



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS - GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO CONVENCIONAL ENTRE A LIGA
DE ALUMÍNIO 6351-T6 E O AÇO SAE 1020 ASSISTIDA POR
INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA**

SHERON STEPHANY TAVARES

Belo Horizonte, 07 de Março de 2017

Sheron Stephany Tavares

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO CONVENCIONAL ENTRE A LIGA
DE ALUMÍNIO 6351-T6 E O AÇO SAE 1020 ASSISTIDA POR
INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense (UFMG)

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2017

T231s

Tavares, Sheron Stephany.

Soldagem por fricção convencional entre a liga de alumínio 6351-T6 e o aço SAE 1020 assistida por indução eletromagnética [manuscrito] / Sheron Stephany Tavares. – 2017.

118 f., enc.: il.

Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense.

Dissertação (mestrado) Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos: f. 111-118.

Bibliografia: f. 103-110.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Processos de fabricação - Teses. Soldagem por fricção - Teses. 3. Indução eletromagnética - Teses. I. Bracarense, Alexandre Queiroz, 1959-. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
31270-901 - Belo Horizonte - MG
Tel.: +55 31 3409.5145
E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

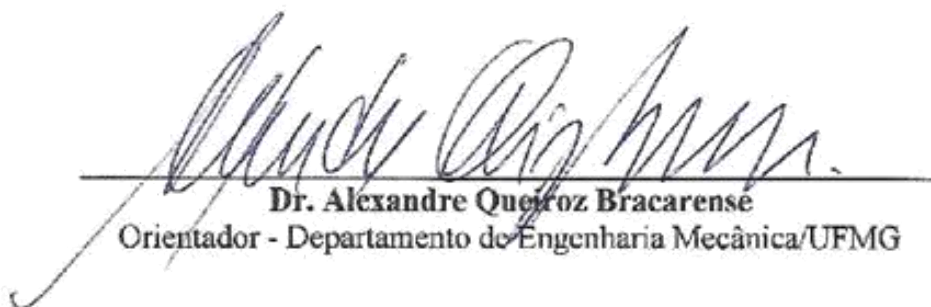
"SOLDAGEM POR FRICÇÃO CONVENCIONAL ENTRE A LIGA DE ALUMÍNIO 6351-T6 E O AÇO SAE 1020 ASSISTIDA POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA"

SHERON STEPHANY TAVARES

Dissertação submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Mestre em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

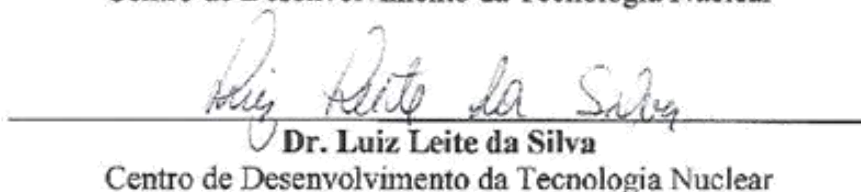
Dissertação aprovada no dia 07 de março de 2017.

Por:


Dr. Alexandre Queiroz Bracarense
Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG


Dr. Paulo José Modenesi
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/UFMG


Dr. Tanius Rodrigues Mansur
Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear


Dr. Luiz Leite da Silva
Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear

AGRADECIMENTOS

O primeiro agradecimento é para o ser supremo que me deu forças, coragem, me nutriu de fé e esperanças, assim como me manteve de pé, levantando-me a cada tropeço e, em alguns momentos, me carregando no colo, obrigada Senhor. “Deus é fiel!”

Agradeço aos meus pais: Irani Martinha Tavares e José Lino Tavares pelo amor incondicional. Aos meus irmãos: Drawsus, Karen e Suellen pelo carinho e cumplicidade.

Agradeço de todo o coração ao professor Alexandre Queiroz Bracarense por ter me aceitado como sua aluna, pelo conhecimento compartilhado e por ter confiado a minha pessoa o desenvolvimento do primeiro projeto de soldagem em estado sólido no LRSS. Através deste trabalho, eu descobri o meu amor pela soldagem por fricção. Agradeço em nome do grupo de soldagem da Universidade do Estado de Minas Gerais todo suporte que o senhor nos deu e de ter permitido que fizéssemos parte dos nossos projetos de iniciação científica no LRSS em 2012/2013.

Agradeço ao professor Angel Rafael Arce Chilque por ter me convidado a participar do grupo de soldagem e ter despertado em mim o interesse pela soldagem.

Agradeço Capes pela bolsa de assistência que permitiu minha permanência no programa de pós-graduação.

Agradeço ao Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear (CDTN), nas pessoas: Tanius Rodrigues Mansur, Luiz Leite da Silva, Vlamir Caio Estanislau de Almeida, Roger Ferreira da Silva, Nirlando Rocha, Emil dos Reis, Wagner Reis, Sérgio Reis, Tércio Assunção e os funcionários da oficina mecânica. Agradeço em especial ao Tanius, Luiz e Vlamir, por toda atenção que vocês deram a mim e ao meu trabalho, por terem feito com tanto zelo a célula de carga, vocês foram anjos no meu caminho.

Agradeço aos “meus pupilos diretos” Luis Felipe Marchequezini, Matheus Oliveira Pires, Marcelo Teodoro, Luana Araújo, Renata Monteiro, Leonardo Viana, Leandro Brito, Carolina Abreu, Higor Oliveira, e também aos “meus pupilos indiretos” Pedro Menezes, Henrique Assunção por terem me ajudado nessa caminhada.

Agradeço em especial ao Fernando Avelar Resende por ter me ajuda desde o início dos experimentos, separando todas as terças e quintas da sua semana para dedicar ao meu trabalho. Fernando, você foi mais um anjo que Deus colocou no meu caminho.

Agradeço ao professor Paulo José Modenesi por participar da minha banca, pelas dúvidas esclarecidas e pela ajuda durante a discussão deste trabalho. Agradeço aos professores Cláudio

Turani Vaz, Ezequiel Pessoa e Ariel Rodriguez pelas “consultorias”. Agradeço também à professora Daisy pela amizade, carinho e ótimas dicas. Não poderia deixar de agradecer ao professor Luciano Julini por toda dedicação na preparação dos meus corpos de prova.

Agradeço aos colegas da pós-graduação e a toda família do LRSS: Aline Gonçalves, Alexandre Manoel, Bruno Cota, Nilo Nogueira, Giselle Couto, Gabriel Mendes, Renata Monteiro, Luana Araújo, Renata Braga, Etiene Pereira, Frank Melo, Andrés Maurício, Mateus Codognotto, José Gedael, Diego Corradi, Marcos (CEA), Bruno (LabTerm), Thales e Túlio (Laboratório de corrosão).

Agradeço as minhas amigas de João Monlevade pela motivação, companheirismo e torcida, em especial a Priscila Nascimento Gonçalves e Camila Rita de Souza, vocês sempre estarão em meu coração.

Agradeço a todos que acreditaram neste trabalho, de que era possível sim, soldar materiais dissimilares em uma furadeira de coluna. Agradeço a oportunidade concedida a mim para compartilhar minha pesquisa.

A todos vocês que me ajudaram e torceram para que este sonho se tornasse realidade, meus sinceros agradecimentos.

*“Seja menos curioso sobre as pessoas
e mais curioso sobre as ideias.”*

Marie Curie *in* Pensador

“Seja quem você for, seja qual for a posição social que você tenha na vida, a mais alta ou a mais baixa. Tenha sempre como meta muita força, muita determinação e sempre faça tudo com muito amor e com muita fé em Deus, que um dia você chega lá. De alguma maneira você chega lá.

Ayrton Senna *in* Pensador

SUMÁRIO

NOMENCLATURA.....	10
LISTA DE FIGURAS.....	11
LISTA DE TABELAS.....	15
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	16
RESUMO.....	17
1 INTRODUÇÃO.....	18
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1 Soldagem de alumínio e aço.....	20
2.2 Alumínio e suas ligas.....	20
2.2.1 Classificação das ligas de alumínio.....	22
2.2.2 Ligas de alumínio da série 6XXX.....	23
2.2.3 Tratamento térmico de solubilização.....	24
2.2.4 Tratamento térmico de envelhecimento.....	25
2.2.5 Liga de alumínio 6351 T-6.....	26
2.3 Aços carbono.....	27
2.3.1 Caracterização do aço 1020.....	28
2.4 Aquecimento por indução eletromagnética.....	30
2.5 Processo de soldagem por fricção.....	36
2.5.1 Breve histórico da soldagem por fricção.....	37
2.5.2 Soldagem por fricção convencional ou arraste contínuo.....	38
2.5.2.1 Etapas da soldagem por fricção convencional.....	40
2.5.3 Soldagem por fricção inercial.....	42
2.5.4 Diferenças entre a soldagem por fricção rotativa convencional e a soldagem por fricção inercial.....	44
2.6 Parâmetros relevantes do processo.....	46
2.7 Vantagens e limitações do processo de soldagem por fricção.....	52
2.8 Mecanismo de ligação na soldagem por fricção.....	53
2.9 Compostos intermetálicos no sistema alumínio-aço.....	54
2.10 Formação de compostos intermetálicos na soldagem por fricção de alumínio-aço.....	57
3 METODOLOGIA.....	61

3.1 Caracterização dos materiais de base.....	62
3.1.2 Metal de base	62
3.2 Instrumentação e adaptações do equipamento de soldagem.....	63
3.2.1 Furadeira de coluna.....	63
3.2.2 Célula de carga.....	64
3.2.3 Sensor de rotação	65
3.2.4 Equipamento de indução eletromagnética	67
3.2.5 Sistemas de aquisição de dados	68
3.3 Preparação dos corpos de prova para soldagem.....	69
3.4 Soldagem dos corpos de prova	70
3.4.1 Testes preliminares	71
3.4.1.1 Força de fricção.....	71
3.4.1.2 Tempo de fricção	71
3.4.1.3 Força de forjamento	71
3.4.1.4 Tempo de forjamento	72
3.4.1.5 Temperatura de preaquecimento	72
3.4.2 Soldagem sem preaquecimento.....	72
3.4.3 Soldagem com preaquecimento	73
3.5 Preparação e análise metalográficas das soldas	74
3.5.1 Análise visual.....	75
3.5.2 Análise microestrutural	75
3.6 Caracterização mecânica das Soldas	77
3.7 Caracterização térmica dos corpos de prova.....	79
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	81
4.1 Microestrutura dos metais de base	81
4.2 Monitoramento da pressão e do torque de atrito.....	82
4.3 Análise visual dos corpos de prova.....	84
4.4 Análise microestrutural	86
4.4.1 Análise por microscópio óptico	86
4.4.2 Análise por microscópio eletrônico de varredura	89
4.5 Ensaio mecânicos	91
4.5.1 Ensaio de microdureza vickers	91
4.5.2 Ensaio de tração	93
4.6 Análise térmica dos corpos de prova	97
5 CONCLUSÕES	100

5.1 Proposta para trabalhos futuros.....	101
ABSTRACT.....	102
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	103
APÊNDICE A.....	111

NOMENCLATURA

Letras Latinas

i	Intensidade da corrente [A]
R	Resistência do condutor [Ω]
t	Tempo pelo qual a corrente percorre o condutor [s]
Q	Calor gerado por uma corrente constante que percorre um condutor por um tempo determinado [J]
F	Frequência [Hz]
W	Potência [W]
w	Rotação [rpm]
R _o	Raio inicial [mm]
R _i	Raio final [mm]
C _p	Calor específico [J/kg.K]
τ	Torque [Nm]
P	Pressão [MPa]
r	Raio da superfície [mm]
K	Constante [adimensional]
k	Condutividade térmica [W/m. K]
T	Temperatura medida pelos termopares [°C]

Letras Gregas

ρ	Densidade específica do material [kg/m ³]
μ	Coefficiente de atrito [adimensional]

Subscritos

K _{hist}	Coefficiente de histerese [adimensional]
B _{max}	Indução máxima [T]

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 Sistema numérico de identificação de ligas de alumínio termicamente trabalhadas ...	23
FIGURA 2.2 Diagrama pseudo-binário Al – Mg ₂ Si Al.....	24
FIGURA 2.3 Estágios do endurecimento por precipitação em ligas do sistema Al-Mg-Si- (a) precipitados coerentes, (b) precipitados semi-coerentes e (c) precipitados incoerentes alumínio.....	26
FIGURA 2.4 Evolução microestrutural durante o resfriamento lento do aço SAE 1020 alumínio...	28
FIGURA 2.5 Diagrama Temperatura Transformação e Tempo (TTT) do aço SAE 1020	29
FIGURA 2.6 Esquema ilustrativo do aquecimento por indução magnética	31
FIGURA 2.7 O ciclo de histerese de um campo magnético	32
FIGURA 2.8 Efeito pelicular no aço para diferentes frequências	33
FIGURA 2.9 (a) Linhas de campo gravitando em volta de um indutor sem concentrador de fluxo, (b) linhas de campo gravitando em volta de um indutor com concentrador de fluxo	34
FIGURA 2.10 Efeito da geometria da bobina no efeito de proximidade	35
FIGURA 2.11 Diversas geometrias de bobinas – (a) bobina de única espira; (b) bobina helicoidal multiespira, (c) bobina de panqueca, (d) bobina interna; (e) bobina de grampo	35
FIGURA 2.12 Equipamento de soldagem por fricção de arraste contínuo	37
FIGURA 2.13 Etapas da soldagem por fricção.....	41
FIGURA 2.14 Variação dos parâmetros de soldagem com o tempo para a soldagem por fricção convencional, adaptado	41
FIGURA 2.15 Soldas por fricção - (a) Diodo elétrico de prata e cobre; (b) Componente eletrônico industrial de cobre e alumínio; (c) Tubo de bronze soldado a base sólida; (d) Válvulas forjadas soldadas por fricção; (e) Solda de aço inoxidável com aço carbono	42
FIGURA 2.16 Equipamento de soldagem por fricção inercial.....	43
FIGURA 2.17 Variação dos parâmetros de soldagem com o tempo para a soldagem por fricção inercial, adaptado	44
FIGURA 2.18 Distribuição de temperatura calculada na soldagem de topo por fricção do aço SAE 1045	46
FIGURA 2.19 Influência da velocidade de soldagem no tempo de aquecimento das peças à pressão constante.....	48
FIGURA 2.20 Influência da pressão de soldagem no tempo de aquecimento a velocidade de rotação constante.....	49

FIGURA 2.21 Variação da resistência à tração com o tempo de aquecimento para junta aço-alumínio	50
FIGURA 2.22 Influência dos parâmetros de soldagem na morfologia da solda	51
FIGURA 2.23 Diagrama de equilíbrio alumínio-ferro	55
FIGURA 2.24 Curva tensão-deformação em teste de compressão para compostos intermetálicos de Fe-Al	56
FIGURA 2.25 Camada de CIM observada em interfaces ligadas por atrito – (a) junta A5052/SC ($P_1= 40\text{MPa}$, $t_1= 4\text{s}$); (b) A5083/S10C ($P_1= 40\text{MPa}$, $t_1= 3\text{s}$); (c) junta A1070/S10C ($P_1= 20\text{MPa}$, $t_1= 2\text{s}$)	58
FIGURA 2.26 Resistência à tração versus o tempo de fricção – (a) A5052/S10C; (b) A5083/S10C e (c) A1070/S10C	59
FIGURA 2.27 Relação entre a resistência à tração e a espessura da camada de composto intermetálico para as juntas A5052/S10C, A5083/S10C e A1070/S10C	59
FIGURA 3.1 Fluxograma com as etapas do planejamento experimental.....	61
FIGURA 3.2 Furadeira de Coluna especialmente instrumentada para o trabalho	63
FIGURA 3.3 Representação esquemática da aplicação de carga na furadeira- (f) é a força aplicada na haste e (F) é a força transmitida na célula de carga e para os corpos de prova.....	64
FIGURA 3.4 Célula de carga.....	65
FIGURA 3.5 Representação esquemática do circuito eletrônico para mediação de rotação.....	66
FIGURA 3.6 Sensor de rotação acoplado na furadeira.....	66
FIGURA 3.7 Aquecedor indutivo.....	67
FIGURA 3.8 Bobina de cobre.....	67
FIGURA 3.9 Sistema de aquisição de dados	68
FIGURA 3.10 Ajuste nos corpos de prova- (a) aço: 50 mm; (b) alumínio: 65 mm	69
FIGURA 3.11 Pinos de aço com furações para fixação de termopares	70
FIGURA 3.12 Representação esquemática da posição do indutor nos corpos de prova- (a) vista frontal e (b) vista de cima	74
FIGURA 3.13 Estereoscópio para análise macrográfica	75
FIGURA 3.14 Microscópio óptico.....	76
FIGURA 3.15 MEV de bancada	76
FIGURA 3.16 Microdurômetro	77
FIGURA 3.17 Micrografia do perfil de microdureza Vickers.....	78
FIGURA 3.18 Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração	78
FIGURA 3.19 Máquina de ensaio de tração Instron.....	79
FIGURA 3.20 Posicionamento dos termopares no corpo de prova de aço.....	80

FIGURA 4.1 Microestrutura da liga de alumínio	81
FIGURA 4.2 Microestrutura do aço	82
FIGURA 4.3 Monitoramento do torque e da pressão para as soldas sem preaquecimento	83
FIGURA 4.4 Monitoramento do torque e da pressão para as soldas com preaquecimento	83
FIGURA 4.5 Análise visual dos corpos de prova após a soldagem – (a) sem aquecimento – (b) com aquecimento	85
FIGURA 4.6 Fotomicrografia da interface de ligação alumínio-aço sem ataque químico – (a) sem aquecimento – (b) com preaquecimento.	86
FIGURA 4.7 Micrografia das soldas sem preaquecimento - (a) região periférica esquerda, (b) região central e (c) região periférica direita	87
FIGURA 4.8 Esquema ilustrando a retirada da micrografia	87
FIGURA 4.9 Micrografia das soldas com preaquecimento - (a) região esquerda periférica, (b) região central e (c) região direita periférica.	88
FIGURA 4.10 Esquema ilustrando a retirada da micrografia	88
FIGURA 4.11 Mapeamento da interface de ligação via microscópio eletrônico de varredura da região central da amostra – (a) fotomicrografia realizada horizontalmente – (b) fotomicrografia realizada verticalmente.	89
FIGURA 4.12 Análise semiquantitativa por EDX mostrando a interdifusão entre os principais elementos da liga AA 6351 (Al) e do aço inoxidável SAE 1020 (Fe).	90
FIGURA 4.13 Mapeamento da interdifusão entre o alumínio e o aço	91
FIGURA 4.14 Perfil de microdureza próximos à interface de ligação para as soldas sem preaquecimento	92
FIGURA 4.15 Perfil de microdureza próximos à interface de ligação para as soldas com preaquecimento	93
FIGURA 4.16 Corpos de prova antes e após o ensaio de tração - (a) antes do ensaio de tração, (b) ruptura na interface de ligação para a solda sem aquecimento e (c) ruptura na interface de ligação para solda com preaquecimento	94
FIGURA 4.17 Análise de fratura das soldas sem preaquecimento	96
FIGURA 4.18 Análise de fratura das soldas com preaquecimento	96
FIGURA 4.19 Superfície de fratura do aço. Soldas sem preaquecimento	96
FIGURA 4.20 Superfície de fratura do alumínio. Solda sem preaquecimento	96
FIGURA 4.21 Superfície de fratura do aço. Soldas com preaquecimento	96
FIGURA 4.22 Superfície de fratura do alumínio. Soldas com preaquecimento	96
FIGURA 4.23 Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas sem preaquecimento	97
FIGURA 4.24 Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas com preaquecimento	98

FIGURA 4.25 Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas com preaquecimento.....	99
FIGURA 4.26 Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas com preaquecimento.....	99
FIGURA A.1 Corpo da célula de carga	111
FIGURA A.2 Montagem da célula de carga.....	112
FIGURA A.3 Equação da reta para a torção.....	115
FIGURA A.4 Equação da reta para a compressão.....	118

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 Efeito de elementos de liga no alumínio	22
TABELA 2.2 Composição química da liga 6351-T6	27
TABELA 2.3 Principais propriedades mecânicas e térmicas da liga 6351-T6.....	27
TABELA 2.4 Composição química do aço SAE 1020.....	30
TABELA 2.5 Principais propriedades mecânicas e térmicas da liga 6351-T6.....	30
TABELA 2.6 Comparação entre a fricção convencional e a fricção inercial.....	45
TABELA 2.7 Microdureza vickers de compostos intermetálicos Fe-Al	56
TABELA 3.1 Composição química dos metais de base (% em peso)	62
TABELA 3.2 Parâmetros de soldagem para as soldas sem preaquecimento.....	73
TABELA 3.3 Parâmetros de Soldagem para as soldas com preaquecimento	73
TABELA 4.1 Resultados obtidos nos ensaios de tração.....	95
TABELA A.1 Calibração da torção	113
TABELA A.2 Influência da torção na compressão	114
TABELA A.3 Calibração da compressão	116
TABELA A.4 Influência da compressão na torção	117

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SAE	Society of Automotive Engineers
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
EDX	Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raio X
MO	Microscópio Óptico
Al ₂ O ₃	Óxido de Alumínio
CFC	Cúbica de Faces Centradas
Mg ₂ Si	Silicato de magnésio
$\alpha + \gamma$	Austenita e Ferrita

RESUMO

A soldagem por fricção tem tomado um rumo muito interessante quanto às aplicações. O presente trabalho teve como objetivo avaliar o efeito do preaquecimento na soldagem de topo por fricção convencional entre a liga de alumínio AA 6351-T6 e o aço de baixo teor de carbono SAE 1020. Para o desenvolvimento do mesmo, uma furadeira de coluna foi adaptada e instrumentada para produzir as juntas dissimilares. As soldagens foram realizadas em duas condições: sem preaquecimento e com preaquecimento de 350°C induzido eletromagneticamente na interface aço-alumínio. A força de compressão e o torque durante a soldagem puderam ser monitorados através de uma célula de carga acoplada na mesa da furadeira. Os parâmetros de soldagem, com exceção do tempo de fricção, foram mantidos constantes para as duas condições, pois uma nova variável foi inserida ao processo, a temperatura de preaquecimento. A caracterização da interface de ligação foi realizada por microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV-EDX). A resistência mecânica da solda foi avaliada pelos ensaios de microdureza Vickers e tração. Os resultados obtidos mostraram que a utilização do preaquecimento diminuiu o tempo total de processo pela metade. A análise via MEV-EDX evidenciou que houve interdifusão entre os principais elementos presentes nos materiais envolvidos. Para as duas condições de soldagem, a ruptura dos corpos de prova ocorreu na interface de ligação. A temperatura registrada no aço para as soldas sem preaquecimento foi de 400°C e para as soldas com preaquecimento 418°C.

Palavras-chave: Soldagem por fricção; materiais dissimilares, preaquecimento por indução eletromagnética, propriedades mecânicas e metalúrgicas.

1 INTRODUÇÃO

Os processos de soldagem têm evoluído ao longo dos anos para atender as necessidades do mercado, que cada vez fica mais exigente e competitivo. Um claro exemplo da evolução da soldagem são os processos de união no estado sólido, tais como: fricção, difusão, explosão, ultrassom e outros. Esses processos ocorrem em temperaturas mais baixas, sem que haja fusão dos metais de base envolvidos. A possibilidade de soldar sem ter que fundir permite unir materiais que possuem propriedades físicas e químicas completamente diferentes e que não são passíveis de serem soldados pelos processos de soldagem por fusão.

