. – Identification of optimum friction stir spot welding process parameters controlling the properties of low carbon automotive steel joints - Department of Mechanical Engineering, SSN College of Engineering, Kalavakkam, Tamil Nadu, India- J., 2015.

MABOUD, A. A. G. A., EL-MAHALLAWY N. A., ZOALFAKAR S. H. Process parameters optimization of friction stir processed Al 1050 aluminum alloy by response surface methodology (RSM), 2019.

MARQUES, P.V.; Soldagem – fundamentos e tecnologia. Belo Horizonte: Ed.UFMG, 2007.

MARTINS, P. G.; LAUGENI, F. P. Administração da Produção, 2005

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third generation of AHSS: microstructure design concepts. In: Microstructure and texture in steels, 2009.

MAZZAFERRO, C. C. P. Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800: processo, microestrutura e propriedades. 2008. (Tese de Doutorado) Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

MAZZAFERRO, C. C. P.; RAMOS, D. F.; MAZAFERRO, J. A. E.; ROSENDO, T. S.; Dos SANTOS, J. F. ROSENDO, T. S.; & STROHAECKER T. R.; TIER, M. A. D; DA SILVA, A. M.; Dos SANTOS, J. F.; REGULY, A. Microstructure evaluation and mechanical properties of a friction stir spot welded TRIP 800 steel, 2009.

Mazzaferro, C. C. P., Ramos, F. D., Mazzaferro, J. A. E., de Souza Rosendo, T., Tier, M. A. D., da Silva, A. M., ... & Strohaecker, T. R. (2010). Friction stir spot welding of a trip steel: microstructural characterization/Soldagem a ponto por friccao e mistura mecanica de um aco trip: caracterizacao microestrutural. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 6(3), 136-142.

MAZAFERRO, C. C. P.; ROSENDO, T. S.; TIER, M. A. D.; MAZAFERRO, J. A. E.; dos SANTOS, J. F. & STROHAECKER T. R. - Microstructural and Mechanical Observations of Galvanized TRIP Steel after Friction Stir Spot Weldin, 2015.

MEDINA, H. V. de. Inovação em materiais na indústria automobilística. 2001.

MISHRA, R.S., MA, Z.Y. Friction stir welding and processing, 2005.

NANDAN, R., DEBROY, T., BHADOSHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding: Process, weldment structure and properties, 2008.

NEPOMUCENO, R. V. F. Influência do estado inicial e dos parâmetros de processamento na microestrutura e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP após processamentos térmicos diversos. Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2018.

OKITSU, YOSHITAKA. Fabrication of ultrafine grained steels without severe plastic

deformation and their application to automobile body structure, 2012.

OLSON, G.B.; COHEN, M. Stress assisted isothermal martensitic transformation: application to TRIP steels, 1982.

PADILHA AF, RIOS PR. Transformações de fase. São Paulo: Artliber; 2007. AHSS, Applications Guidelines Version 6.0.

PEREIRA, J. F. B., BUSTAMANTE, G. O., FERREIRA, R. F. Aços TRIP Característica e Aplicação, 2015.

SANTELLA, M.; HOVANSKI, Y.; FMATRIZRICK, A.; GRANT, G; DAHL, M. - Friction stir spot welding of DP780 carbon steel, 2010.

SANTOS, M. R. Efeito do nitrogênio e do cobre na formação da martensita em aços inoxidáveis austeníticos e sua influência sobre o fenômeno de delayed cracking. Tese de Doutorado –Univeridade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte 2008.

SEZGIN, CIHANGIR TEVFIK; HAYAT, FATIH. The Microstructure and Mechanical Behavior of TRIP 800 and DP 1000 Steels Welded by Electron Beam Welding Method. Soldagem & inspeção, 2020.

SEUNG-WOOK, BAEK; CHOI, D; DON-HYUN, C.; CHANG-YOUNG, L.; BYUNG-WOOK, A.; YUN-MO, Y.; KEUN S.; SEUNG-BOO J. - Structure–Properties Relations in Friction Stir Spot Welded Low Carbon Steel Sheets for Light Weight Automobile Body. Materials Transactions, 2010.

SPINDOLA, M. O.; GONZALEZ, B. M.; SANTOS, D. B. Modelo físico da de formação e encruamento do aço twip com alto teor de Manganês e baixo carbon, 2013.

Steel Eliminates Weight Gap With Aluminium For Car Bodies. World Auto Steel, April 16, 2013

SUGIMOTO, K; MUKHERJEE, M. TRIP -Aided and complex phase steels, 2017.

SUZUKI, H. "Weldability of Modern Structural Steels", 1982.

TAKASHI, S; SADA O, S. H.; AKIO, S. TAKAO, O. KUNI AKI, O. Materials and Technologies for Automotive Use, 2004.

THOMAS, W.M., NICHOLAS, E.D., NEEDHAM , M.G., MURCH, P., TEMPLSMITH, C.J., US Patent No. 5460317, 1991.

THOMAS, W.M., NICHOLAS, E.D., SMITTH S.D., DAS S.K., KAUFMAN J.G., LIENERT T.J. Friction stir welding-Tool developments., 2001.

TREADGILL, P.L., THOMAS W.M., NICHOLAS, E.D. - Feasibility of friction stir welding steel, 1999.

WANG, W.; ZHANG, S.; QIAO, K.; WANG, K., PENG, P., YUAN, S.; YANG, Q. - Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of TRIP steel, 2020.

XIE, G.M.; CUI, H.B; LUO, Z.A.; YU, W.; MA, J.; WANG, G.D. - Effect of Rotation Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded DP780 Steel, 2016.

YI, H.L., et al. Optimizing the Morphology and Stability of Retained Austenite in a δ -TRIP Steel, 2004.

YI H. L., LEE K. Y., LIM J. H.; BHADSHIA H.K.D.H. - Spot weldability of δ -TRIP steel containing 0.4 wt-%C, 2010.

YI H.L., LEE K. Y., BHADSHIA, H. K. D. H: 'Stabilisation of ferrite in hot-rolled in δ -TRIPsteel', Mater. Sci. Technol, 2010b.

ZACKAY. V. F.; PARKER E. R.; FAHR D., BUSH R. - The enhancement of ductility in high strengthsteels, 1967.

ZHAO, JI-CHENG; NOTIS, MICHAEL R. Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations. Materials Science and Engineering, 1995.

ZHAO, Y.; LIN, S.; WU, L.; QU, F. The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld. 2014 Al alloy, 2005.