Dentre os processos de soldagem em estado sólido, os métodos de soldagem por fricção são os que têm sido mais utilizados na união de metais dissimilares como alumínio e aço (PIGORETTI, 1999). A soldagem desses materiais é alvo de frequente pesquisa na indústria automobilística que busca redução de peso nas estruturas veiculares e, conseqüentemente, redução no consumo de combustível (SHEIKHI, 2007). A soldagem por fricção possibilitou a união desses materiais com boas características mecânicas e metalúrgicas, pois a formação de compostos intermetálicos do tipo Al_xFe_y que fragilizam a resistência mecânica da solda é reduzida (TORRES, 2012; FUKUMOTO *et al*, 1998; 1999).

Neste trabalho, a soldagem por fricção convencional, também conhecida por arraste contínuo foi o método utilizado para soldar alumínio com aço. Na soldagem por fricção convencional, o aquecimento responsável pela união é gerado mecanicamente por duas superfícies em atrito. Uma das superfícies permanece fixa enquanto a outra é mantida em rotação. A peça em rotação se aproxima da peça parada, iniciando o atrito entre as superfícies em contato. As superfícies aquecem e se deformam devido ao atrito e a pressão, produzindo a solda (MAALEKIAN, 2007).

A soldagem por fricção convencional foi o primeiro processo de união por fricção, desenvolvido em 1956 na Rússia. A partir dessa técnica, novos processos de soldagem por fricção vêm sendo desenvolvidos (MARQUES *et al*, 2009). Esse processo é amplamente utilizado nos Estados Unidos, Rússia, Alemanha, Japão, França, Inglaterra e Índia, na fabricação de componentes para indústrias dos setores aeroespacial, aeronáutico, nuclear, bélico, automobilístico, mineração e petróleo, além de vários trabalhos científicos publicados. No Brasil, este processo é utilizado na

fabricação de peças do setor automotivo para produção de válvulas para motores de combustão e para fabricação *drill pipes* na indústria do petróleo (ALVES, 2016). As pesquisas sobre a soldagem por fricção convencional no Brasil são muito pouco exploradas, as publicações mais atuais são do INPE (Instituto de Pesquisas Espaciais) e iniciais estudos vêm sendo realizadas pelo Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da Universidade Federal de Minas Gerais.

Os parâmetros de soldagem no processo de soldagem por fricção convencional são: velocidade de rotação, tempo de fricção, pressão de fricção, tempo de forjamento e a pressão de forjamento. Uma nova variável foi inserida ao processo, a temperatura de preaquecimento. Então, esse trabalho se justifica pelo interesse da autora em estudar o efeito da temperatura de preaquecimento no processo de soldagem por fricção convencional.

1.1 Objetivos Gerais

Este trabalho experimental tem como principal objetivo avaliar o efeito do preaquecimento por indução eletromagnética nos parâmetros de soldagem, especificamente, no tempo de fricção e nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da interface de ligação. Para atender estes objetivos foram realizados os seguintes passos:

- Desenvolver um dispositivo para soldagem por fricção a partir de uma furadeira de coluna;
- Projetar uma célula de carga para monitorar a força de compressão e de torção necessária à soldagem;
- Realizar testes de soldagem sem preaquecimento para comparar com os resultados das soldas com preaquecimento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Soldagem de alumínio com aço

A principal motivação para soldar alumínio com aço surgiu da necessidade de se combinar a alta resistência mecânica, resistência à fadiga e formabilidade do aço com o baixo peso específico, alta condutividade térmica e boa resistência à baixa temperatura do alumínio e suas ligas (SPRINGER *et al*, 2011). As aplicações típicas desta combinação de materiais estão na indústria de processo, criogenia e principalmente nos sistemas de transporte, que visa melhorar a relação força-peso (DILTHEY e STEIN, 2006). Em especial no setor automobilístico, a incorporação de alumínio em estruturas híbridas com aço é importante para reduzir o peso dos veículos, melhorar seu desempenho global e, conseqüentemente, diminuir o consumo de combustível (RAMACHANDRAN *et al*, 2015).

2.2 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, no entanto, é o metal mais jovem utilizado em escala industrial (ABAL, 2004). Ele se tornou economicamente competitivo em aplicações na engenharia no final do século 19 (ASM, 1992). A produção atual do alumínio supera a soma de todos os metais não ferrosos, sendo, portanto, o metal não ferroso mais consumido no mundo (ABAL, 2004).

As propriedades que fazem do alumínio e suas ligas os mais econômicos e versáteis materiais para uma gama de aplicações industriais, em especial, as indústrias aeroespacial e automobilística são as características físicas como o baixo peso específico ($2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade média dos aços) e as mecânicas, como ductilidade elevada e boa resistência à corrosão proporcionada pela camada de óxido de alumínio (Al_2O_3) presente na superfície destes materiais (ABAL, 2007).

Ele é um bom condutor de eletricidade e apresenta elevada ductilidade, o que lhe confere a condição de ser transformado em fios, tendo aplicações nos setores de transmissão e distribuição de energia elétrica. Essa propriedade varia de acordo com a liga, sendo a série 1XXX de melhor condutividade elétrica (ALVES, 2010).

Ele possui elevada condutividade térmica e essa propriedade tem grande influência na soldabilidade desse material. Sua condutividade térmica é maior do que a do aço, o que implica na necessidade de fornecer, para o aquecimento de uma mesma massa, uma quantidade maior de calor (ALCAN, 2001).

O alumínio tem coeficiente de expansão linear que é duas vezes maior em relação ao aço, e essa propriedade influencia sua soldabilidade com outros materiais que possuem coeficiente de expansão muito distinto, visto que o alumínio se expande e se contrai de forma diferente (ALCAN, 2001).

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), a qual lhe confere alta ductilidade e baixa resistência mecânica. No entanto, a adição de elementos de liga proporcionam às ligas de alumínio resistência mecânica maior do que a do alumínio puro, como também de alguns aços (GIPELA, 2007). Algumas ligas de alumínio podem ter sua resistência mecânica aumentada se submetidas a tratamentos térmicos, mecânicos ou a ambos (ASM, 1998). Na TAB 2.1 são mostrados os principais elementos de liga adicionados ao alumínio.

TABELA 2.1- Efeito de elementos de liga no alumínio.

PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA NO ALUMÍNIO	
Elementos de Liga	Função
Cu	Fornece alta resistência mecânica
Mg	Melhora a resistência mecânica e possibilita boa resistência à corrosão
Mn	Confere aumento moderado da resistência mecânica e excelente ductilidade
Si	Diminui o ponto de fusão
Zn	Aumenta a resistência mecânica
Mg + Si	Melhora a resistência mecânica, plasticidade, extrudabilidade e tratamento térmico.
Zn + Mg + Cu	Proporcionam resistência elevada
Zn + Mg	Permite recuperar parte da resistência mecânica através de envelhecimento a temperatura ambiente.
Fe, Cr, V, Ni, Ti	Elementos de liga secundários adicionados para melhorar a resistência mecânica, à corrosão e o tratamento térmico.

FONTE: Adaptado de ALVES, 2010, p. 15.

2.2.1 Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são divididas em duas categoriais quanto à maneira que são produzidas. Estas podem ser ligas fundidas ou ligas trabalhadas mecanicamente (ASM, 1998).

- Ligas fundidas (*cast alloy*)

As ligas de alumínio fundidas são obtidas por meio do vazamento de metal líquido em um molde para adquirir a forma desejada.

- Ligas trabalhadas (*wrought alloy*)

As ligas trabalhadas são ligas em que a forma final do produto é obtida a partir da transformação de um semimanufaturado (laminação, extrusão, trefilação e forjamento), e, por transformação mecânica a frio ou a quente de um tarugo ou placa (ALCAN, 2001). De acordo com

a Aluminum Association, as liga trabalhadas são identificadas através de um sistema numérico de quatro dígitos, conforme pode ser visto na FIG 2.1.

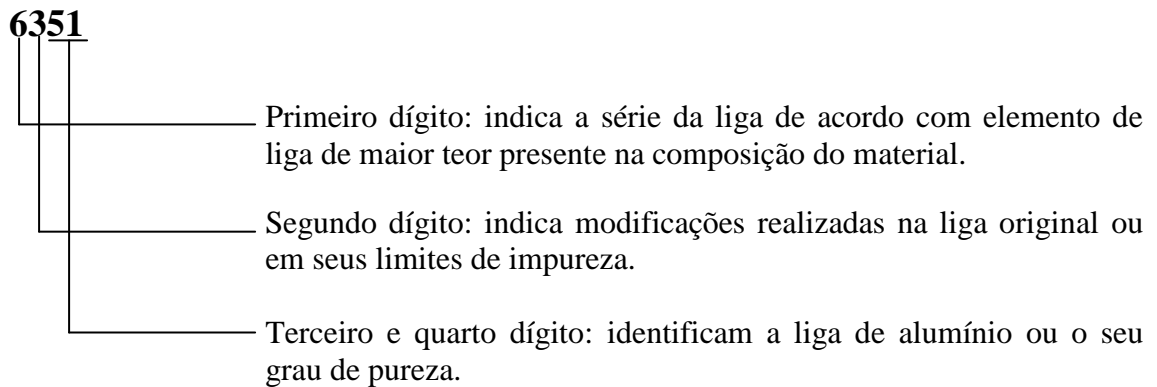


FIGURA 2.1. - Sistema numérico de identificação de ligas de alumínio termicamente trabalhadas.

FONTE: Adaptado de GIPELLA, 2007, p. 42

As ligas de alumínio trabalhadas são divididas em ligas de alumínio não tratáveis termicamente e ligas de alumínio tratáveis termicamente. As ligas de alumínio não tratáveis termicamente são representadas pelas séries 1000, 3000, 4000, e 5000, já as ligas termicamente tratáveis são representadas pelas séries 2000, 6000, 7000 e 8000 (ALCAN, 2001).

Em razão desse estudo ter empregado a liga de alumínio 6351-T6, que pertence ao grupo das ligas tratáveis termicamente, serão discutidas somente as características das ligas da série 6XXX.

2.2.2 Ligas de alumínio da série 6XXX

Os principais elementos dessa série são o magnésio e o silício, em proporções aproximadamente iguais para formar compostos da família Si-Mg na matriz de alumínio, tornando a liga tratável termicamente. Na etapa de envelhecimento artificial do tratamento térmico, ocorre a formação do precipitado intermetálico silicato de magnésio (Mg_2Si). A quantidade e a localização do Mg_2Si na matriz de alumínio são indicadores da eficiência do tratamento térmico e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas finais (ASM, 1990).

2.2.3 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização consiste em aquecer o material em determinada temperatura, e tem como finalidade dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio, a fim de se obter uma solução sólida homogênea. A liga é resfriada rapidamente com o objetivo de obter-se uma solução sólida supersaturada (MILKEREIT *et al.*, 2009). A temperatura de solubilização de cada liga é determinada a partir do diagrama de fases, os quais definem as regiões de estabilidade das fases que podem ocorrer em um sistema sob condições de equilíbrio (DIETER, 1988).

Para as ligas de alumínio a temperatura de solubilização é em torno de 500°C, podendo variar de acordo com a composição da liga. Na FIG 2.2 é apresentado o diagrama pseudo-binário, com adição de Mg ao sistema Al-Si na liga Al-Mg-Si, resultando em Al-Mg₂Si, no qual o precipitado Mg₂Si é o responsável pelo endurecimento da liga (ASM, 1990). O campo monofásico alfa (α) indica que acima da linha solvus, o magnésio e o silício estão dissolvidos na matriz de alumínio. Neste sistema pseudo-binário, o ponto eutético ocorre à temperatura 585°C, a uma solubilidade sólida máxima de 1,85% em peso de Mg₂Si. Com a redução da temperatura, a solubilidade do Mg₂Si diminui ao longo da linha solvus, dividindo o campo α (fase rica em Al) do campo $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$ (fase β) do diagrama de fases, tornando esta liga passível ao endurecimento por precipitação (ASM, 1990).

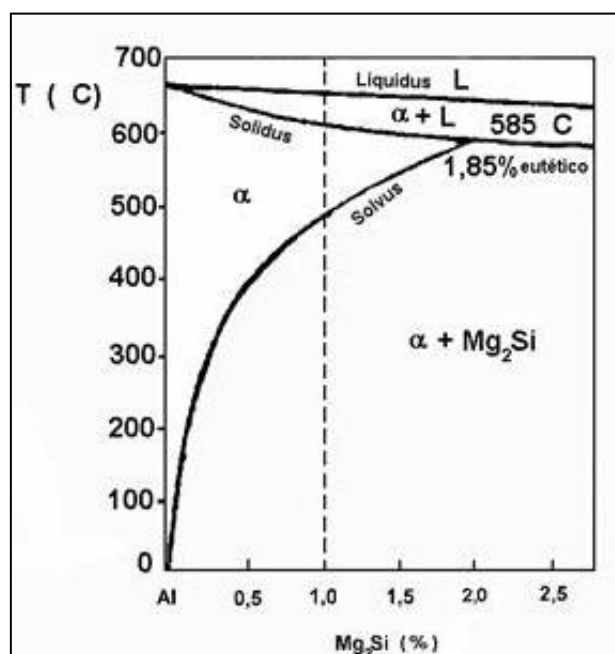


FIGURA 2.2. - Diagrama pseudo-binário Al – Mg₂Si.

FONTE: MAIA 2012, p. 9

2.2.4 Tratamento térmico de envelhecimento

Após o resfriamento brusco do material partindo da temperatura de solubilização até a temperatura ambiente, realizam-se os tratamentos de envelhecimento, responsáveis pela formação dos precipitados endurecedores, isto é, regiões de segregação do soluto ou núcleos. Esses núcleos são conhecidos como zonas de Guiner e Preston ou GP (DIETER, 1988). De acordo com Reed-Hill (1982), a fase precipitada passa por diversas estruturas cristalinas antes de chegar ao precipitado final estável. Segundo Soares (2009), estes precipitados bloqueiam o movimento das discordâncias durante a deformação obrigando-as a cisalhar ou a formar anéis em torno destes precipitados, proporcionando o aumento da dureza e resistência mecânica das ligas de alumínio tratáveis termicamente. A sequência de precipitação do Mg_2Si é descrita por Karabay (2007) da seguinte forma:

Solução sólida supersaturada α (SSSS) \rightarrow aglomerados atômicos \rightarrow Zonas *Guinier-Preston* (GP 1) \rightarrow precipitados β' (GP 2) \rightarrow precipitados β' \rightarrow Mg_2Si (β)

O principal objetivo da precipitação das partículas de segunda fase é o endurecimento da matriz, que está diretamente ligado com a temperatura na qual o processo ocorre e com a concentração do soluto. No final deste processo, obtém-se uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz do alumínio. Dando prosseguimento ao processo de envelhecimento em uma temperatura elevada, ocorre a formação dos precipitados metaestáveis, isto é, precipitados nos quais as propriedades variam lentamente com o tempo, inicialmente coerentes com a matriz e depois semi-coerentes. A coerência do precipitado com a matriz ao gerar distorções na mesma, devido a pequenas alterações de parâmetros de rede, promove um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, endurecendo o material. A máxima resistência é obtida quando o tamanho e a estrutura do precipitado dificultam ao máximo o movimento das discordâncias (REED-HILL, 1982).

Com o decorrer do tempo, há uma perda parcial de coerência através do surgimento de discordâncias na interface entre o precipitado e a matriz, resultando em uma pequena queda de dureza. Estendendo o envelhecimento para tempos maiores, ocorre à perda total de coerência, como consequência, tem-se a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando as tensões e causando um amolecimento considerável. Como os precipitados incoerentes, estáveis e

muito grandes encontram-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, eles deixam caminho livre para a movimentação das discordâncias, o que também facilita o amolecimento típico do superenvelhecimento (REED-HILL, 1982; DIETER, 1988). Na FIG 2.3 é ilustrado o esquema do endurecimento por precipitação no sistema Al-Mg-Si.

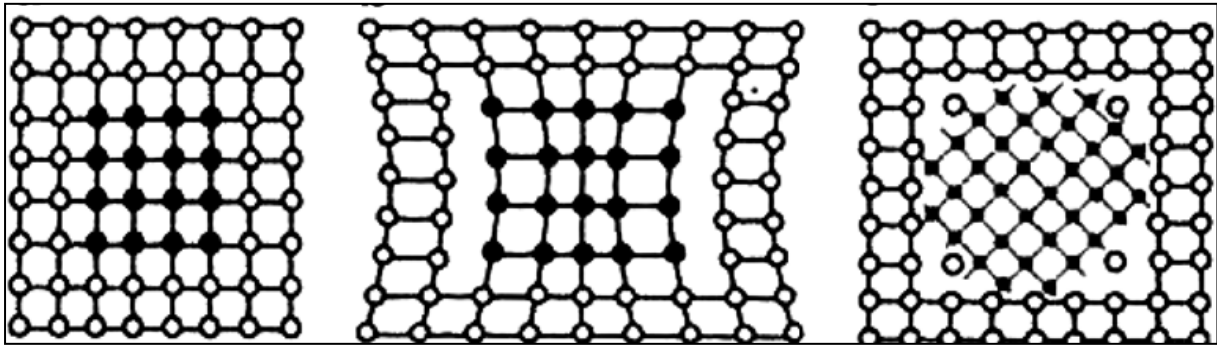


FIGURA 2.3. - Estágios do endurecimento por precipitação em ligas do sistema Al-Mg-Si- (a) precipitados coerentes, (b) precipitados semi-coerentes e (c) precipitados incoerentes.

FONTE: KARABAY, 2007, p. 1367

2.2.5 Liga de alumínio 6351 T-6

As propriedades das ligas de alumínio dependem diretamente da composição química, da forma de processamento e dos tratamentos térmicos realizados após a fabricação. A liga 6351-T6 contém quantidade apreciável de Mg_2Si , com excesso de silício. O excesso de silício aumenta a resistência, contudo, em grandes concentrações o silício não é vantajoso, pois pode causar fratura nos contornos de grãos em estruturas recristalizadas. Por essa razão, adiciona-se manganês, cromo ou zircônio para prevenir a recristalização durante o tratamento térmico (ASM, 1990).

A liga 6351 apresenta boa formabilidade, soldabilidade, usinabilidade e considerável resistência à corrosão. Ela apresenta média resistência comparada com outras ligas de alumínio (DURMUŞ *et al*, 2006). Essa liga é aplicada em estruturas extrudadas utilizadas em rodas de veículos, ferrovias, tubos e transporte de água, óleo ou gasolina (ASM, 1990). As indústrias aeronáutica e aeroespacial utilizam esta liga em forma de tarugos, barras cilíndricas, chapas, tubos e anéis para a fabricação de componentes estruturais (ALVES, 2016). A composição química e as principais propriedades da liga 6351-T6 estão apresentadas nas TAB 2.2 e 2.3.

TABELA 2.2- Composição química da liga 6351- T6

Composição Química							
% Al	% Si	% Mg	% Mn	% Fe	% Ti	% Zn	% Cu
96 -98,5	0,7 - 1,30	0,4 - 0,80	0,4 - 0,80	0,5	0,2	0,2	0,1

Fonte: Makeitfrom, 2016

TABELA 2.3 – Principais propriedades da liga 6351-T6

Propriedades	Valores
Densidade	2,7 g/cm ³
Dureza Brinell	95 HB
Limite de resistência à tração	320 MPa
Limite de escoamento	270 MPa
Módulo de elasticidade	72 GPa
Alongamento	10%
Condutividade térmica	180 W/mK
Difusividade Térmica	75 m ² /s
Expansão Térmica	23 um/ mK

Fonte: Makeitfrom, 2016

2.3 Aços carbono

Aços são ligas ferro-carbono que possuem teor de carbono de até 2% em toda a liga. Embora o aço seja composto basicamente por ferro e carbono, outros elementos podem ser adicionados na liga para atender as necessidades em que ele será aplicado (CALLISTER, 2008). Os aços podem ser divididos em dois grupos: aços carbono e aços ligados. Em razão deste estudo ter utilizado o aço SAE 1020, que pertence à família dos aços carbono, são apresentados somente as características deste aço.

2.3.1 Caracterização do aço SAE 1020

O aço SAE 1020 é um aço hipoeutetóide, cujo teor de carbono em peso é menor do que 0,77%. Na FIG 2.4 é mostrada a evolução microestrutural para o referido aço durante o resfriamento.

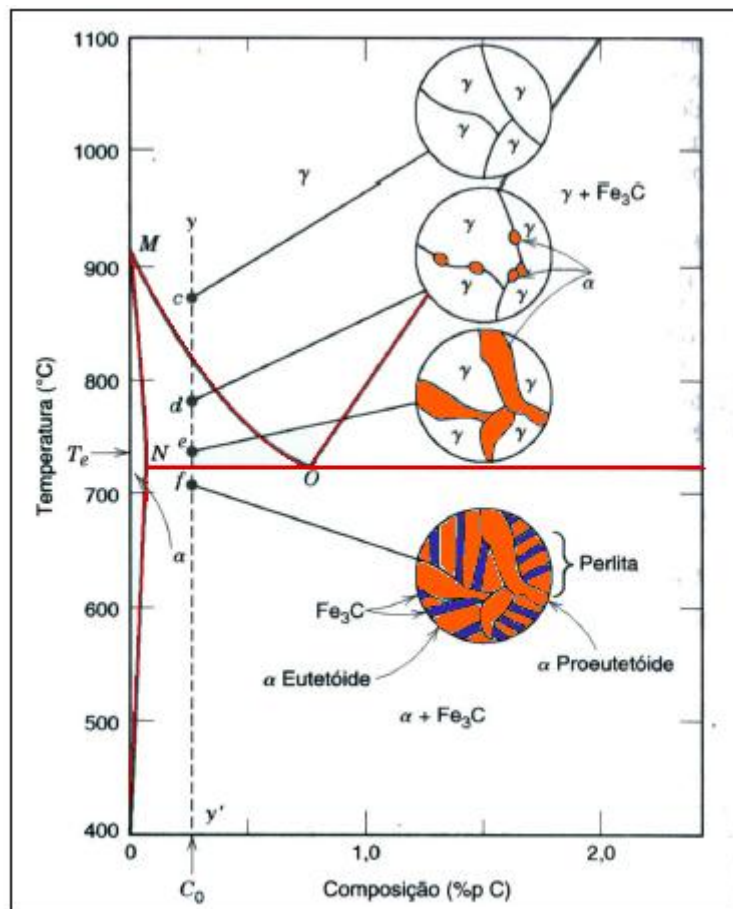


FIGURA 2.4. – Evolução microestrutural durante o resfriamento lento do aço SAE 1020.

FONTE: Adaptado de CALLISTER, 2008, p. 214

Quando ele é aquecido a temperaturas maiores que 800°C, a microestrutura predominante é a austenita - Fe γ (ponto c). Abaixo de 800°C e com resfriamento contínuo, ocorre a nucleação da ferrita que cresce nos contornos de grão da austenita (ponto d). Quando o aço atinge a temperatura eutetóide, 727°C, a quantidade de ferrita aumenta e as fases presentes são austenita e ferrita ($\alpha + \gamma$). Nesta temperatura, os grãos da austenita contém cerca de 0,77% de carbono, e são

envolvidos pelos grão de ferrita proeutetóide produzidos ao longo do resfriamento (ponto e). Abaixo de 727°C, a austenita sofre decomposição, transformando-se em perlita, enquanto a ferrita já transformada não sofre nenhuma modificação (ponto f). O resfriamento subsequente do aço até a temperatura ambiente não produz mudanças microestruturais (CALLISTER, 2008).

O aço SAE 1020 possui em termo de 0,20% de carbono e sua microestrutura é predominantemente ferrítica com lamelas de perlita (ferrita e cementita). Na FIG 2.5 é mostrado o digrama TTT do aço SAE 1020. Como pode ser visto, as curvas estão deslocadas para esquerda, isso significa que as transformações de fase acontecem de maneira mais rápida, dificultando a formação de estrutura bainíticas e martensíticas, favorecendo a formação da perlita. Isso acontece devido ao baixo teor de ligas presente no aço, exigindo menos movimento por difusão (CHIAVERINI, 1998). Nas TAB 2.4 e 2.5 são apresentadas a composição química e as principais propriedades do aço SAE 1020.

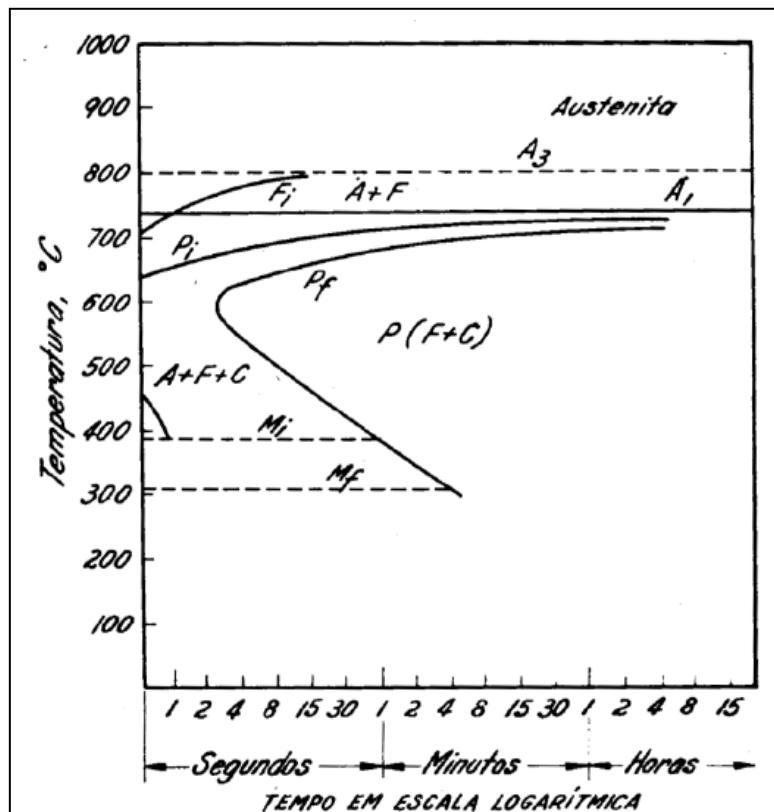


FIGURA 2.5. – Diagrama Temperatura Transformação e Tempo (TTT) do aço SAE 1020.

FONTE: CHIAVERINI, 1986, p. 46

TABELA 2.4- Composição química do aço SAE 1020

Composição Química				
% C	% Mn	% S	% P	% Fe
0,18 - 0,23	0,30 - 0,60	0 - 0,050	0 - 0,040	99,08 - 99,52

Fonte: Makeitfrom, 2016

TABELA 2.5 - Principais propriedades da liga 6351-T6

Propriedades	Valores
Densidade	7,9 g/cm ³
Dureza Brinell	130 HB
Limite de resistência à tração	450 MPa
Limite de escoamento	380 MPa
Módulo de elasticidade	210 GPa
Alongamento	16%
Condutividade térmica	51,9 W/mK
Expansão Térmica	12 µm/mK

Fonte: Makeitfrom, 2016

2.4 Aquecimento por Indução Eletromagnética

Os princípios físicos do aquecimento por indução são conhecidos há mais de cem anos, teoria desenvolvida por Oersted, Faraday e Lenz, sendo disponibilizadas para o uso prático no início do século 20 (HEWITT, 2002). Em meados de 1920, o aquecimento por indução era utilizado para o endurecimento superficial do aço em rolamentos, mancais e eixos. Durante a segunda guerra mundial, houve um grande incentivo para o emprego dessa tecnologia, principalmente, no tratamento térmico de componentes de artilharia e projéteis (ZINN, 1988).

A técnica de aquecimento por indução é utilizada em vários segmentos da indústria. As principais aplicações são fusão, tratamento térmico, endurecimento de metais e soldagem (ZINN, 1988). O sistema de aquecimento por indução consiste de uma fonte de alimentação que transmite uma corrente alternada através de uma bobina indutora, a qual aquece a peça de trabalho. Nesse tipo de aquecimento não existe contato físico entre a bobina e o material a ser aquecido, o que é uma vantagem, pois a peça de trabalho não é contaminada durante o processo.

O aumento de temperatura no aquecimento por indução é proveniente de correntes elétricas alternadas (CA), as quais são induzidas no interior da peça de trabalho. Ao circular pela bobina indutora, a corrente elétrica provoca um campo magnético ao seu redor. A variação das correntes que passam através da bobina produz uma rápida inversão dos campos magnéticos, essa alternância causa o aquecimento da peça de trabalho localizado no interior do indutor (FERREIRA, 2014). Na FIG 2.6 é mostrado o esquema do aquecimento por indução.

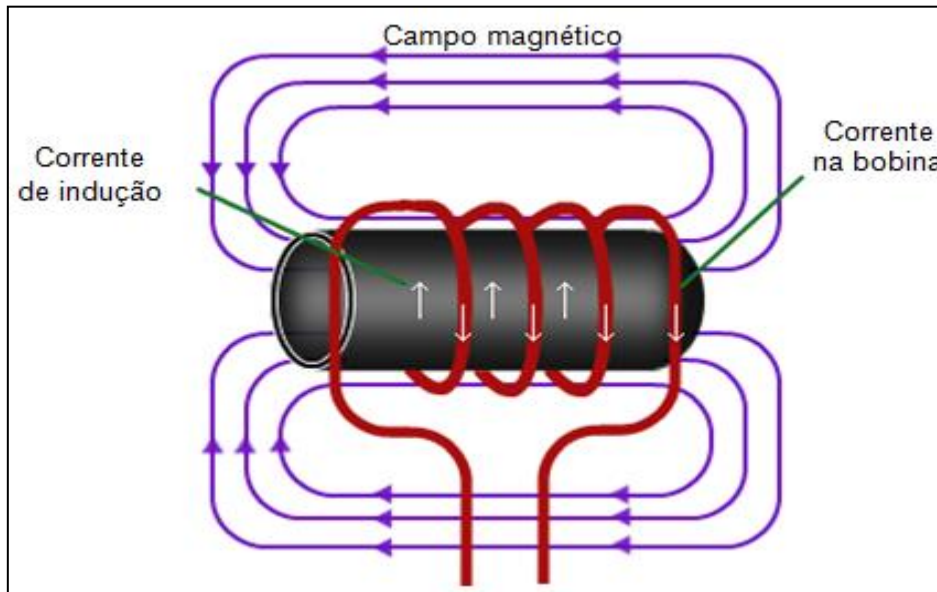


FIGURA 2.6. – Esquema ilustrativo do aquecimento por indução magnética.

FONTE: Adaptado de MOLLOSI, 2014, p. 20

Dois mecanismos de dissipação de energia estão presentes no aquecimento por indução eletromagnética: o efeito joule e a histerese (HOGAN, 2014). No efeito joule, a transformação de energia elétrica em térmica acontece quando uma corrente elétrica que passa por um condutor, encontra resistência e gera calor (FERREIRA, 2014). O aquecimento devido ao efeito Joule é calculado matematicamente pela Equação 1(FERREIRA, 2014) :

$$Q = i^2 \cdot R \cdot t \quad (1)$$

Onde:

i = intensidade da corrente [A];

R = resistência do condutor [Ω];

t = tempo pelo qual a corrente percorre o condutor [s];

Q = Calor gerado por uma corrente constante que percorre um condutor por um determinado tempo [J].

Além do efeito Joule, outro fenômeno que ocorre no aquecimento por indução é a histerese. Na indução eletromagnética, o campo magnético muda o sentido de acordo com o sinal alternado, e o mesmo acontece com os domínios de material no núcleo. Ao mudar sua orientação, os domínios precisam vencer o atrito e a inércia e quando superam essas barreiras, dissipam certa quantidade de calor, que é chamada de perdas por histerese (FERREIRA, 2014).

O aquecimento por histerese ocorre devido ao choque gerado na movimentação dos domínios, portanto, quando os domínios estão perfeitamente alinhados esse efeito é interrompido. A histerese acontece em temperaturas abaixo do ponto de Curie, temperatura na qual o material perde suas propriedades magnéticas (AMBREL, 2014). Na FIG 2.7 é apresentado o ciclo de histerese de um campo magnético.

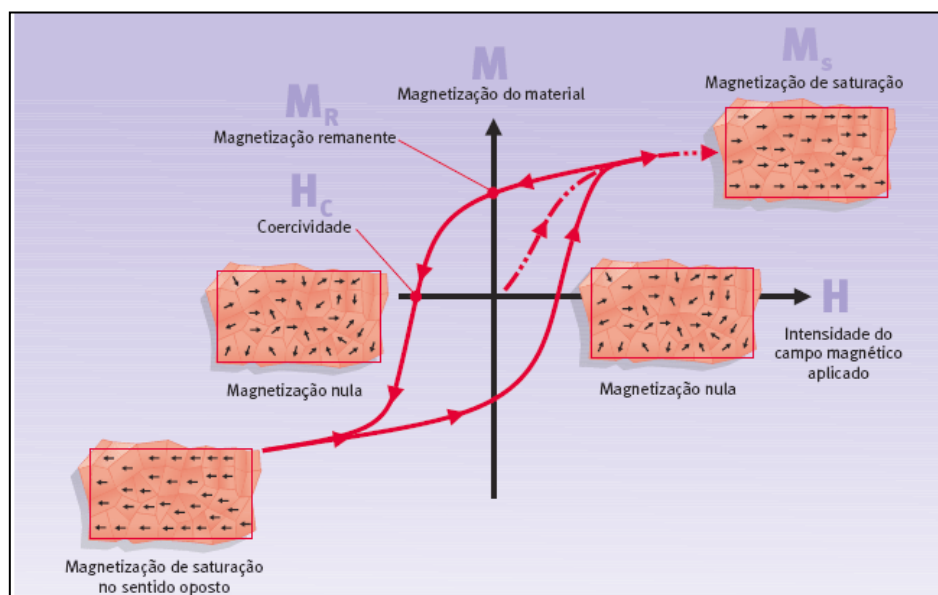


FIGURA 2.7. – O ciclo de histerese de um campo magnético.

FONTE: FERREIRA, 2014, p 19.

A variação do aquecimento por histerese pode ser expressa através da Equação 2 (FERREIRA, 2014):

$$P_{hist} = K_{hist} \cdot f \cdot \rho \cdot B^2 \quad (2)$$

Onde:

K_{hist} = coeficiente de histerese

f = Frequência em Hz

ρ = densidade específica do material em kg/m^3

B_{max} = indução máxima em T.

Uma importante característica do aquecimento por indução é que a distribuição de corrente no interior do indutor e da peça não é homogênea. A densidade de corrente é maior na superfície do condutor e reduz em direção ao centro. Este fenômeno é conhecido como efeito pelicular ou profundidade de penetração (BARBOSA, 2012).

O efeito pelicular tem muita importância para a engenharia do aquecimento indutivo. Pois, é através desse efeito que 87% da energia total é induzida na peça de trabalho (MOLOSSI, 2014). O nível do efeito pelicular depende da frequência da corrente alternada e das propriedades do material a ser aquecido, tais como, resistividade elétrica e permeabilidade magnética relativa (RUDNEV *et al*, 2002). Na FIG 2.8 é apresentado o efeito pelicular em aço para diferentes frequências.

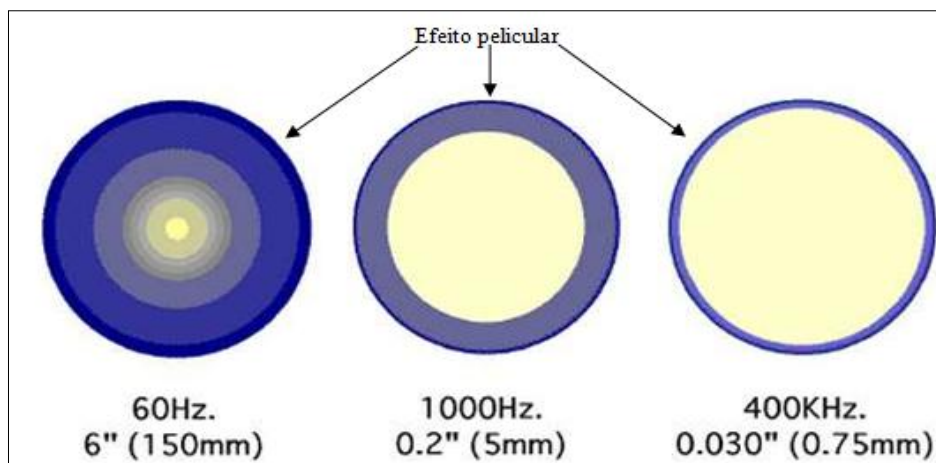


FIGURA 2.8. – Efeito pelicular no aço para diferentes frequências.

FONTE: QUORA, 2010 (internet)

Como a distribuição de corrente não é uniforme, alguns procedimentos devem ser considerados ao realizar o aquecimento por indução, por exemplo, aproximar a bobina da peça de trabalho para que a energia transferida seja máxima. Utilizar concentradores de fluxo também contribui para a maximização do aquecimento. A principal finalidade dos concentradores de fluxo é o confinamento das linhas de campo magnético. Essas linhas tendem a se dissipar e atingir a peça de maneira espalhada. Porém, com a utilização do concentrador, as linhas de campo ficam concentradas na região que se deseja aquecer. A FIG 2.9 é mostrada a diferença no comportamento das linhas de campo para o mesmo indutor.

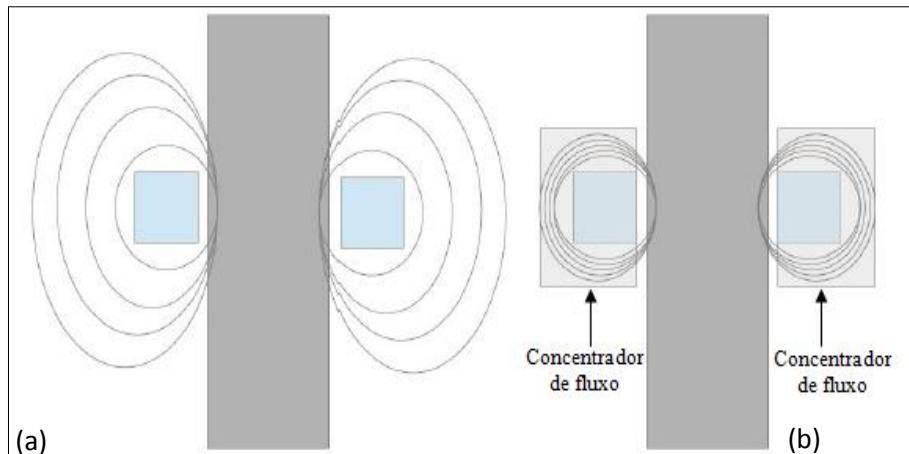


FIGURA 2.9 – (a) Linhas de campo gravitando em volta de um indutor sem concentrador de fluxo, (b) linhas de campo gravitando em volta de um indutor com concentrador de fluxo.

FONTE: HOGAN, 2014, p. 36

Outro fator que deve ser levado em consideração no aquecimento por indução é o efeito magnético de proximidade, o qual tem relação direta com a geometria do indutor. Se os lados opostos do indutor estão muito próximos pode haver o cancelamento do campo magnético gerado. A FIG 2.10 mostra a influência da geometria da bobina no efeito magnético de proximidade.

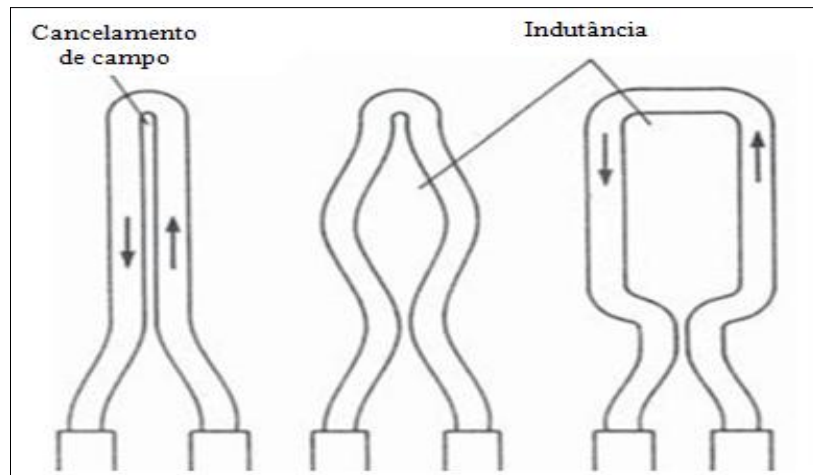


FIGURA 2.10. – Efeito da geometria da bobina no efeito de proximidade.

FONTE: ZINN e SEMIATIN, 2015, p. 32

A geometria do indutor varia de acordo com a peça que se deseja aquecer, na FIG 2.11 são apresentadas as formas mais comuns de bobinas.

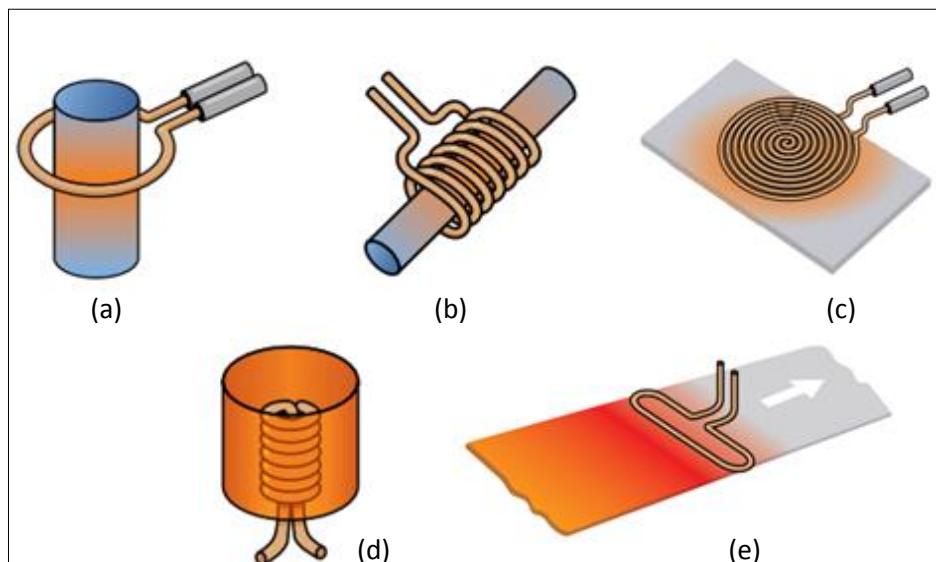


FIGURA 2.11. – Diversas geometrias de bobinas – (a) bobina de única espira; (b) bobina helicoidal multiespira, (c) bobina de panqueca, (d) bobina interna; (e) bobina de grampo.

FONTE: AMBRELL, 2015, p. 2

O aquecimento indutivo apresenta muitas vantagens em comparação a outros meios de aquecimento, tais como:

- Elevada eficiência energética, o que proporciona alta taxa de aquecimento com menor nível de oxidação do material a ser processado (SCOLARI *et al*, 2013);
- Os equipamentos de indução não emitem particulados, ruídos ou gases durante o processo, garantindo melhores condições de trabalho ao operador (SCOLARI *et al*, 2013);
- A peça de trabalho não é contaminada durante o aquecimento, pois não há contato físico entre o indutor e a peça (GH ELECTROTERMIA, 2016);
- Nesse processo não há queima de combustíveis fósseis, sendo, portanto, um processo limpo (GH ELECTROTERMIA, 2016);
- Em muitas situações, o consumo de energia elétrica é menor em relação a outros processos de aquecimento (EPRI, 1999).

As limitações do processo segundo Pereira e Bracarense (2002) são:

- O equipamento de indução eletromagnética apresenta alto custo;
- Geometrias mais complexas podem não ter um aquecimento adequado;
- Necessidade de produzir um indutor específico, de acordo com a geometria da peça de trabalho a ser aquecida.

2.5 Processo de Soldagem por Fricção

A soldagem por fricção é um processo de união no estado sólido, em que o calor necessário à soldagem é produzido pelo movimento relativo de duas superfícies em contato. Este método baseia-se na conversão direta de energia mecânica em energia térmica para formar a solda, sem que haja aplicação de qualquer outra fonte de calor. Em condições normais, não ocorre fusão na interface de ligação (AWS, 1991).

Esse método de união permite combinar uma série de materiais muito maior do que as técnicas de soldagem por fusão. Materiais de difícil soldabilidade por fusão, como aços de médio e alto teor de carbono (SAE 1045, 1095, 4130 e 4140) são comumente soldados por fricção (DONOHUE, 2001). Além das combinações de materiais similares, é possível unir materiais considerados incompatíveis. Consegue-se soldar facilmente aço com alumínio, aço com cobre, alumínio com magnésio, ligas de níquel com aço, titânio com cobre, dentre outros (KOU, 2003). Todavia, materiais que têm baixo coeficiente de atrito como ferro fundido, bronze e latão com mais de 0,3% de chumbo não são soldáveis por fricção (WAINER *et al*, 1992).

2.5.1 Breve histórico da soldagem por fricção

De acordo com Crossland (1971), a primeira patente do processo de fricção foi concedida a J. H Bevington, em 1891. De acordo com ideia de Bevington, o calor poderia ser gerado entre uma peça fixa e uma matriz de aço rotativa. Numa outra etapa, a peça de trabalho amoleceria, de modo que ela pudesse ser facilmente extrudada através de um molde. Em 1924, Richter patenteou a soldagem por fricção na Inglaterra e em 1929 na Alemanha (RICTHER, 1929). Em 1941, Klopstock e Neelands patentearam o processo de soldagem por fricção e costura, contudo, o processo não encontrou ampla aceitação (KLOPSTOCK *et al*, 1941).

Embora a primeira aplicação industrial da soldagem por fricção tenha ocorrido durante a Segunda Guerra Mundial, na soldagem de tubos termoplásticos na Alemanha, o crédito real para a introdução da soldagem por fricção em larga escala é concedido ao maquinista russo A. J Churikov. Ele realizou estudos científicos e sugeriu o uso da soldagem por fricção como um processo comercial, executando com sucesso a soldagem de duas hastes de metal, patentando o processo em 1956 (CROSSLAND, 1971).

Entre 1957 e 1985, diversos projetos de pesquisa foram realizados na União Soviética e em outros países, como Checoslováquia e a China, com intuito de desenvolver e industrializar o processo. O primeiro equipamento de soldagem por fricção foi desenvolvido pelo Instituto de Investigação Científica para equipamentos de soldagem na União Soviética (VILL, 1962).

Nos Estados Unidos, em 1962, a *Caterpillar Tractor Corporation*® modificou a soldagem por fricção, desenvolvendo a soldagem por fricção inercial. Devido a essas patentes, existem duas variantes no processo, cujas diferenças estão no modo de geração de energia, a

soldagem por arraste contínuo ou convencional, que é a vertente russa e a soldagem por atrito inercial, vertente americana (WANG *et al*, 1974).

Diversos processos de soldagem surgiram a partir da soldagem por fricção, por exemplo, soldagem por fricção por movimento linear (*Linear Friction Welding*), soldagem por fricção orbital (*Orbital Friction Welding*), soldagem por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Welding*), soldagem por fricção por ponto (*Friction Stir Spotting Welding*), soldagem por fricção com pino consumível (*Friction Hydro Pilar Processing*), e o processo de costura por fricção (*Friction Stitch Welding*). A soldagem por fricção pode ser aplicada em diversas áreas industriais, tais como, aeronáutica, automobilística, petrolífera, metal-mecânica, agrícola e militar (MARQUES *et al*, 2009).

No presente trabalho, a soldagem por fricção por arraste contínuo foi adotada como método de soldagem, por essa razão, ela será mais discutida.

2.5.2 Soldagem por fricção convencional ou arraste contínuo

Nesse método, os materiais a serem soldados são fixados nas garras do equipamento de soldagem. Uma das peças é acelerada por intermédio de uma unidade motora até atingir a velocidade de soldagem pré-estabelecida, e a outra peça que está parada é deslocada até tocar na peça que gira. O contato entre as superfícies das peças promove o aquecimento devido ao atrito. Posteriormente, é aplicada uma pressão (P_1), durante um intervalo de tempo (t_1), em seguida, a máquina é frenada até que a rotação seja totalmente cessada. Ao final do processo, a pressão é mantida ou intensificada (P_2) em um tempo estabelecido (t_2) (FARIA; BRACARENSE, 2003). Na FIG 2.12 é mostrado o esquema de um equipamento de soldagem por fricção convencional.

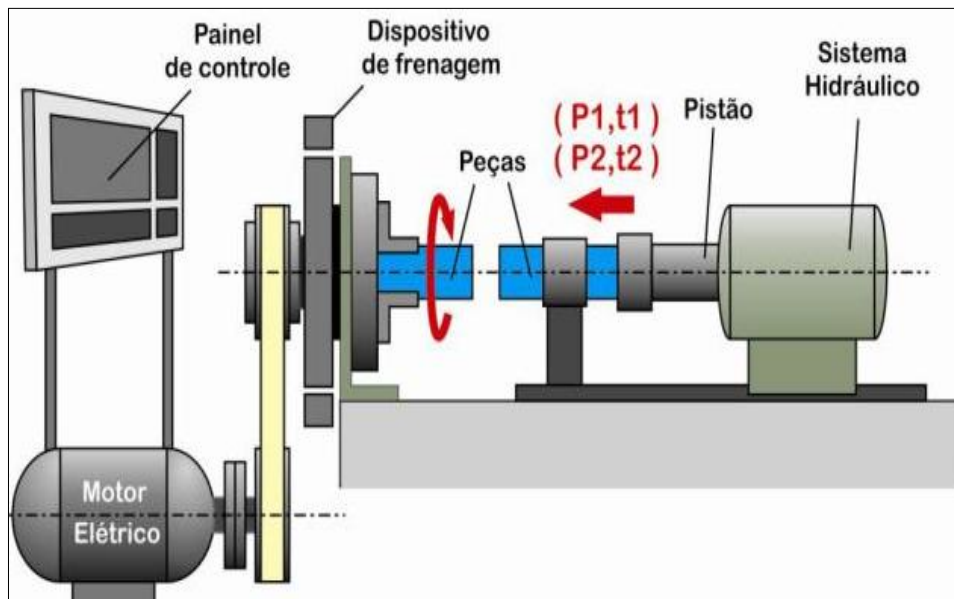


FIGURA 2.12. – Equipamento de soldagem por fricção de arraste contínuo.

FONTE: ALVES, 2010, p. 52

A potência na soldagem por arraste contínuo pode ser calculada de acordo com a Equação 3 (WAINER *et al*, 1992).

$$W = 2,7\pi\omega T \quad (3)$$

Onde:

W = potência (W);

ω = rotação (rpm);

T = torque (Nm).

- Para barras, o torque pode ser calculado conforme a Equação 4 (WAINER *et al*, 1992):

$$T = 2\pi\mu Pr^3 \quad (4)$$

Onde:

μ = coeficiente de atrito;

P = pressão (MPa);

r = raio (mm).

- Para tubos, o torque pode ser calculado da seguinte maneira, conforme Equação 5 (WAINER *et al*, 1992):

$$T = \frac{2}{3} \pi \mu P (R_o^3 - R_i^3) \quad (5)$$

Onde:

R_o = raio inicial;

R_i = raio final.

2.5.2.1 Etapas da soldagem por fricção convencional

A soldagem por fricção rotativa convencional é caracterizada por quatro fases conforme mostrado na FIG 2.13. Na primeira fase (A), a peça que está em rotação se aproxima da outra peça que é mantida fixa, na segunda (B) é iniciado o atrito entre as superfícies. As superfícies aquecem e se deformam devido ao atrito e a pressão (C). Por fim, a rotação é interrompida e a força axial pode ou não ser mantida por um dado intervalo de tempo, caracterizando a fase de forjamento (D). Um colar de rebarba é formado no final do processo, proveniente do escoamento dos materiais durante a soldagem (MAALEKIAN, 2007).

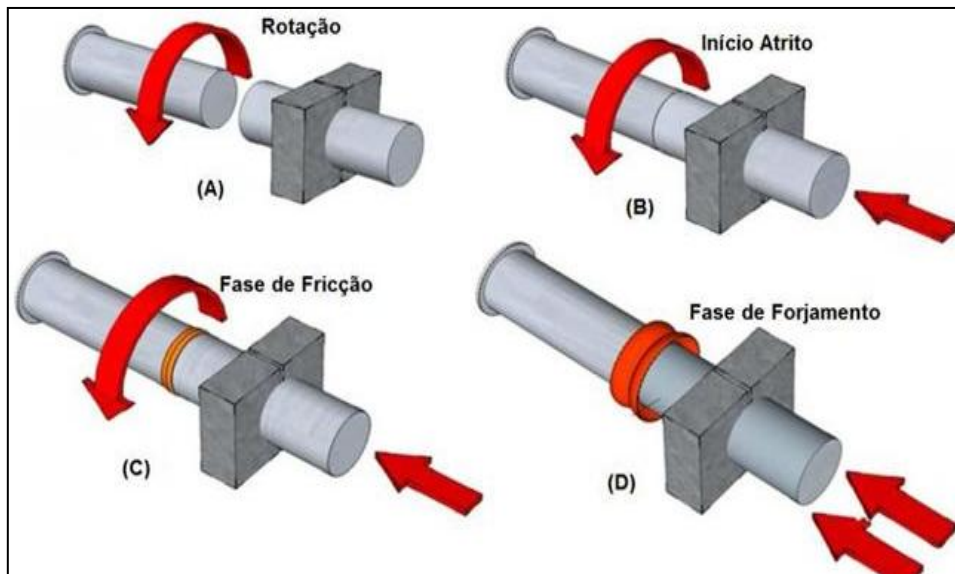


FIGURA 2.13. – Etapas da soldagem por fricção.

FONTE: MATTEI, 2011, p. 38

Na Figura 2.14 é apresentado graficamente o comportamento dos parâmetros de soldagem em função das fases descritas acima.

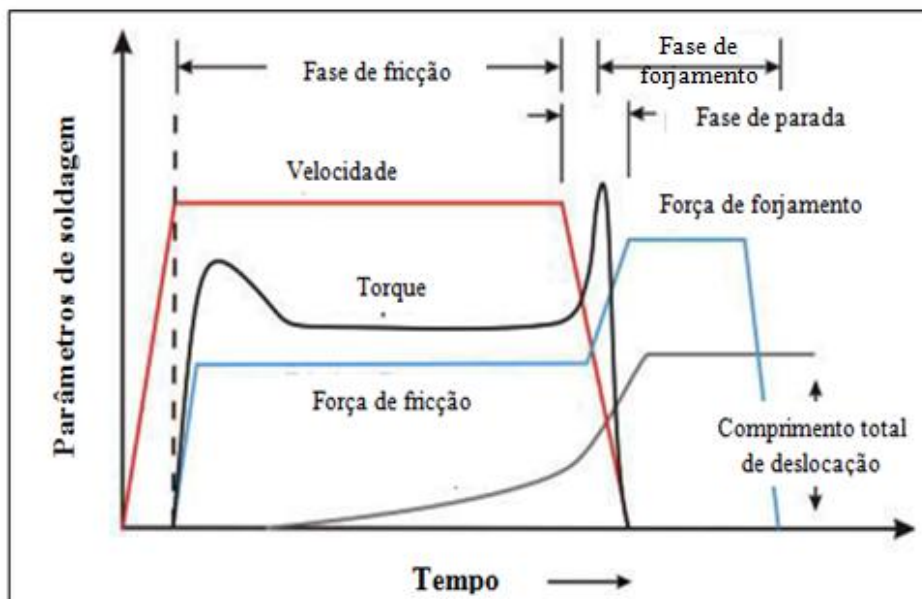


FIGURA 2.14. – Variação dos parâmetros de soldagem com o tempo para a soldagem por fricção convencional.

FONTE: Adaptado de ASM HANDBOOK, 1993, p. 506

A Figura 2.15 mostra as diversas possibilidades de materiais soldados pelo processo de fricção convencional.



FIGURA 2.15. – Soldas por fricção - (a) Diodo elétrico de prata e cobre; (b) Componente eletrônico industrial de cobre e alumínio; (c) Tudo de bronze soldado a base sólida; (d) Válvulas forjadas soldas por fricção; (e) Solda de aço inoxidável com aço carbono.

FONTE: AMERICAN FRICTION WELDING, 2016, p.8

A solda formada é caracterizada pela ausência de uma zona de fusão, uma pequena zona termicamente afetada e por um material deformado plasticamente em torno da solda (UDAY *et al.*, 2010). Os defeitos inerentes ao processo são cisalhamento na zona afetada pelo calor e defeitos centrais, como falta de união e trincas, causadas por pequenos orifícios no centro de uma das peças (MARQUES *et al.*, 2009).

2.5.3 Soldagem por fricção inercial

Na soldagem por fricção inercial, as peças a serem soldadas são fixadas nas garras do equipamento de soldagem. Uma das peças é acoplada a um volante acumulador de energia cinética rotacional. Este volante é acelerado por intermédio de uma unidade motora até atingir a velocidade

de soldagem, junto com uma das peças a ser soldada. Alcançada esta velocidade, a unidade motora é desacoplada e a peça parada é deslocada até entrar em contato com a peça em rotação, instante em que é aplicada a pressão (P_1). O contato entre as peças gera aquecimento devido ao atrito até a temperatura de forjamento. A pressão é mantida até que a solda esteja consolidada (FARIA; BRACARENSE, 2003). Na FIG 2.16 é apresentado o equipamento de soldagem por fricção inercial.

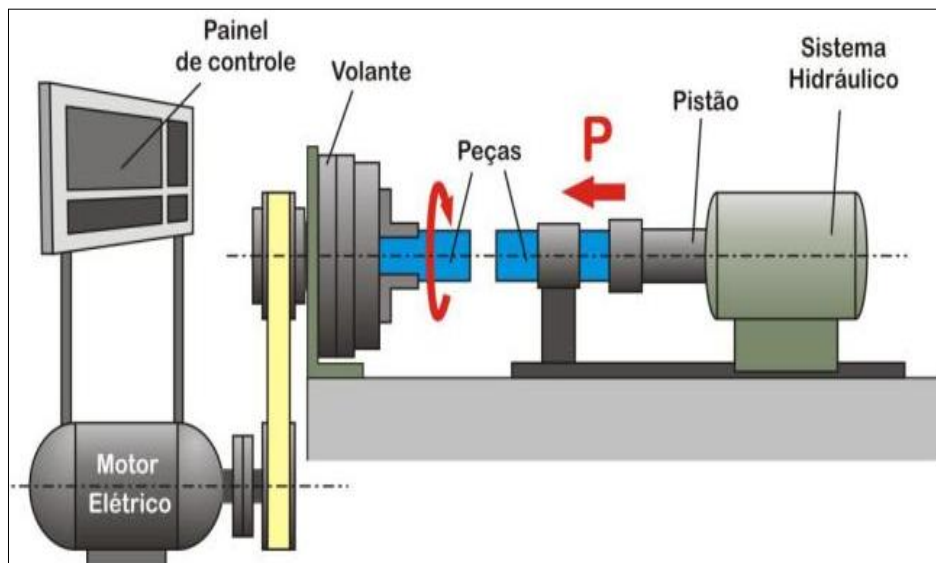


FIGURA 2.16. – Equipamento de soldagem por fricção inercial.

FONTE: ALVES, 2010, p. 52

A energia da soldagem por fricção inercial pode ser expressa de acordo com a Equação 6 (ASM HANBOOK, 1993):

$$E = \frac{WK^2 (RPM)^2}{5873} \quad (6)$$

Onde:

W = potência;

K = constante

Existem três parâmetros fundamentais na soldagem por fricção inercial: o momento de inércia (massa e geometria do volante), velocidade de rotação e a força axial (ASM, 1993). Se a força axial é constante durante o processo, ele é chamado de soldagem de estágio simples, mas quando existem diferentes níveis de forças no processo, ele é chamado de soldagem de estágio duplo e o processo torna-se complexo (ASM, 1993). Na FIG 2.17 é apresentada a relação dos parâmetros de soldagem em função do tempo na fricção inercial.

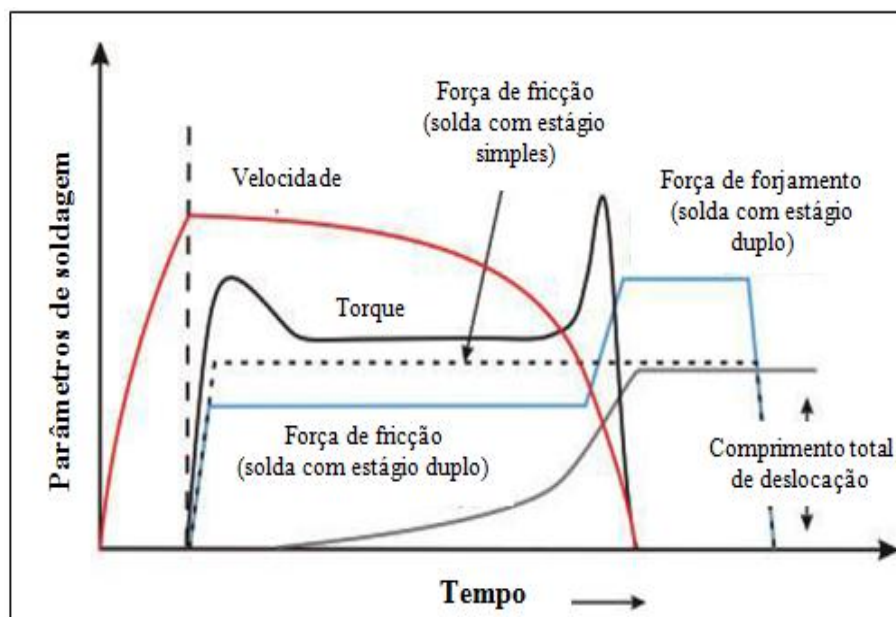


FIGURA 2.17.– Variação dos parâmetros de soldagem com o tempo para a soldagem por fricção inercial.

FONTE: Adaptado de ASM HANDBOOK, 1993, p. 507

2.5.4 Diferenças entre a soldagem por fricção rotativa convencional e a soldagem por fricção inercial

As duas maneiras de soldagem por fricção fundamentam-se no mesmo princípio, porém, devido às diferenças entre os equipamentos e o modo de soldagem, é feita uma comparação entre os métodos. No equipamento de soldagem por fricção inercial, por exemplo, não existe o sistema de frenagem como na fricção convencional, mas sim um volante que produz inércia ao processo.

Os parâmetros de processo na soldagem por fricção convencional (velocidade de rotação, velocidade de deslocamento, pressão de fricção, tempo de fricção, pressão de forjamento e tempo de forjamento) são maiores em relação à soldagem por fricção inercial (velocidade de rotação, pressão e inércia do volante).

Em razão do maior número de parâmetros a serem ajustados na soldagem por fricção convencional, torna-se mais difícil o controle e a otimização do processo. Neste caso, a alteração de um parâmetro influencia na qualidade da solda e as propriedades mecânicas da interface de ligação são provenientes da interação que acontece entre eles durante a etapa de aquecimento (ALVES, 2016). Na TAB 2.6 é comparada uma comparação entre esses métodos de soldagem.

TABELA 2.6- Comparação entre a fricção convencional e a fricção inercial

PARÂMETROS DE PROCESSO	FRICÇÃO CONVENCIONAL	FRICÇÃO INERCIAL
Parâmetros de soldagem	Velocidade relativa	Velocidade relativa
	Pressão (aquecimento)	
	Tempo de aquecimento	Pressão
	Pressão (forjamento)	Inércia do volante
	Tempo de forjamento	
Tempo de soldagem	Maior	Menor
Energia de soldagem	Menor	Maior
Torque	Menor	Maior
Tamanho da ZTA	Maior	Menor
Resistência da solda	Menor	Maior
Fixação das peças	Garras do mandril normal	Garras do mandril com eficiência elevada
Equipamento	Pode ser projetado para operações portáteis	Robusto para resistir a elevadas cargas axiais

FONTE: ASM HANDBOOK, 1993, p. 884

De acordo com Wainer *et al* (1992), a temperatura na interface de ligação na soldagem por fricção em ambos os processos são semelhantes, mesmo empregando diferentes parâmetros. Contudo, na soldagem por fricção inercial, a ZTA tem geometria reduzida em função do menor tempo que o material fica aquecido. Na FIG 2.18 é apresentada a distribuição de temperatura na soldagem de topo por fricção para um aço SAE 1045 com diâmetro de 25 mm.

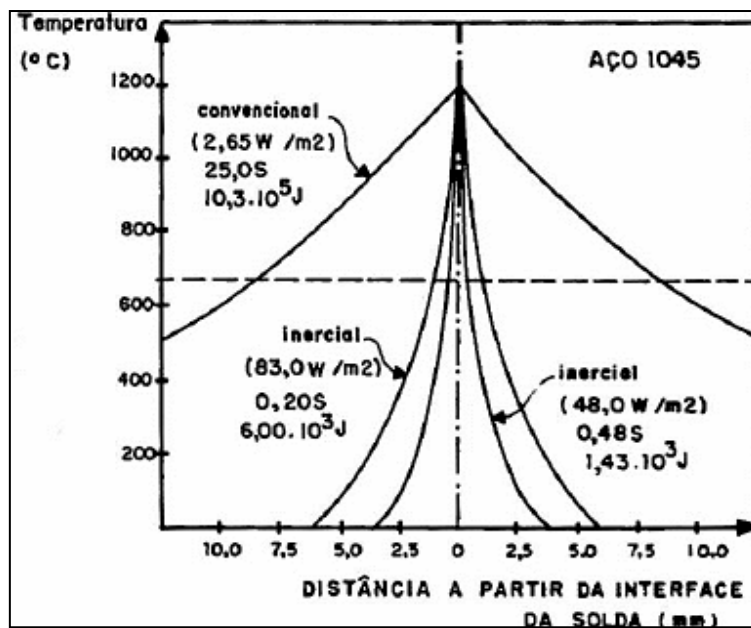


FIGURA 2.18. – Distribuição de temperatura calculada na soldagem de topo por fricção do aço SAE 1045.

FONTE: WAINER *et al*, 1992, p. 319

2.6 Parâmetros Relevantes do Processo

De acordo com AWS (1993), Spindler (1994) e Grewe (1997), os parâmetros mais importantes na soldagem por fricção são:

- Velocidade relativa das superfícies;
- Pressão normal ou pressão axial;
- Tempo de aquecimento na interface;
- Comprimento de queima;
- Temperatura das superfícies de fricção;
- Natureza do material;
- Duração do tempo de forjamento.

Dos parâmetros citados acima, os quatro primeiros são os mais relevantes, e por isso, serão mais detalhados.

➤ Velocidade de rotação

É o parâmetro menos sensível do processo, podendo variar dentro de uma grande faixa sem influenciar a qualidade da junta soldada (AWS, 1993). De acordo com Vill (1962), existem velocidades apropriadas para cada combinação de materiais e aplicações. Para soldagem de metais sensíveis ao superaquecimento e certas combinações de materiais dissimilares, por exemplo, baixas velocidades de rotação podem minimizar a formação de compostos intermetálicos (AWS, 1993). Em elevadas velocidades rotacionais, a ação das microrrugosidades presentes nas superfícies de fricção é substituída por uma ação de polimento. Portanto, para alcançar as condições de plastificação nas superfícies de atrito são necessários longos tempos de aquecimento, propiciando a propagação de calor e intensificando a ZTA (LUCAS, 1973).

Quanto maior a velocidade de rotação, menor é a taxa de resfriamento, conseqüentemente, maior a largura da ZTA e menor a dureza no contorno da superfície da solda. Por outro lado, baixas velocidades podem exigir maiores forças axiais e um maior torque do sistema, além disso, baixas velocidades de rotação promovem maiores taxas de resfriamento, que apesar de reduzir o tamanho da ZTA, eleva a dureza e diminui a tenacidade dessa região (ELLIS, 1972).

Apesar da velocidade de rotação ser considerada um parâmetro menos influente quando comparada isoladamente, ela desempenha um papel importante na obtenção de uma junção com qualidade estrutural quando combinada com a pressão e o tempo (WAINER *et al*, 1992). Portanto, velocidades de rotação apropriadas devem ser utilizadas para minimizar efeitos prejudiciais e produzir soldas de boa qualidade (KEAT *et al*, 2004). Na FIG 2.19 é apresentada a influência da velocidade de soldagem no tempo de aquecimento, à pressão constante.

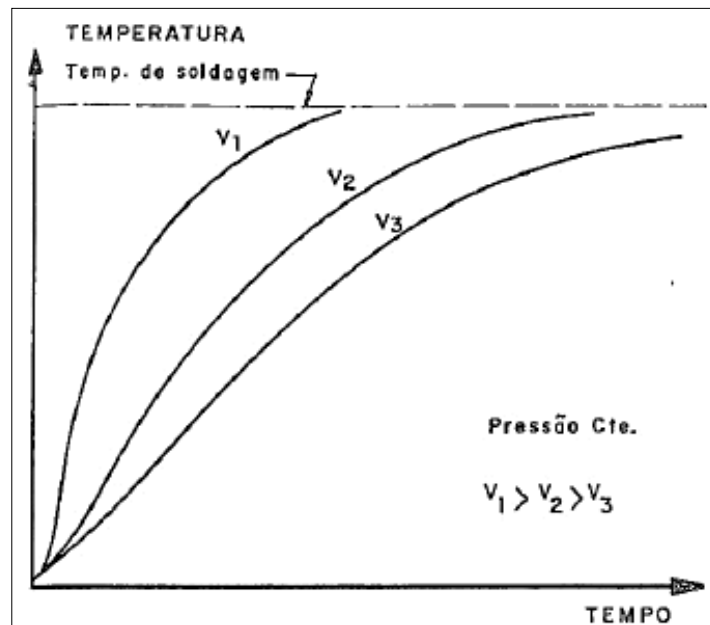


FIGURA 2.19. – Influência da velocidade de soldagem no tempo de aquecimento das peças à pressão constante.

FONTE: WAINER *et al*, 1992, p. 323

➤ Força axial/ Pressão axial

A força ou a pressão axial é um dos parâmetros de maior influência na qualidade da solda, ela controla o gradiente de temperatura na interface de ligação, a potência requerida e a redução axial (BASHER, 2013). A força axial deve ser elevada o suficiente para manter as superfícies em contato íntimo e assim expulsar as impurezas e óxidos para fora da interface da solda (AWS, 1991). Contudo, elevadas forças causam aquecimento local e rápida redução axial, dificultando o controle do processo (ELLIS, 1972).

A força também afeta a largura e a característica da zona termicamente afetada. Maiores forças promovem um estreitamento da ZTA e menor valor de dureza na região de estreitamento em comparação ao metal de base (ELLIS, 1972). Caso a força aplicada seja muito baixa, o aquecimento na interface será ineficiente, gerando soldas incompletas e com falhas. Mas se a força axial for muito elevada, ocorrerá excesso de calor na interface, fragilizando a ZTA e formando soldas com defeitos. Na FIG 2.20 é apresentada a influência da pressão no tempo de aquecimento, à velocidade de rotação constante.

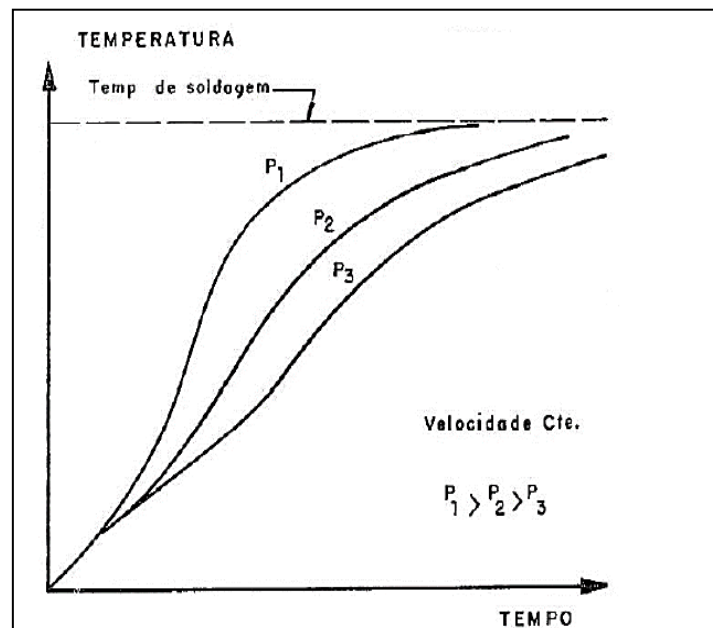


FIGURA 2.20. – Influência da pressão de soldagem no tempo de aquecimento à velocidade de rotação constante.

FONTE: WAINER *et al*, 1992, p. 324

➤ Tempo de aquecimento

O tempo de aquecimento é definido como o período entre o contato inicial das superfícies em atrito até o final da fase de frenagem. Ele é fortemente influenciado pela força axial e pela velocidade de rotação. O tempo de aquecimento reduz quando a força axial aumenta e diminui com a velocidade de rotação (VILL, 1962).

Esse parâmetro é muito importante, pois define a microestrutura da interface de ligação, além de controlar a profundidade de aquecimento na peça e, por consequência, a largura da ZTA (ELLIS, 1972). Do ponto de vista de otimização do processo e qualidade da solda, é desejável que se tenha baixo tempo de aquecimento com pouca formação de rebarba (*flash*); dessa maneira, a taxa de resfriamento será mais alta e as propriedades mecânicas serão melhores. Em contrapartida, se for requerida a preservação da tenacidade, é aconselhável que se tenha longos tempos de aquecimento e menor taxa de resfriamento (EICHHORN, 1968, citado por MEYER, 2003).

Tempo insuficiente resulta em aquecimento irregular, o que propicia o surgimento de óxidos aprisionados e regiões não soldadas na interface (UDAY *et al*, 2010). Se o tempo de aquecimento for muito longo, haverá consumo demasiado de material, além da formação excessiva

de compostos intermetálicos, os quais diminuem a resistência da junta formada (FUKUMOTO *et al*, 1999; SATHIYA *et al*, 2006). Na FIG 2.21 é mostrada a influência do tempo de aquecimento na resistência a tração de juntas alumínio-aço.

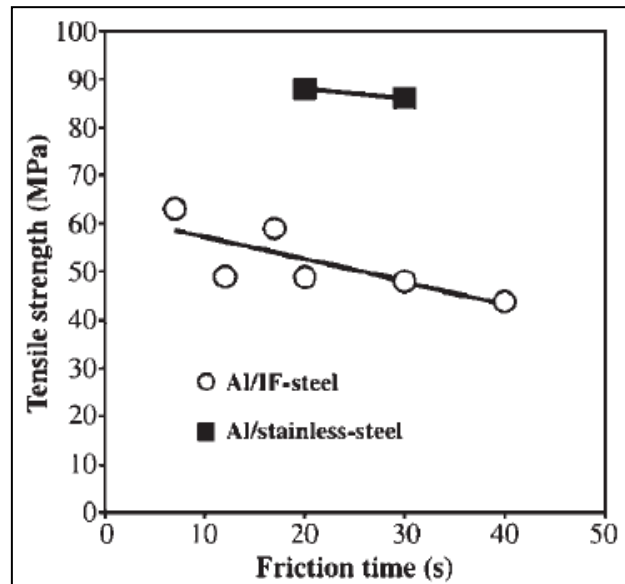


FIGURA 2.21. – Variação da resistência à tração com o tempo de aquecimento para junta aço-alumínio.

FONTE: UDAY *et al*, 2010, p. 547

➤ Comprimento / taxa de queima

O comprimento de queima, também chamado de *Burn off*, descreve a quantidade de material plastificado e é usualmente medido como o deslocamento axial ou encurtamento da peça de trabalho em rotação (MEYER, 2003). Além de controlar o ciclo de soldagem, este parâmetro tem grande influência nas propriedades da junta. A força aplicada e a velocidade de rotação influenciam o tempo necessário para atingir a quantidade de deslocamento preestabelecida. Altas forças e baixas velocidades resultam em maiores comprimentos de queima, resultando em maiores limites de resistência. Se a taxa de queima é aumentada, o tempo total de soldagem é reduzido, e, portanto, há menos tempo para o crescimento de grão e para homogeneização acontecer. (ELLIS, 1972).

O controle do processo através do comprimento de queima apresenta suas desvantagens quando há desalinhamento entre as superfícies a ser unida, presença de rebarbas largas e defeitos superficiais, pois esses fatores combinados reduzem a qualidade da junta (NICHOLAS, 1995).

A geometria da junta formada é fortemente influenciada pela energia imposta no processo de soldagem, pela força axial e pela velocidade de rotação. Na FIG 2.22 é apresentada a mudança na morfologia das soldas mediante a variação dos parâmetros citados anteriormente.

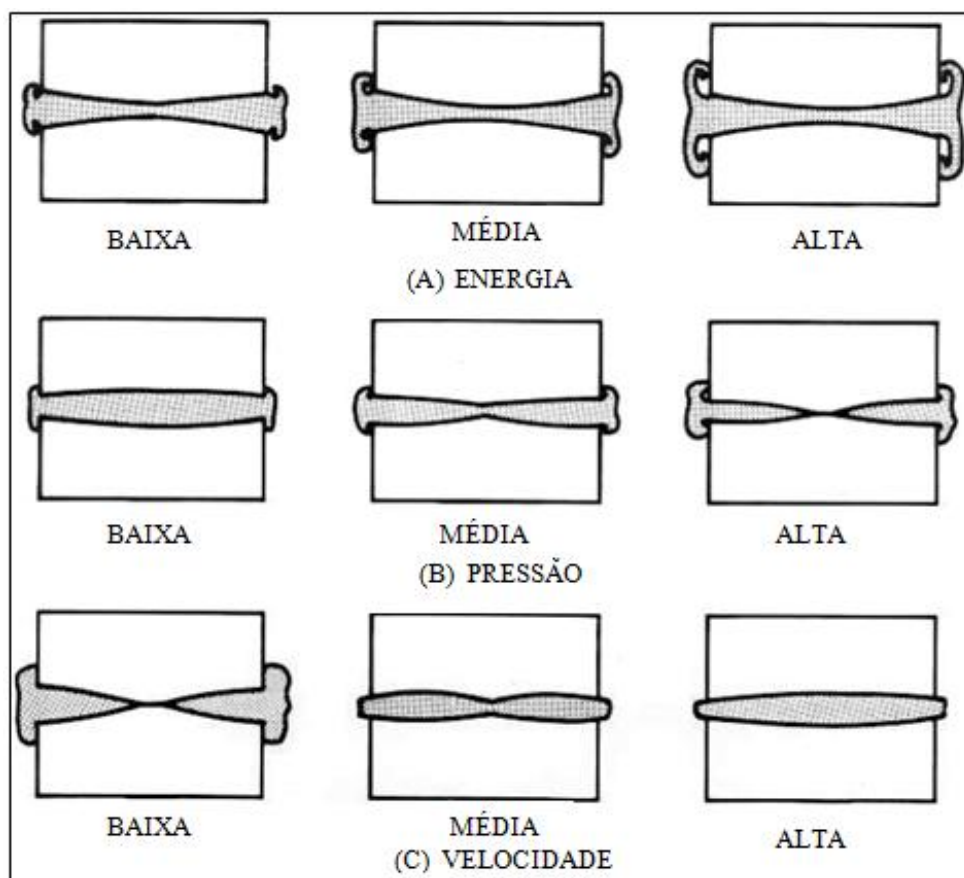


FIGURA 2.22. - Influência dos parâmetros de soldagem na morfologia da solda.

FONTE: ASM HANDBOOK, 1993, p.509

2.7 Vantagens e Limitações do Processo de Soldagem por Fricção

A seguir são apresentadas as vantagens e as limitações do processo de soldagem por fricção rotativa, de acordo com ASM (1993), Blakemore (1995), Mishra (2005), Shao (2007), Garg (2009) e Marques *et al* (2009).

Vantagens:

- A soldagem por fricção permite soldar a maioria dos materiais, inclusive materiais altamente dissimilares, que são difíceis ou impossíveis de serem soldados por fusão até o momento;
- Por se tratar de um processo no estado sólido, defeitos associados à solidificação do metal como porosidade, segregação e adsorção por hidrogênio não ocorrem;
- Menor aporte térmico e temperatura máxima associada ao processo, portanto, menor zona termicamente afetada;
- Como o calor gerado no processo é pequeno, a temperatura na interface de ligação fica abaixo do ponto de fusão, e não gera distorções na junta soldada;
- Não é necessário o uso de metal de adição, fluxo ou gás de proteção;
- O processo é considerado limpo e seguro, uma vez que, não há emissão de gases tóxicos, fagulhas, respingos, radiação e fumos, os quais são prejudiciais à saúde do operador;
- Não é necessária uma atenção especial com limpeza das superfícies a serem soldadas, uma vez que, o processo é considerado autolimpante, pois o atrito remove as impurezas da superfície de solda para a região da rebarba;
- A baixa quantidade de calor cedido à peça aliado com os ciclos rápidos de processamento, fazem com que o processo seja aplicado no reparo de oleodutos operantes, petroquímicas, linhas de gás e etanol, bem como em componentes de instalação *offshore* com segurança;
- Não é requerido qualificação do soldador;
- O processo pode ser facilmente automatizado, permitindo a produção em série de soldas com alto controle de qualidade;
- Na maioria dos casos, a resistência da solda é igual ou maior que a dos materiais utilizados;

- Apresenta maior eficiência no consumo de energia do que qualquer outro processo de soldagem.

Limitações:

- A área de pelo menos uma peça deve ser simétrica, de forma que a parte possa girar sobre o eixo do plano de rotação;
- Preparação e alinhamento das peças podem ser críticos para o desenvolvimento uniforme do atrito e aquecimento;
- Não permite a soldagem de materiais com baixo coeficiente de atrito, como ferros fundidos, bronzes e latão;
- O processo é normalmente limitado a fazer juntas de topo planas e angulares (ou cônicas);
- O custo do equipamento é elevado;
- O processo não é vantajoso para pequenos lotes de peças.

2.8 Mecanismo de Ligação na Soldagem por Fricção

Na soldagem por fricção o mecanismo responsável pela ligação entre as superfícies é a difusão (HAZLETT, 1966). A existência de camada de difusão na soldagem por fricção tem sido mostrada por vários pesquisadores, principalmente, em juntas de materiais dissimilares (COLA, 1992). A difusão não é o único mecanismo presente no processo, a mistura mecânica provocada pelo movimento relativo entre as superfícies também contribui para a formação da junta. Estes dois fatores exercem um papel fundamental na resistência da solda formada (AWS, 1991).

Fukumoto *et al* (1997) mencionaram a difusão como mecanismo de ligação na soldagem por fricção da liga de alumínio AA 5052 e o aço inoxidável AISI 304. De acordo com estes autores, os filmes de óxidos são eliminados para a rebarba, criando uma nova superfície com elevado grau de adesão, seguida da ligação por difusão. Em outro trabalho, Fukumoto *et al* (1998) estimaram a temperatura de soldagem na interface de ligação entre o alumínio 1050 e o aço inoxidável AISI 304. A maior temperatura foi da ordem de 638 °C, menor do que a temperatura de

fusão do alumínio e do que a temperatura eutética no sistema alumínio-ferro, sugerindo que o mecanismo de fricção foi baseado em interdifusão de cada componente no estado sólido.

Fuji *et al* (1997) estudaram a soldagem por fricção da liga de alumínio AA 5053 com o titânio e referiram a difusão como meio de ligação entre os materiais. No trabalho de Yilbas *et al* (1994), foi estudada a união por fricção entre o alumínio e o aço, e a difusão também foi relatada como mecanismo de ligação. Zepeda (2001) citou a difusão como mecanismo de ligação primário na soldagem por fricção da liga de alumínio AA 6351 T-6 com o aço inoxidável AISI 304, entretanto, ele afirma que a interdifusão não é o único fenômeno envolvido, a mistura mecânica também contribui para formação da junção, mas que sua ação precisa ser mais bem compreendida.

Monteiro (2006) estudou a soldagem por fricção envolvendo as ligas de alumínio AA 5052 e 6351- T6 com o aço inoxidável AISI 304. Após obtenção dos resultados, a difusão e a mistura mecânica foram relatadas como responsáveis pela ligação entre os materiais. Alves (2010), em seu trabalho sobre a soldagem por fricção convencional do alumínio 1050 com o aço inoxidável 304, também relatou a difusão como principal mecanismo de ligação.

Embora a difusão e a mistura mecânica sejam apontadas como principal meio na soldagem por fricção de materiais dissimilares, o mecanismo de ligação é bastante complexo, visto que envolve uma séria de fatores, como propriedades físicas, térmicas, mecânicas, energia de superfície, estrutura cristalina, solubilidade mútua e compostos intermetálicos, os quais tem grande influência na ligação formada (FUKUMOTO *et al*, 2010).

2.9 Compostos Intermetálicos no Sistema Alumínio-Aço

Fases ou compostos intermetálicos- CIM (*intermetallic compound* - IMC) são constituídos por dois elementos metálicos, sendo consequência de uma forte ligação química entre átomos diferentes quando comparados aos átomos iguais no sistema (CALIXTO, 2010). Em geral, eles possuem estrutura cristalina mais complexa do que os elementos que os constituem, e, isto resulta em um forte aumento de dureza e uma formabilidade limitada (GOTTSTEIN, 2004).

A formação de compostos intermetálicos na soldagem em estado sólido, como na soldagem por fricção, pode ser controlada através da seleção de adequados parâmetros de soldagem, desde que a criação do composto intermetálico seja controlada pela difusão de elementos no estado sólido (ROMBAUT, 2011).

Para o sistema alumínio-ferro, o diagrama de fases mostrado na FIG 2.23, apresenta cinco compostos intermetálicos estáveis, do tipo Fe_xAl_y , estes podem ser classificados em ricos em ferro e ricos em alumínio. Ao primeiro grupo, estão os compostos intermetálicos frágeis: $FeAl_2$ (ζ), Fe_2Al_5 (η) e o $FeAl_3$ (θ). No segundo, os dúcteis, como o Fe_3Al e o $FeAl$. Existe também, intermetálicos metaestáveis: $FeAl_6$, Fe_2Al_9 e $FeAl_x$, que são formados na soldagem por fusão (RATHOD, 2004; AGUDO, 2007).

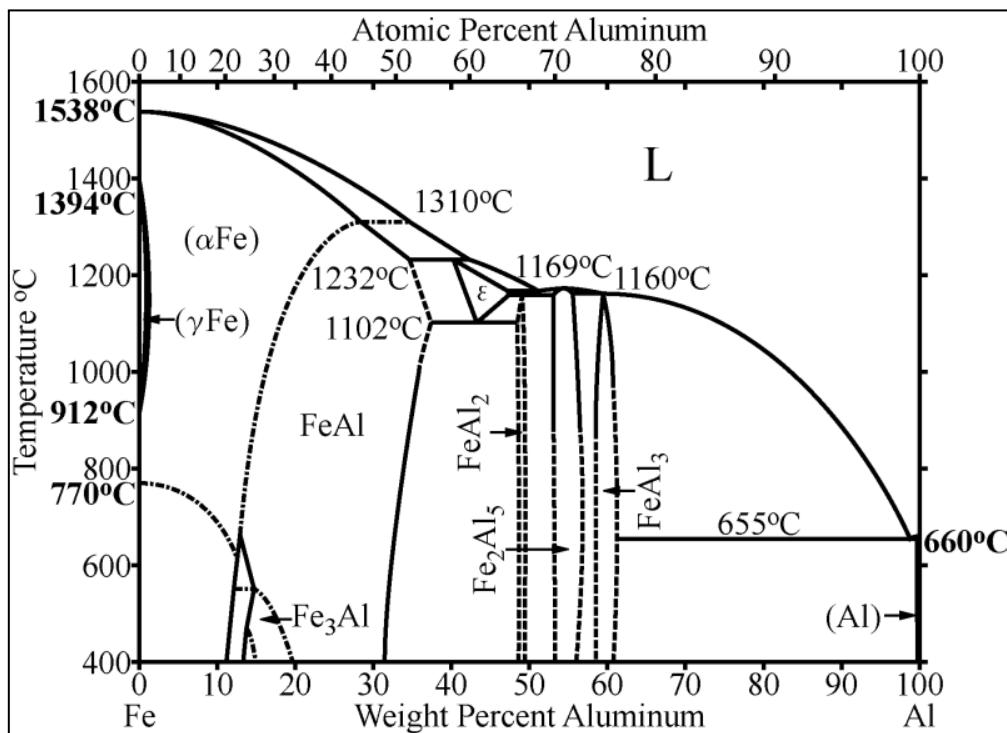


FIGURA 2.23.- Diagrama de equilíbrio alumínio-ferro.

FONTE: ASM HANDBOOK, 1993, p. 294

Ozaki *et al* (1996) demonstraram as propriedades mecânicas de alguns compostos intermetálicos formados no sistema alumínio-aço. Enquanto os intermetálicos ricos em alumínio são duros e frágeis, os ricos em ferro apresentam considerável resistência e ductilidade, como pode ser visto na TAB 2.7 e na FIG 2.24 é apresentada a curva tensão-deformação dos compostos intermetálicos.

TABELA 2.7 - Microdureza vickers de compostos intermetálicos Fe-Al

Compostos Intermetálicos	Microdureza Vickers (HV)
FeAl ₃	892
Fe ₂ Al ₅	1013
FeAl	470
Fe ₃ Al	330

FONTE: Adaptado OZAKI *et al*, 1996, p. 35

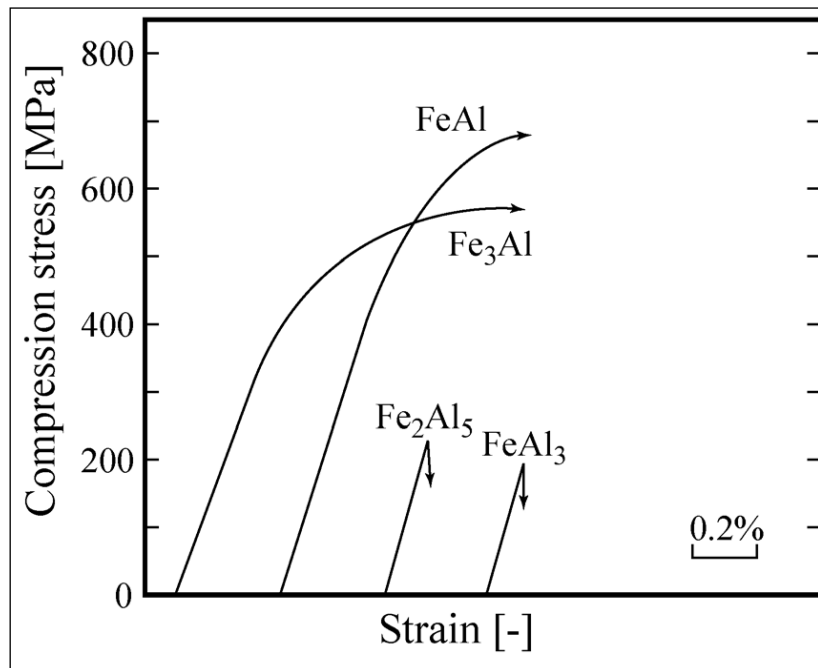


FIGURA 2.24. - Curva tensão-deformação em teste de compressão para compostos intermetálicos de Fe-Al.

FONTE: Ozaki *et al*, 1996, p. 35

Independente da origem das fases intermetálicas, o parâmetro que controla o seu crescimento é a difusão. A interação entre os elementos depende das espécies atômicas, estados das fases que interagem, da temperatura, do tempo e da pressão (TORRES, 2012). De acordo com Agudo (2007), a formação do composto intermetálico independente do processo de soldagem

ocorre através de dois mecanismos: formação no estado sólido como resultado da interdifusão através da interface e pela nucleação e crescimento a partir do metal líquido durante a solidificação.

2.10 Formação de Compostos Intermetálicos na Soldagem por Fricção de Alumínio-Aço

A difusão do ferro no alumínio é maior do que a do alumínio no ferro, o que favorece a formação dos compostos Fe_xAl_y frágeis (TORRES, 2012). De acordo com Rathod (2004), a cinética de formação dos compostos intermetálicos abrange dois estágios: (a) o desenvolvimento de uma região supersaturada pela migração dos átomos e (b) reação da região supersaturada transformando-se nos intermetálicos. Quando existem diferenças muito grandes na difusividade dos elementos, como ocorre no sistema Al-Fe, o enriquecimento é favorecido no lado do alumínio, onde a taxa de saturação depende da difusividade do ferro (TORRES, 2012).

Sundaresan e Murti (1994) soldaram alumínio puro com aço inoxidável e foi observado a formação dos intermetálicos Fe_2Al_5 e $FeAl_3$ na superfície da junta. Fukumoto *et al* (1998) também soldaram por fricção alumínio puro com aço inoxidável. Esses pesquisadores relataram não somente a formação dos compostos Fe_2Al_5 e $FeAl_3$, mas também da fase $FeAl$ na superfície de ligação. Em outra pesquisa sobre soldagem por fricção do alumínio com aço carbono, Fukumoto *et al* (1998) identificaram a formação dos intermetálicos Fe_4Al_{13} e Fe_2Al_5 na interface de ligação. Yilbas *et al* (1994) realizaram pesquisas sobre a soldagem por fricção entre alumínio e aço, sendo observada a ocorrência de fases intermetálicas na interface de ligação. Esses autores concluíram que para obter uma junta soldada com boas características mecânicas, a espessura da camada intermetálica não deve exceder 1 μm .

A fim de averiguar a formação de compostos intermetálicos na soldagem por fricção, Yamamoto *et al* (2005, 2007) estudaram as microestruturas da interface de solda do aço baixo teor de carbono (S10C) com alumínio puro (A1070) e as ligas de alumínio (AA5052; AA 5083). Na união da liga AA 5052 / S10C, houve a formação dos compostos Fe_2Al_5 e Fe_4Al_{13} , já na soldagem da liga AA5083 / S10C, ocorreu à formação dos intermetálicos Fe_2Al_5 , Fe_4Al_{13} e $(Fe, Mn)Al_6$ e para a combinação A1070 / S10C, foi observada a formação da fase intermetálica Fe_2Al_5 . Na FIG 2.25 são apresentadas as camadas de fases intermetálicas das combinações descritas acima.

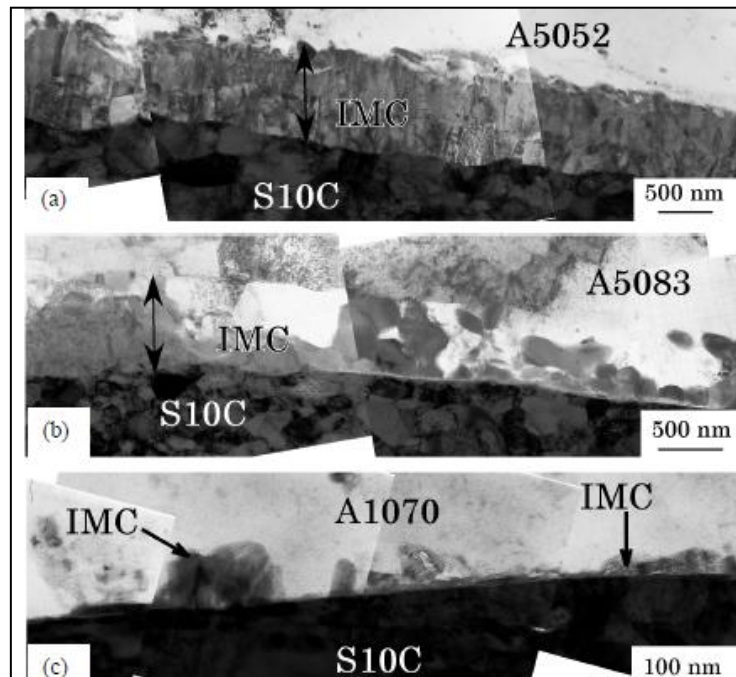


FIGURA 2.25. – Camada de compostos intermetálicos observada em interfaces ligadas por atrito – (a) junta A5052/SC ($P_1= 40$ MPa, $t_1= 4$ s); (b) A5083/S10C ($P_1= 40$ MPa, $t_1= 3$ s); (c) junta A1070/S10C ($P_1= 20$ MPa, $t_1= 2$ s).

FONTE: Yamamoto *et al* , 2007, p.3867

De acordo com os autores, a espessura da camada intermetálica aumentou com o tempo de fricção a uma taxa dependendo do tipo de liga de alumínio. A elevação na pressão de fricção também proporcionou um aumento na taxa de crescimento dos compostos intermetálicos.

Wallach e Elliot (1981, citado por Rombaut, 2012) sugeriram que a adição de magnésio na liga de alumínio aumenta o crescimento da camada de composto intermetálico por causa do aumento do coeficiente de difusão. Comparado com o alumínio, o magnésio é caracterizado por um maior coeficiente de difusão e tem solubilidade significativamente menor no ferro. Por estas razões, na superfície de soldagem de ligas de alumínio que incluem o magnésio ocorrem processos intensos de difusão heterogênea e de reação-difusão que provocam a formação das fases intermetálicas. A adição de silício tem efeito contrário ao magnésio, ele retarda o crescimento da camada intermetálica, e, portanto, melhora a resistência da junta. A resistência mecânica das soldas foi avaliada através do ensaio de tração. Na FIG 2.26 é mostrada a relação entre a resistência à tração das soldas com o tempo de fricção.

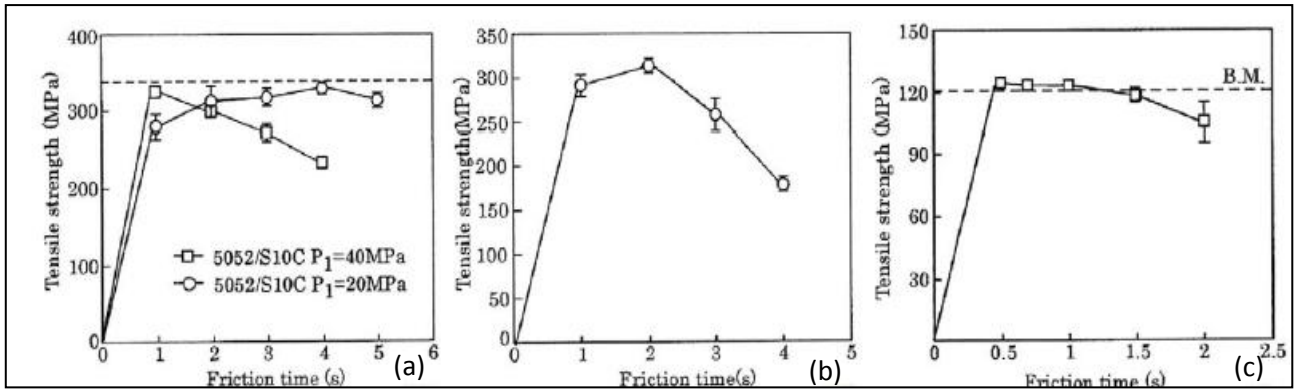


FIGURA 2.26. – Resistência à tração versus o tempo de fricção – (a) A5052/S10C; (b) A5083/S10C e (c) A1070/S10C.

FONTE: Yamamoto *et al*, 2005

A relação entre a resistência à tração e a espessura da camada intermetálica é mostrada na FIG 2.27. Observa-se que quanto maior a espessura da camada intermetálica menor é a resistência da solda.

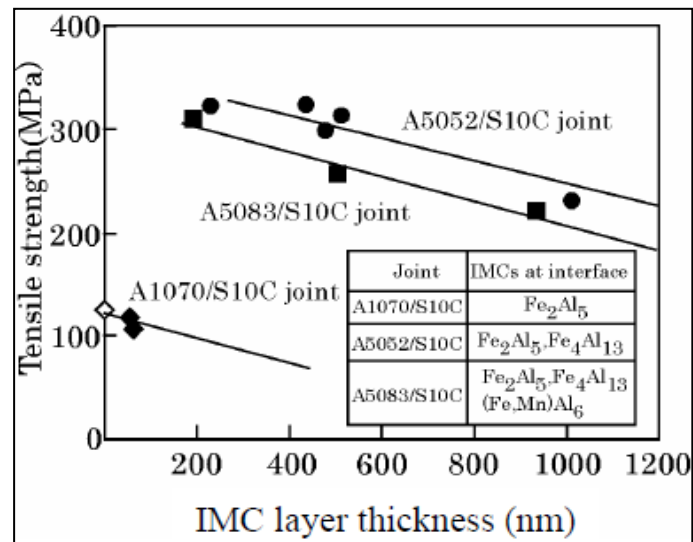


FIGURA 2.27 – Relação entre a resistência à tração e a espessura da camada de composto intermetálico para as juntas A5052/S10C, A5083/S10C e A1070/S10C.

FONTE: Yamamoto *et al*, 2007, p. 3865

Muitos pesquisadores têm demonstrado que a formação de compostos intermetálicos em estado sólido, em especial na soldagem por fricção, são provenientes do tempo de fricção, do histórico térmico, do coeficiente de difusão dos elementos e também dos esforços de compressão aplicados durante a soldagem.

3. METODOLOGIA

Neste capítulo se encontra a metodologia utilizada para o desenvolvimento do presente estudo. Com o objetivo de verificar a influência do preaquecimento por indução eletromagnética na soldagem de topo por fricção entre a liga de alumínio AA 6351-T6 e o aço SAE 1020, foram realizados testes exploratórios à temperatura ambiente e, posteriormente, ensaios com a utilização do preaquecimento, a fim de avaliar o efeito do mesmo nos parâmetros de soldagem e nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada. Na FIG 3.1 são apresentadas as etapas do procedimento experimental.

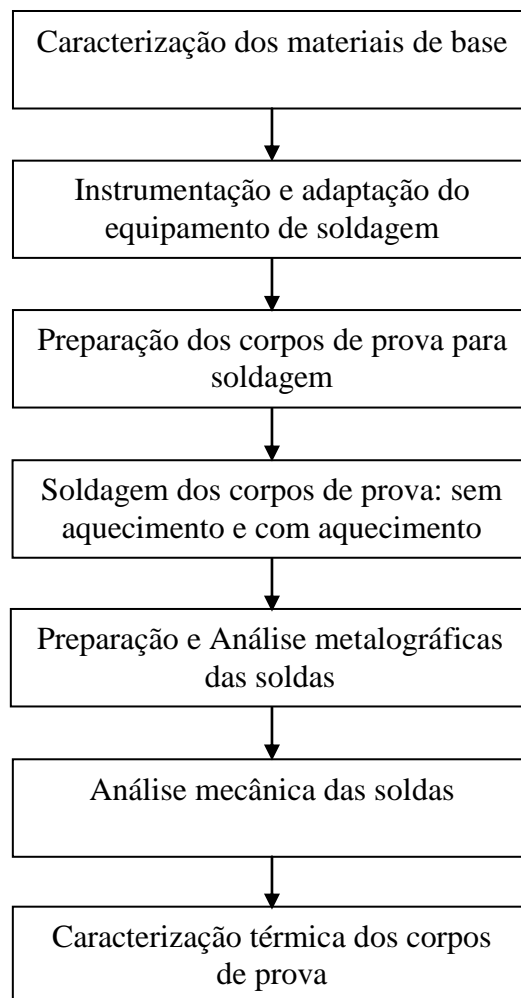


FIGURA 3.1. – Fluxograma com as etapas do planejamento experimental.

FONTE: Autora, 2016

3.1 Caracterização dos materiais de base

3.1.2 Metal de base

Os metais de base utilizados foram barras maciças da liga de alumínio 6351-T6 e do aço de baixo teor de carbono SAE 1020 ambos com diâmetro de 12,7 mm e comprimento de 6000 mm. A liga de alumínio foi fabricada pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) e o aço pela ArcelorMittal. Foi realizada a análise química do aço, os valores de carbono e enxofre foram obtidos pelo método de combustão, enquanto as análises dos demais elementos presentes foram obtidas pela técnica de espectrometria óptica. A composição química da liga de alumínio foi fornecida pela empresa que revende este material. Na TAB 3.1 é mostrada a composição química dos materiais de base utilizados.

TABELA 3.1- Composição química dos metais de base (% em peso)

COMPOSIÇÃO QUÍMICA								
AA 6531- T6	% Al	% Mn	% Si	% Mg	% Fe	% Cr	% Zn	% Ti
	Restante	0,40-0,80	0,70-1,30	0,40-0,80	0,5	-	0,2	0,2
SAE 1020	%C	%Mn	% Si	% P	% S	% Mo	% Al	% Ni
	0,19	0,48	0,07	0,01	0,01	0,00	0,02	0,01

FONTE: CBA, Arcelor Mittal.

Foi retirada de cada metal de base uma amostra com comprimento de 5 mm para caracterização metalográfica. A microestrutura da liga de alumínio foi revelada com ácido fluorídrico 1% e a microestrutura do aço com nital 2%.

3.2 Instrumentação e Adaptações do Equipamento de Soldagem

3.2.1 Furadeira de coluna

Uma furadeira de coluna da marca PANAMBRA foi especialmente instrumentada para produzir as soldas nesse trabalho. Essa furadeira possui velocidade de rotação máxima de 1100 rotações por minuto (rpm) e um motor com potência de 560 Watts. Na FIG 3.2 é apresentada a adaptação realizada na furadeira.

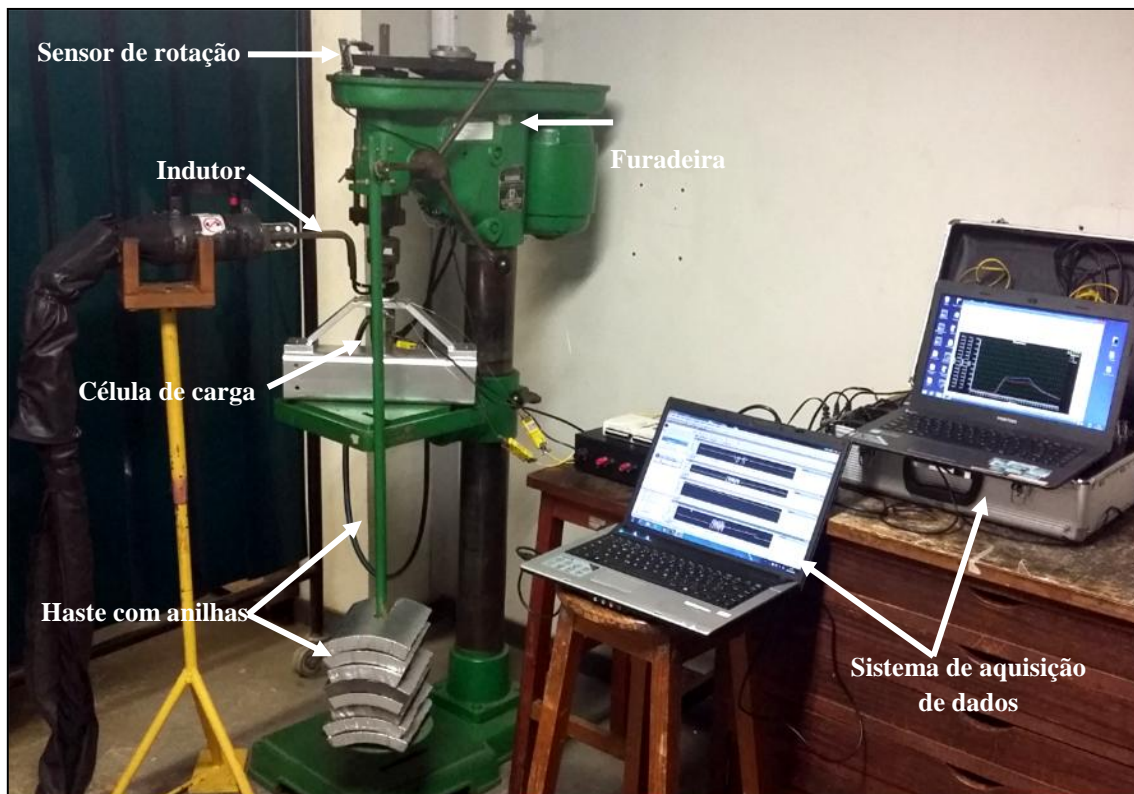


FIGURA 3.2. – Furadeira de Coluna especialmente instrumentada para o trabalho.

FONTE: Autora, 2016

A força de compressão necessária à soldagem foi aplicada nos corpos de prova de maneira gradual, por meio de cargas com massas calibradas de 5 kg. Essas cargas foram colocadas em uma haste de aço com um metro de comprimento, a qual foi acoplada na alavanca de

aproximação da furadeira. A força é aplicada no corpo de prova através de um braço de alavanca que transfere a carga para a cremalheira que coordena o movimento de descida do cabeçote. O fator de amplificação do braço para a cremalheira é de 7:1, isso significa que quando uma carga de 5 kgf é inserida na haste, uma força de 35 kgf é transferida aos corpos de prova. Na FIG 3.3 é mostrado o esquema de amplificação da carga.

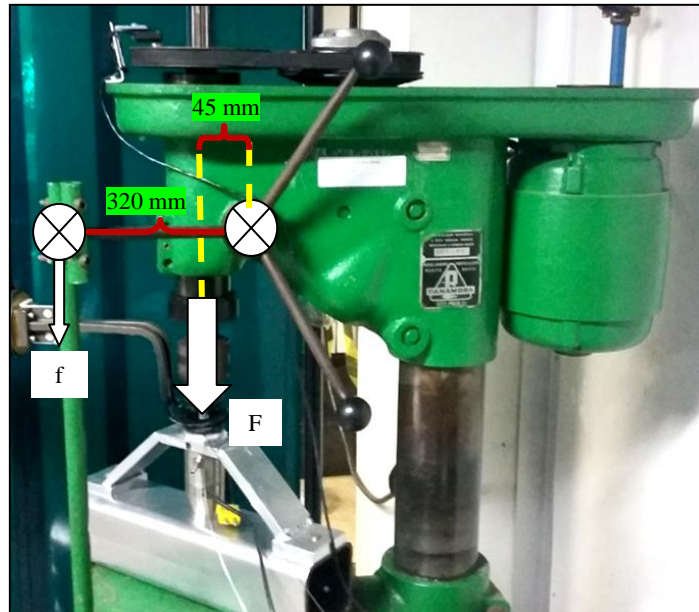


FIGURA 3.3. – Representação esquemática da aplicação de carga na furadeira- (f) é a força aplicada na haste e (F) é a força transmitida na célula de carga e para os corpos de prova.

FONTE: Autora, 2016

3.2.2 Célula de carga

Com o objetivo de monitorar a força de compressão e o torque devido ao atrito durante o processo de soldagem, uma célula de carga foi projetada e fabricada exclusivamente para o respectivo trabalho. O corpo da célula foi fabricado em aço AISI 4340 e as camisas superior e inferior em aço inoxidável AISI 304. O comprimento total da célula de carga é de 120 mm, ela foi projetada para suportar uma força de compressão de 8000 N e torque de 50 N.m. Na parte inferior da mesma foram colados oito extensômetros, quatro destinados à leitura das deformações devido à compressão e os demais para leitura das deformações correspondentes à torção.

A temperatura de trabalho dos extensômetros varia entre -20°C a 80°C , e como as principais soldas desse estudo foram realizadas com aquecimento, a célula de carga foi projetada com um sistema de arrefecimento por ar comprimido, cuja principal função é preservar a integridade dos extensômetros. Um termopar tipo K ligado em um sistema de aquisição de dados foi colado no corpo da célula para medir a temperatura na região de extensometria durante a soldagem. Além de medir a força de compressão e o torque devido ao atrito, a célula de carga exerce uma terceira função de porta amostra, pois na parte superior da célula é fixado o corpo de prova de aço. Um suporte foi colocado na célula de carga para evitar que ela vibrasse durante os ensaios. No apêndice A é mostrado o projeto de fabricação da célula, bem como as calibrações de torção e compressão realizadas na mesma. Na FIG 3.4 é mostrada a foto da célula de carga.

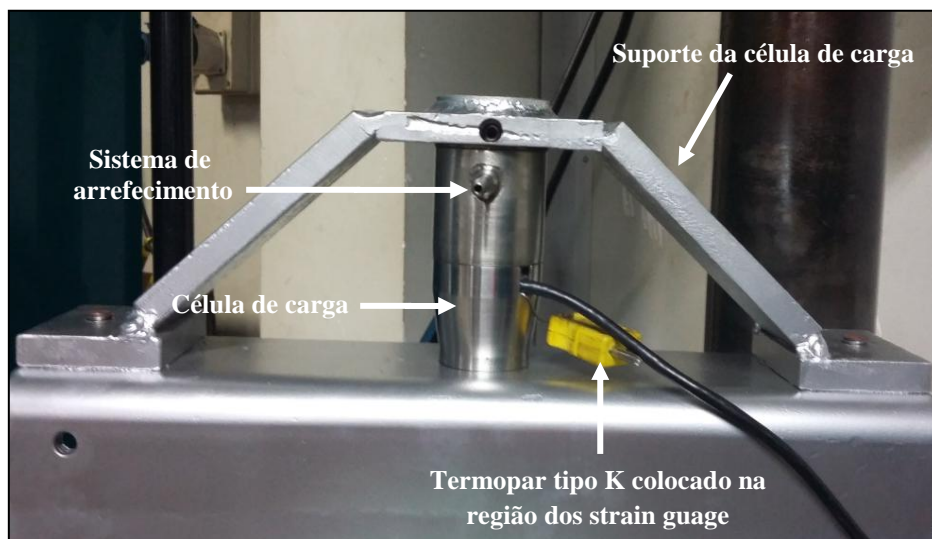


FIGURA 3.4 – Célula de carga.

FONTE: Autora, 2016

3.2.3 Sensor de rotação

Este sensor foi construído com a finalidade de medir a velocidade de rotação durante o processo de soldagem. A construção do sensor baseia-se em um divisor de tensão com dois resistores, dois capacitores e um relé magnético, *reed switch*, colocado em paralelo com o resistor ligado ao terra. Quando o ímã acoplado na polia da furadeira passa próximo ao *reed switch*, fecha-se o circuito eletrônico, fazendo com que o sinal de tensão que é enviado para o módulo de aquisição

de dados varie de 4,4 volts para 0 volts. A cada giro que a furadeira realiza é produzido um pulso retangular. O módulo de aquisição faz a leitura desses pulsos em frequência, que pode ser convertido em rpm. A função dos capacitores em paralelo ao circuito é promover a filtragem do sinal, impedindo que ruídos interfiram na geração dos pulsos e, por consequência, na leitura de rotação. Na FIG 3.5 é ilustrado o circuito eletrônico para medição de rotação e na FIG 3.6 é mostrado o sensor acoplado na furadeira.

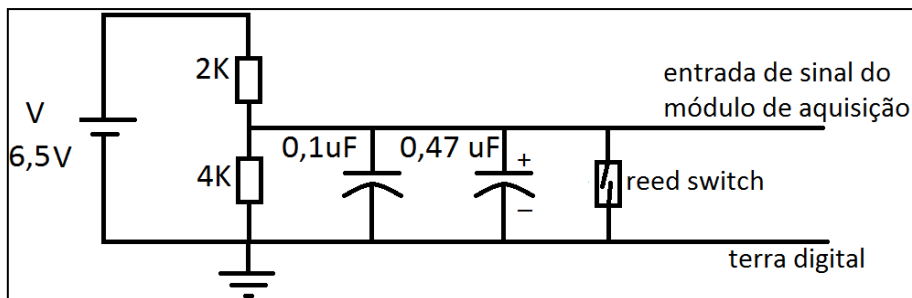


FIGURA 3.5. – Representação esquemática do circuito eletrônico para mediação de rotação.

FONTE: Autora, 2016

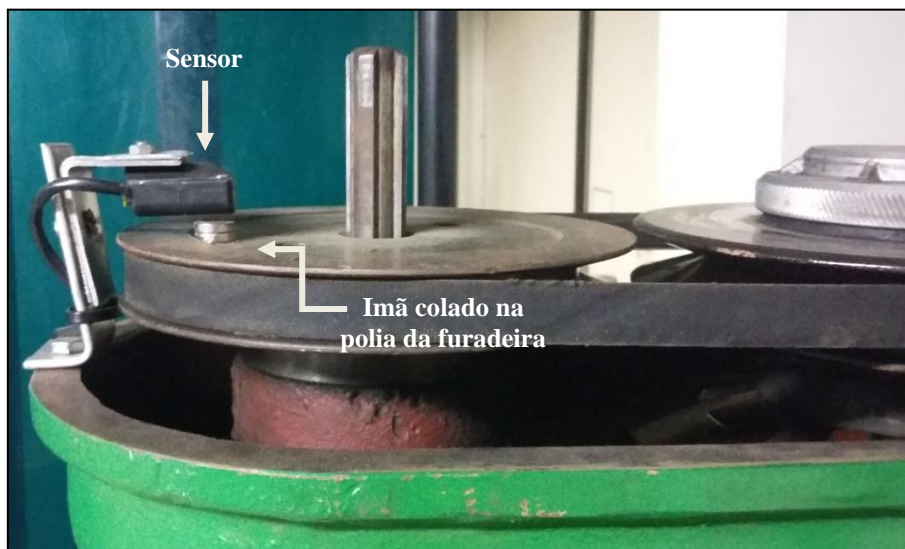


FIGURA 3.6. – Sensor de rotação acoplado na furadeira.

FONTE: Autora, 2016

3.2.4 Equipamento de indução eletromagnética

Para as soldas realizadas com aquecimento foi empregado o aquecedor indutivo da marca JAMO, modelo JMMF, cuja potência máxima de trabalho é de 30kW. Esse equipamento trabalha em dois modos de funcionamento: manual e automático. No modo automático, ele pode operar com o tempo de aquecimento e de retenção. O tempo de aquecimento é o tempo em que o equipamento aquece a peça em uma determinada potência programada. E o tempo de retenção é o tempo em que o equipamento mantém a temperatura da peça em outra determinada potência. Geralmente, a potência de aquecimento é maior do que a de retenção.

Uma bobina de cobre oval com duas espiras, refrigeradas internamente com água foi utilizada para fazer o preaquecimento da superfície aço-alumínio. O modo de aquecimento escolhido foi o automático, operando apenas com o tempo de aquecimento. A potência para realizar o aquecimento foi da ordem de 10 kW num intervalo de tempo de 7 segundos. Na FIG 3.7 é apresentado o aquecedor indutivo e na FIG 3.8 a bobina de cobre.



FIGURA 3.7. – Aquecedor indutivo.

FONTE: Autora, 2016



FIGURA 3.8. – Bobina de cobre.

FONTE: Autora, 2016

3.2.5 Sistemas de aquisição de dados

Nesse trabalho, utilizaram-se dois sistemas de aquisição de dados, o primeiro destinado à célula de carga e ao sensor de rotação, e o segundo, destinado à leitura dos sinais de temperatura nos pinos de aço. A captura dos sinais de tensão e frequência emitidos pela célula de carga e pelo medidor de rotação foi realizada através do módulo de aquisição NI USB-6218, e o software empregado na leitura dos sinais foi o *LabVIEW SignalExpress2009*, fabricados pela *National Instruments*[®].

Para leitura dos dados de temperatura, foi utilizado o sistema de aquisição portátil SAP 4V Ti, com oito canais para aquisição de temperatura, fabricado pelo IMC Soldagem[®]. No módulo de aquisição NI USB-6218 é possível medir os dados de temperatura, no entanto, durante os ensaios realizados com aquecimento por indução eletromagnética, os valores de temperatura foram fortemente influenciados pelo campo magnético do equipamento de indução. Por esse motivo, foi empregado o SAP 4V Ti. Esse sistema de aquisição é acoplado em uma maleta blindada que não sofre influência do campo magnético, assim, a medição de temperatura não foi comprometida pelo uso do indutor. Na FIG 3.9 são mostrados os sistemas de aquisição de dados utilizados

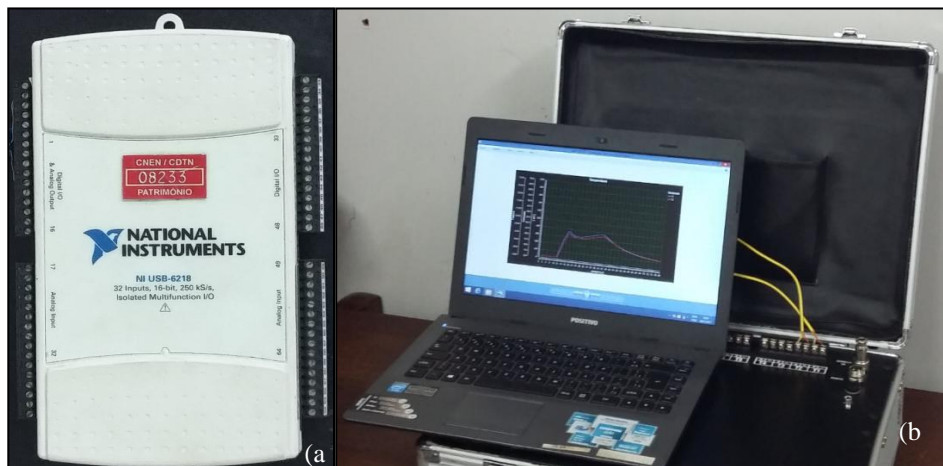


FIGURA 3.9. – Sistemas de aquisição de dados – (a) da célula de carga e medidor de rotação- (b) da temperatura.

FONTE: Autora. 2016

3.3 Preparação dos corpos de prova para soldagem

Conforme dito no item 3.1.2, os corpos de prova foram adquiridos com comprimento de 6000 mm. Por esta razão, antes de serem soldados, eles passaram por processo de corte para adequação do comprimento e também tiveram a face superior e inferior usinadas em torno mecânico convencional. Após o corte, o aço apresentou comprimento de 50 mm e a liga de alumínio 65 mm. O aumento de 15 mm no alumínio se deve à compensação da redução que o mesmo sofre durante o processo de soldagem. Na FIG 3.10 são apresentados os corpos de prova após ajuste do comprimento.



FIGURA 3.10. – Ajuste nos corpos de prova- (a) aço: 50mm; (b) alumínio: 65 mm.

FONTE: Autora, 2016

Para realização dos ensaios térmicos foi necessário fabricar pinos de aço com furações especiais para fixação de termopares do tipo K de diâmetro de 1,19 mm. Os furos foram realizados a 4 mm e a 8 mm em relação à face superior do aço e seu diâmetro foi de 1,20 mm. Os furos foram feitos lateralmente em relação ao centro dos corpos de prova a uma profundidade de 5 mm. Na FIG 3.11 é apresentado o esquema das furações no corpo de prova.

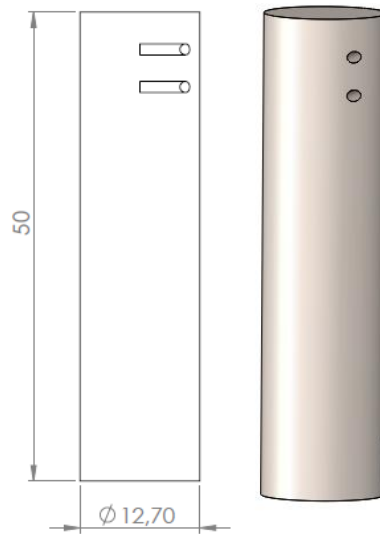


FIGURA 3.11. – Pinos de aço com furações para fixação de termopares.

FONTE: Autora, 2016

Após o corte e usinagem dos corpos de prova, eles foram limpos com acetona PA e secados com algodão. Esse procedimento tem como objetivo remover elementos contaminantes como óleos, graxas e fluidos oriundos do processo de usinagem. Para evitar nova contaminação durante o manuseio no processo de soldagem, os corpos de prova foram manipulados com luvas de silicone.

3.4 Soldagem dos Corpos de Prova

Para a definição dos parâmetros de soldagem foram realizados testes preliminares para estabelecer a força de fricção, o tempo de fricção, a força de forjamento, o tempo de forjamento e a temperatura de preaquecimento. Após levantamento dos parâmetros, os corpos de prova foram soldados em duas condições: sem preaquecimento e com preaquecimento.

3.4.1 Testes preliminares

3.4.1.1 Força de fricção

Diversos valores de forças foram aplicados nos corpos de prova, 30 kgf, 40 kgf, 50 kgf e 60 kgf. Verificou-se que para forças menores que 40 kgf, a deformação e a adesão do alumínio no aço foram muitas baixas. Para cargas maiores que 40 kgf, o alumínio deformou-se consideravelmente, formando uma rebarba muito grande, ocasionando maior perda de material. Além disso, maiores forças provocavam maior instabilidade da furadeira, levando ao seu travamento durante os ensaios. Assim, a força escolhida nas soldagens das amostras foi de 40 kgf.

3.4.1.2 Tempo de fricção

O tempo de fricção nesse trabalho é dividido em duas fases: o tempo de fricção em que os corpos de prova estão em contato sem aplicação da carga e o tempo de fricção que os corpos de prova estão em contato com aplicação das cargas. Foram testados diferentes tempos de fricção sem carga, 10 segundos, 20 segundos e 30 segundos. O tempo de fricção escolhido foi de 30 segundos. Pois nos demais intervalos de tempo, não houve geração de calor por atrito suficiente para promover a soldagem. O controle do tempo de atrito com carga era totalmente dependente do aplicador de cargas, visto que elas eram colocadas manualmente.

3.4.1.3 Força de forjamento

Na etapa de forjamento, a força aplicada nos corpos de prova pode ser mantida ou intensificada. Como a aplicação das cargas foi realizada de forma manual, para ter um melhor controle do processo, optou-se por não aumentar a força na fase de forjamento. Por essa razão, a força de forjamento foi igual à maior força de fricção, ou seja, 2745 N.

3.4.1.4 Tempo de forjamento

Diferentes tempos de forjamento foram testados: 7 segundos, 10 segundos e 15 segundos. Sendo o escolhido para a fase forjamento o de 7 segundos. Optou-se em empregar o menor tempo, para que o tempo total de processo não fosse muito elevado e houvesse uma maior otimização do tempo de soldagem.

3.4.1.5 Temperatura de preaquecimento

Duas temperaturas de preaquecimento foram testadas em diferentes condições. Primeiramente, realizou-se o preaquecimento por 7 segundos somente na superfície do aço a 250° C e 350°C. Posteriormente ao preaquecimento, corpos de prova foram colocados em atrito por 15 segundos, para então serem aplicadas as cargas. Porém o alumínio não se aqueceu suficientemente, e, portanto, não ocorreu a soldagem dos corpos de prova.

Na segunda condição testada, o preaquecimento foi realizado na interface aço-alumínio, durante 7 segundos. Simultaneamente, os corpos de prova foram colocados em atrito, e, na sequência, as cargas foram aplicadas. Nessa configuração, somente com a temperatura de 350°C foi possível obter a solda. Logo, a temperatura de preaquecimento utilizada durante os ensaios foi de 350°C com tempo de atrito sem carga de 7 segundos. Este tempo foi menor do que a primeira condição testada (15 segundos) e muito menor do que o tempo de fricção para as amostras sem aquecimento (30 segundos).

3.4.2 Soldagem sem preaquecimento

Todas as soldas foram produzidas na furadeira de coluna apresentada na FIG 3.1. O corpo de prova de alumínio foi acoplado no mandril da furadeira, sendo rotacionado durante a soldagem, enquanto o corpo de prova de aço foi fixado na célula de carga. Os parâmetros de soldagem utilizados nas soldas à temperatura ambiente estão apresentados na TAB 3.2.

TABELA 3.2 - Parâmetros de Soldagem

Parâmetros de Soldagem						
Velocidade de rotação (rpm)	*Tempo de fricção (s)		**Pressão de fricção (MPa)	Tempo de forjamento (s)	Pressão de forjamento (MPa)	Temperatura inicial (°C)
	Sem carga	Com carga				
1100	30	≈ 26	22	7	22	25

* O tempo de fricção é a soma do tempo de atrito sem carga e com carga. O tempo de atrito com carga foi dependente do aplicador de cargas

** A área de contato entre as barras foi de 126,67 mm

FONTE: Autora, 2016

A soldagem foi dividida em duas fases: a de fricção e a de forjamento. As cargas foram aplicadas manualmente nos corpos de prova durante o tempo de fricção. Como a área da seção circular dos corpos de prova era conhecida, foi possível calcular a pressão de fricção e a de forjamento do processo.

3.4.3 Soldagem com preaquecimento

Os parâmetros de soldagem adotados nas soldas com preaquecimento estão apresentados na TAB 3.3. Com exceção do tempo de fricção, os demais parâmetros de soldagem foram mantidos constantes, já que uma nova variável foi inserida ao processo, a temperatura de preaquecimento.

TABELA 3.3 - Parâmetros de Soldagem

Parâmetros de Soldagem						
Velocidade de rotação (rpm)	Tempo de fricção (s)		Pressão de fricção (MPa)	Tempo de forjamento (s)	Pressão de forjamento (MPa)	Temperatura (°C)
	Sem carga	Com carga				
1100	7	≈19	22	7	22	350

FONTE: Autora, 2016

O preaquecimento foi realizado simultaneamente com o tempo de fricção sem carga, sendo aplicado na superfície aço-alumínio, conforme mostrado na FIG 3.12.

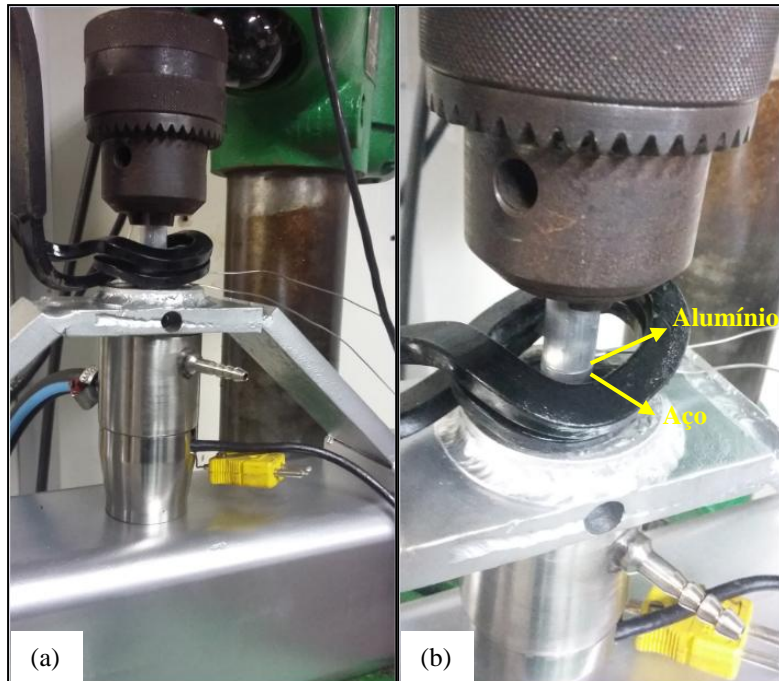


FIGURA 3.12. – Representação esquemática da posição do indutor nos corpos de prova- (a) vista frontal e (b) vista de cima.

3.5 Preparação e análise metalográficas das soldas

Após a fase de soldagem, as amostras foram cortadas no sentido transversal da solda. Cada amostra da seção transversal foi embutida a quente em baquelite na embutidora da marca AROTEC, modelo Pre 40Mi, a 180°C com aplicação de carga constante de 120 kgf/cm². As amostras embutidas foram lixadas em politriz lixadeira metalográfica da marca TECLADO, modelo PL 02 E, com lixas d'água de granulometria #120, #280, #320, #400, #600, #1000, #1200, #1500, #2000 e # 3000 respectivamente. Após o lixamento, as amostras foram lavadas com água destilada, secas com ar quente e polidas com abrasivo pasta de diamante de 3 µm e 1 µm, na politriz lixadeira metalográfica. As amostras então polidas foram lavadas em água destilada e secas com ar quente e álcool etílico. Após essa etapa, elas foram atacadas com reagente químico para ter sua microestrutura revelada. O ataque químico foi realizado por esfregamento sobre a superfície de interesse, utilizando um cotonete embebido com a solução ácida. Para o aço empregou-se o reagente Nital 2% (HNO₃ + CH₃CH₂OH) e para a liga de alumínio foi utilizado o reagente ácido fluorídrico 1% (1 ml de HF + 99 ml de água destilada).

3.5.1 Análise macrografia

A fotomacrografia das soldas sem aquecimento e com aquecimento foi retirada utilizando o estereoscópio da marca OLIMPUS, modelo SZ60, mostrado na FIG 3.13.



FIGURA 3.13. - Estereoscópio.
FONTE: Autora, 2016

3.5.2 Análise microestrutural

(a) Microscopia óptica

A interface de ligação com a microestrutura revelada foi analisada em microscópio óptico, da marca OLYMPUS, modelo BX60M, acoplado a câmera Sony *Hiper Had* CCD, modelo Iris /RGB. As fotomicrografias foram captadas com o *software HImage*, que permite conectar a câmera com o microscópio. Na FIG 3.14 é mostrado o microscópio óptico acoplado a uma câmera.

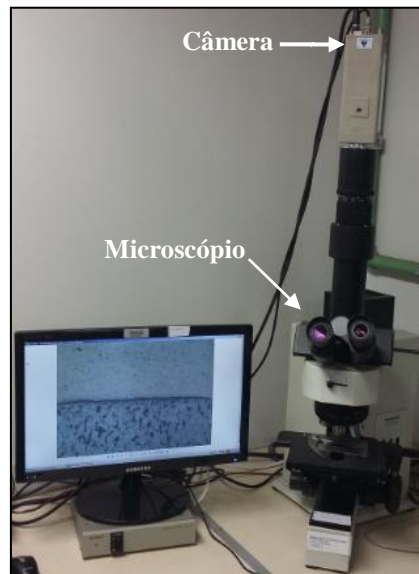


FIGURA 3.14. – Microscópio óptico.

FONTE: Autora, 2016

(b) Microscopia eletrônico de varredura

As análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e energia dispersiva de raios-X foram realizadas com microscópio de bancada da marca HITACHI, modelo TM 3030. Na FIG 3.15 é apresentado o MEV de bancada utilizado.



FIGURA 3.15. – MEV de bancada.

FONTE: Autora, 2016

3.6 Caracterização Mecânica das Soldas

A caracterização mecânica da solda foi realizada através dos ensaios de microdureza Vickers e tração.

(a) Ensaio de microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado no microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HMV - 2T, mostrado na FIG 3.16. A carga utilizada no momento do ensaio foi de 100 gf para a liga de alumínio e 300 gf para o aço. O tempo de indentação durante o ensaio de microdureza foi de 10 segundos.

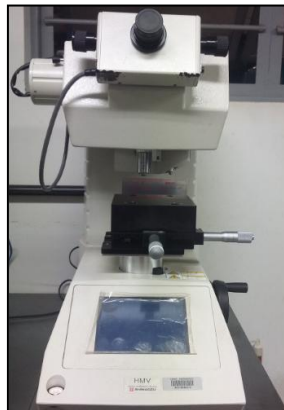


FIGURA 3.16. – Microdurômetro.

FONTE: Autora, 2016

O perfil de microdureza foi realizado no eixo horizontal ao longo da interface de ligação de ligação. As medidas foram feitas a 0,5 mm e a 2,5 mm da interface, conforme mostrado na FIG 3.17.

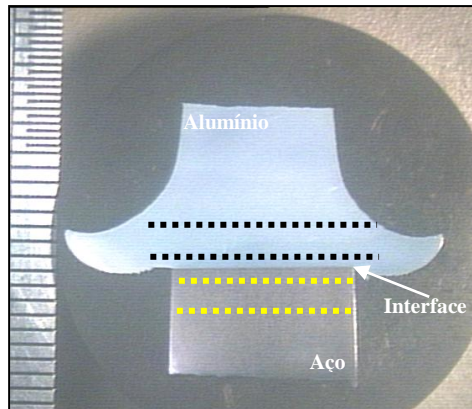


FIGURA 3.17. – Macrografia do perfil de microdureza Vickers.

FONTE: Autora, 2016

(b) Ensaio de tração

Os corpos de prova soldados foram usinados de acordo com a Norma ASTM – E 8M (ASTM, 2004), e submetidos ao ensaio de tração em uma máquina universal da marca INSTRON, modelo 5882, cuja carga é de 100 kN. Os ensaios foram feitos à temperatura de 24°C, e com velocidade de ensaio de 2 mm/mim. Na FIG 3.18 são mostradas as dimensões em milímetros do corpo de prova e na FIG 3.19 é apresentada a máquina de tração utilizada para o ensaio.

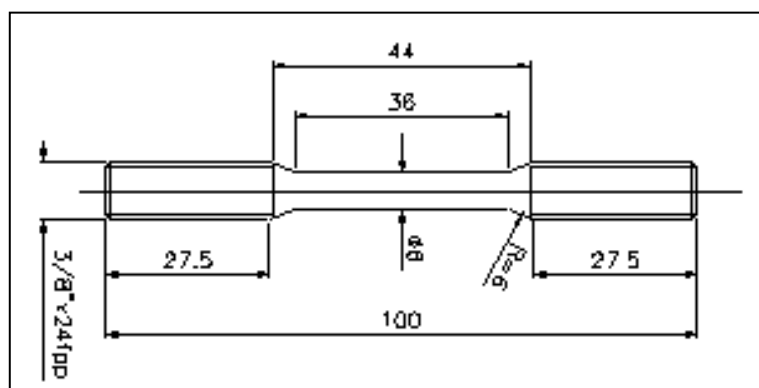


FIGURA 3.18. – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

FONTE: ASTM E8M, 2004, p. 13



FIGURA 3.19. – Máquina de ensaio de tração Instron.

FONTE: Autora, 2016

3.7 Caracterização térmica dos corpos de prova

O monitoramento da temperatura em tempo real durante a soldagem foi realizado através de termopares fixados nos corpos de prova de aço. As medições por termopares foram feitas com o sistema de aquisição portátil SAP 4V Ti, apresentado no item 3.2.5. Os termopares tipo K com diâmetro de 1,19 mm foram inseridos no corpo de prova de aço às distâncias de 4 mm e 8 mm da face superior a uma profundidade de 5 mm. Como os termopares utilizados eram blindados, não houve influência externa do campo magnético do equipamento de indução na leitura de temperatura durante os ensaios. Na FIG 3.20 é mostrado o posicionamento dos termopares no corpo de prova.

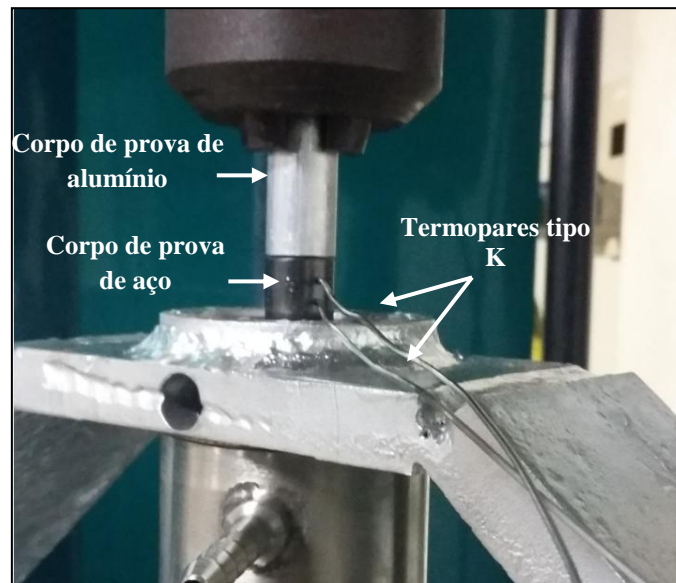


FIGURA 3.19. – Posicionamento dos termopares no corpo de prova de aço.

FONTE: Autora, 2016

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos da soldagem por fricção convencional da liga de alumínio 6351-T6 com o aço SAE 1020.

4.1 Microestrutura dos metais de base

As microestruturas dos metais de base estão apresentadas nas FIG 4.1 e 4.2. A microestrutura da liga 6351- T6 é composta por uma matriz de alumínio (CFC) com dispersão de precipitados (Fe, Mn) Si Al. A microestrutura do aço é composta por uma matriz ferrítica com colônias de perlita.

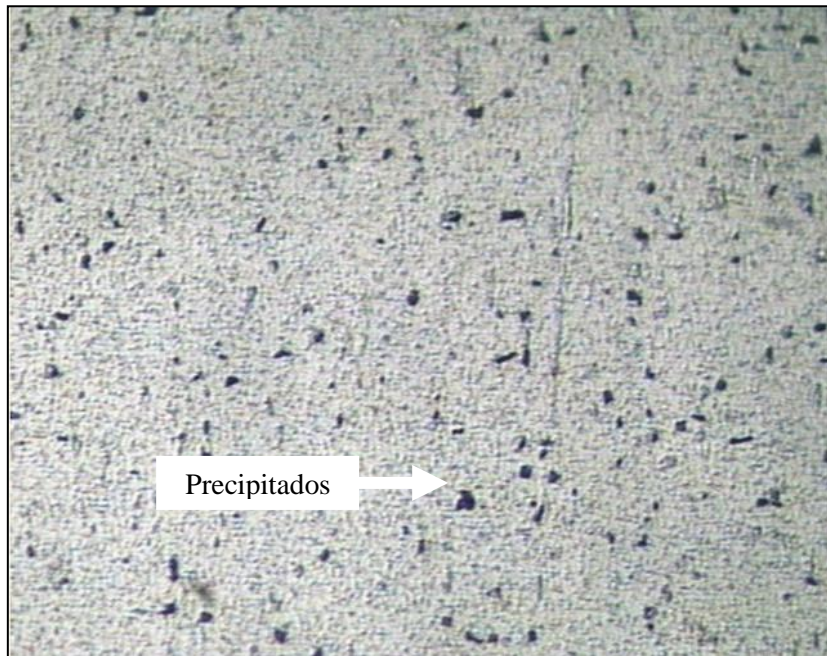


FIGURA 4.1. – Microestrutura da liga de alumínio.

Fonte: Autora, 2016

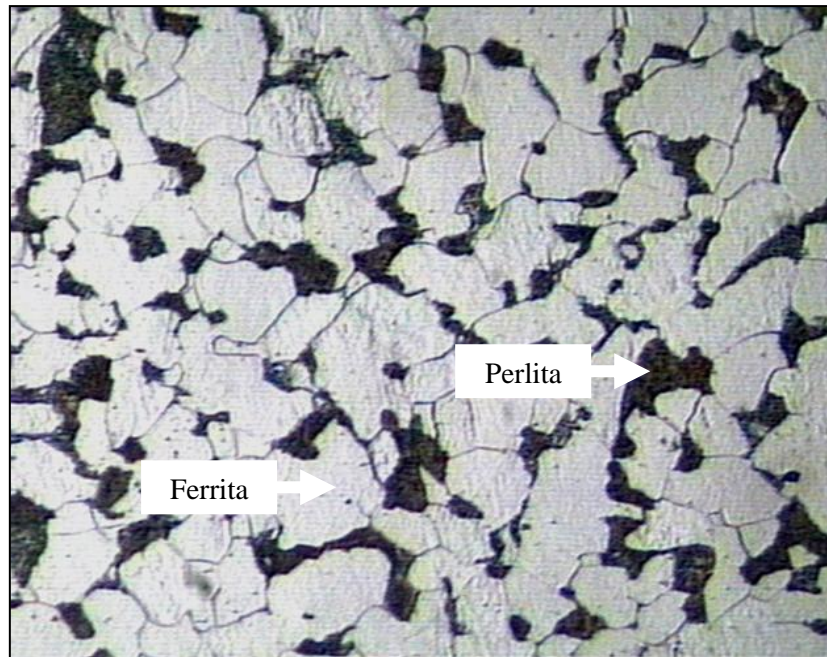


FIGURA 4.2. – Microestrutura do aço SAE 1020.

Fonte: Autora, 2016

4.2 Monitoramento da pressão e do torque de atrito

A pressão aplicada nos corpos de prova e o torque devido ao atrito entre as superfícies em contato foram monitorados em tempo real com o auxílio da célula de carga. Nas FIG 4.3 e 4.4 é mostrado o comportamento dessas variáveis para duas condições de soldagem. As setas nos gráficos indicam a aplicação da última carga.

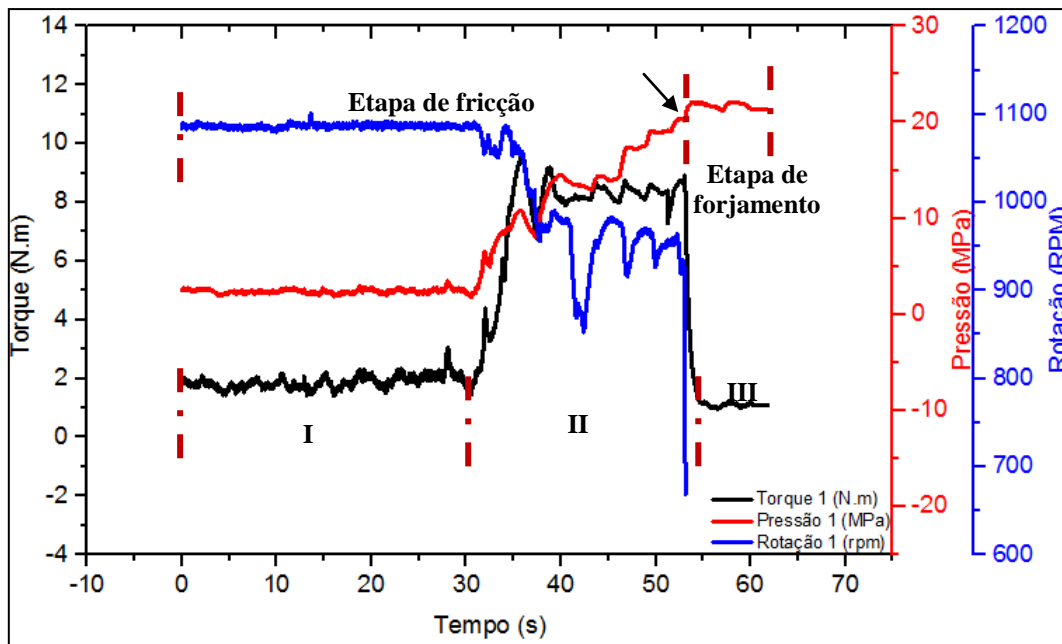


FIGURA 4.3. – Monitoramento do torque e da pressão para as soldas sem preaquecimento.

FONTE: Autora, 2016

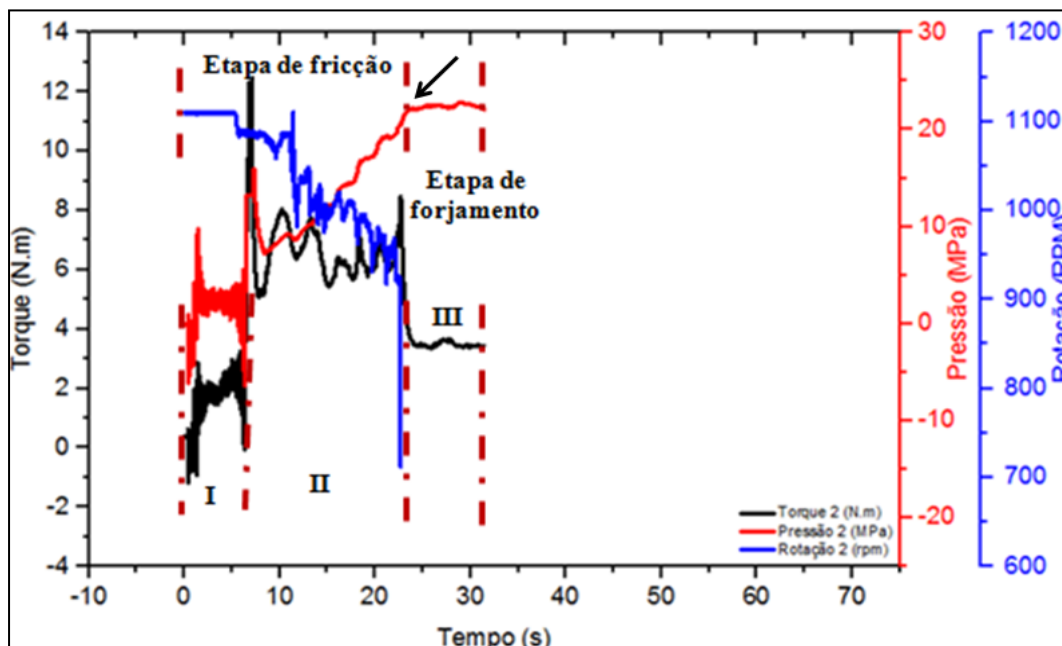


FIGURA 4.4. – Monitoramento do torque e da pressão para as soldas com preaquecimento.

FONTE: Autora, 2016

A etapa de fricção foi dividida em duas fases: tempo de atrito sem carga e tempo de atrito com carga. No tempo de atrito sem carga, indicado nos gráficos pela região I, os corpos de prova ficaram em atrito sem a aplicação das cargas, somente pelo peso da haste de metal. Para as

soldas realizadas sem preaquecimento, o tempo de atrito sem a carga foi de 30 segundos (0 aos 30 segundos). Para as soldas com preaquecimento, o tempo de atrito sem carga foi de 7 segundos (0 aos 7 segundos), intervalo de tempo em que ocorreu o preaquecimento por indução eletromagnética na interface aço-alumínio. Na fase de atrito sem carga, os valores de torque, pressão e rotação mantiveram-se constantes.

A partir dos 30 segundos para as soldas sem preaquecimento e dos 7 segundos para as soldas com preaquecimento, as cargas foram inseridas gradualmente na haste de metal. Esta fase do processo é caracterizada como tempo de atrito com carga e está mostrada nos gráficos pela região II. À medida que as cargas foram colocadas, a velocidade de rotação foi reduzida enquanto a pressão e o torque aumentaram. Quando a última carga foi inserida, desligou-se a furadeira, encerrando-se a fase de fricção.

A etapa de forjamento foi iniciada com a interrupção da velocidade de rotação da furadeira e está indicada nos gráficos pela região III. O tempo total na etapa de forjamento foi de 7 segundos, nesse intervalo de tempo, os corpos de prova atingiram a pressão máxima de processo enquanto o torque e a velocidade de rotação atingiram seus mínimos valores.

Os gráficos mostram que as soldas realizadas com preaquecimento aconteceram em menor tempo. O tempo total de processo para as soldas com preaquecimento foi de 33 segundos, sendo 7 segundos no tempo de atrito sem carga, 19 segundos no tempo de atrito com carga e 7 segundos no tempo de forjamento. Para as soldas sem preaquecimento, o tempo total foi de 63 segundos, sendo 30 segundos no tempo de atrito sem carga, 26 segundos no tempo de atrito com carga e 7 segundos no tempo de forjamento. A aplicação do preaquecimento na interface aço alumínio permitiu reduzir pela metade o tempo total de processo.

4.3 Análise visual dos corpos de prova

A análise visual realizada nas soldas sem preaquecimento e com preaquecimento é mostrada na FIG 4.5.

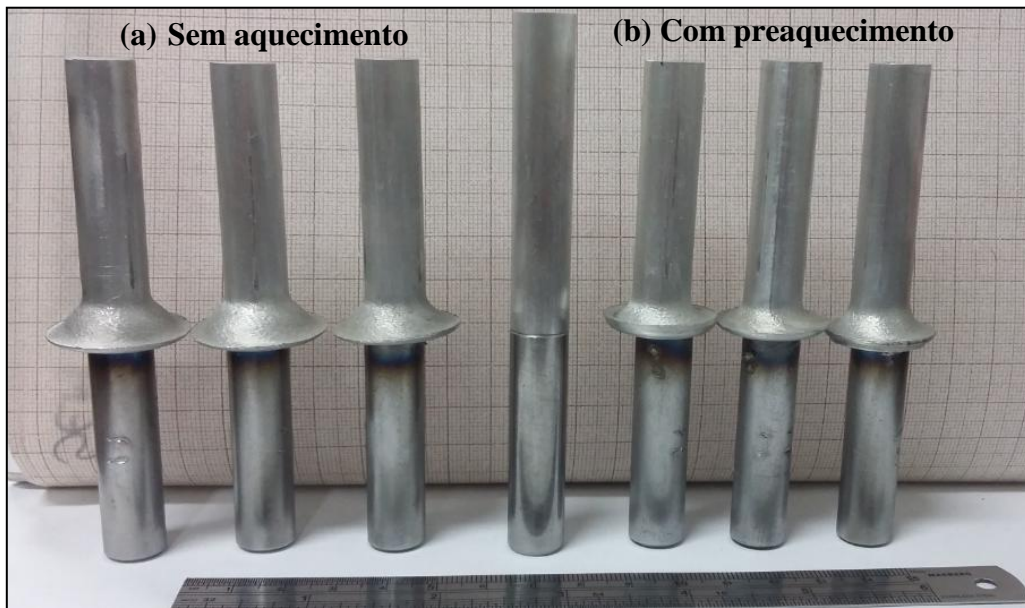


FIGURA 4.5. – Fotografia dos corpos de prova após a soldagem – (a) sem aquecimento – (b) com aquecimento.

FONTE: Autora, 2016

Como pode ser observado, as rebarbas formadas em cada uma das condições empregadas foram bem semelhantes, evidenciando que houve uma repetitividade do processo. A rebarba formada sem a aplicação de preaquecimento ficou com aspecto mais arredondo e volumoso em comparação com a rebarba gerada na condição preaquecida.

O tempo de fricção, e conseqüentemente, o tempo total de processo na soldagem sem preaquecimento foi maior em relação às soldas realizadas com aquecimento, assim sendo, essas soldas ficaram mais tempo expostas ao calor gerado pelo atrito das superfícies. Logo, houve uma maior deformação no comprimento do corpo de prova de alumínio na condição não preaquecida. Em relação ao comprimento inicial, o alumínio reduziu 11 mm nas soldas obtidas sem aquecimento e 8 mm nas soldas realizadas com preaquecimento.

4.4 Análise microestrutural

4.4.1 Análise por microscópio óptico

Na FIG 4.6 (a) e (b) são mostradas as fotomicrografias da interface de ligação entre a liga AA6351-T6 e o aço SAE 1020 sem ataque químico para revelação da microestrutura. Como pode ser visto, a região de interface é caracterizada por uma linha contínua dotada de alguns relevos provenientes da mistura mecânica do movimento relativo entre as superfícies.

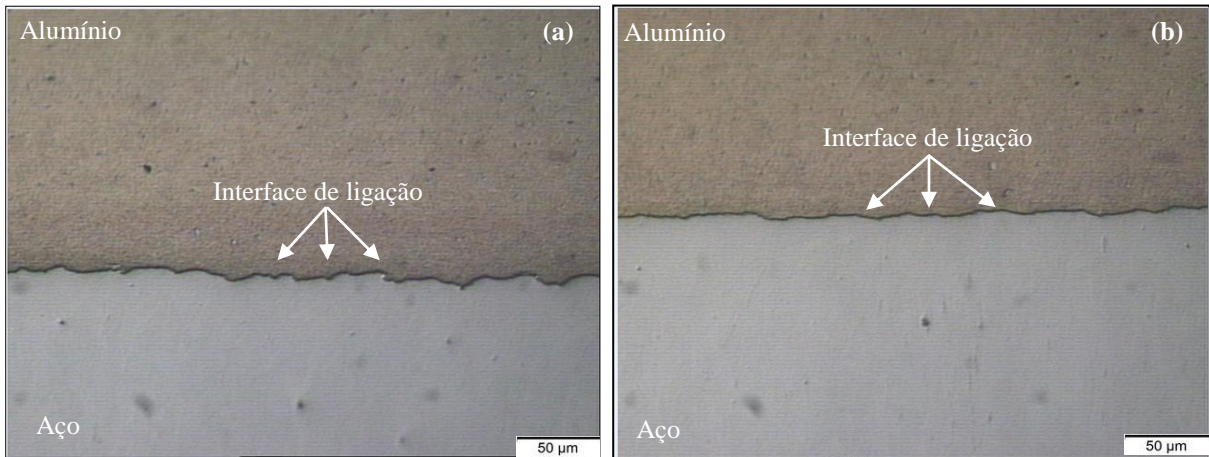


FIGURA 4.6. – Fotomicrografia da interface de ligação alumínio-aço sem ataque químico – (a) sem aquecimento – (b) com aquecimento.

FONTE: Autora, 2016

Nas FIG 4.7 e 4.9 são apresentadas as micrografias da interface de ligação para as duas condições de soldagem. Estas micrografias foram retiradas das regiões periféricas e central da interface de ligação, como ilustrados nas FIG 4.8 e FIG 4.10.

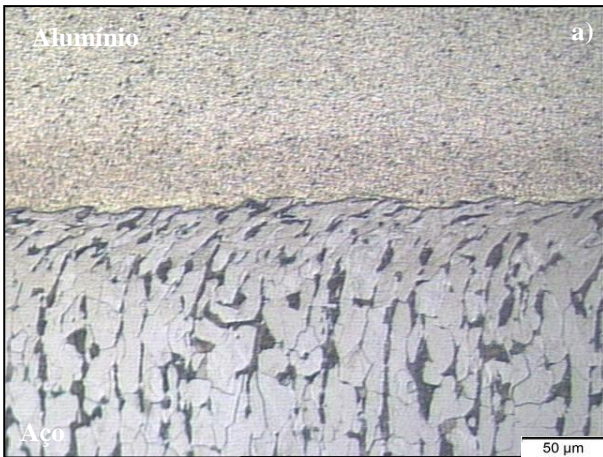


FIGURA 4.7. – Micrografia das soldas sem preaquecimento – (a) região periférica esquerda.

FONTE: Autora, 2016

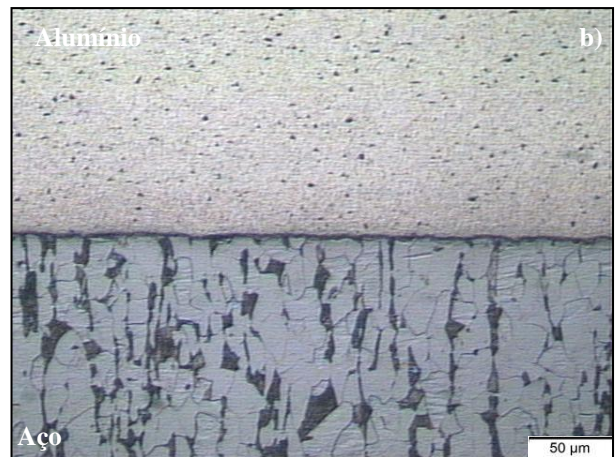


FIGURA 4.7. – Micrografia das soldas sem preaquecimento – (b) região periférica direita.

FONTE: Autora, 2016

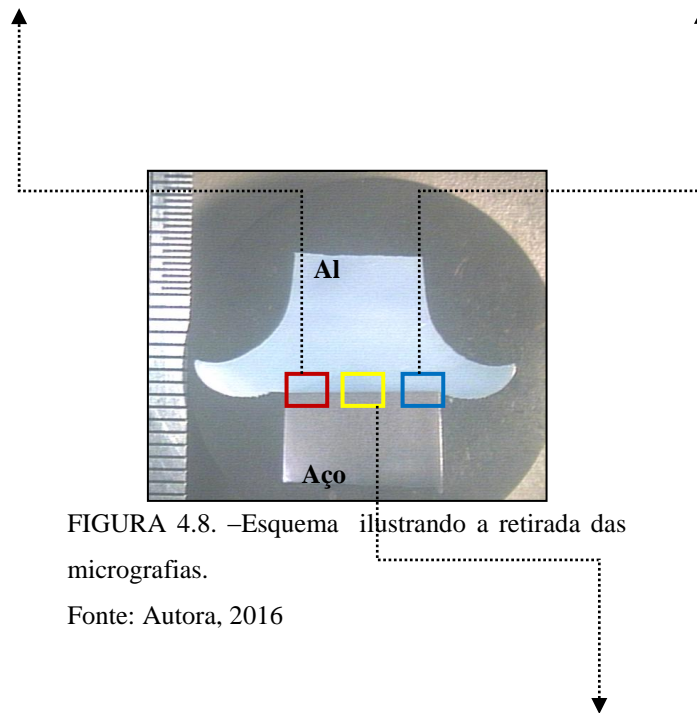


FIGURA 4.8. –Esquema ilustrando a retirada das micrografias.

Fonte: Autora, 2016

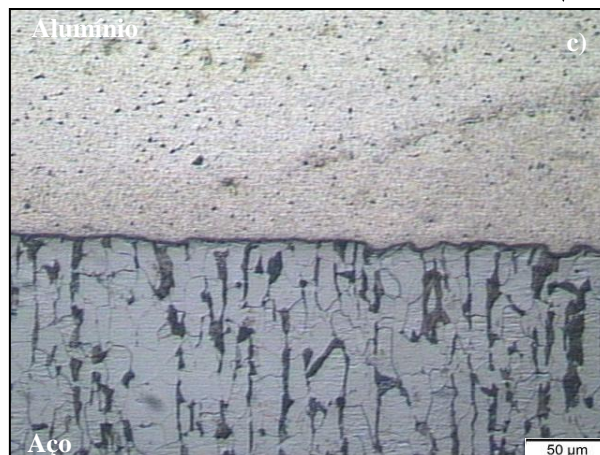


FIGURA 4.7. – Micrografia das soldas sem preaquecimento - (c) região central.

FONTE: Autora, 2016

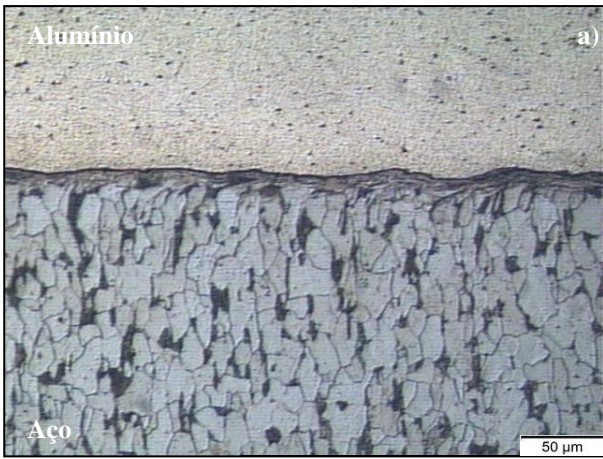


FIGURA 4.9. – Micrografia das soldas com preaquecimento – (a) região periférica esquerda.

FONTE: Autora, 2016

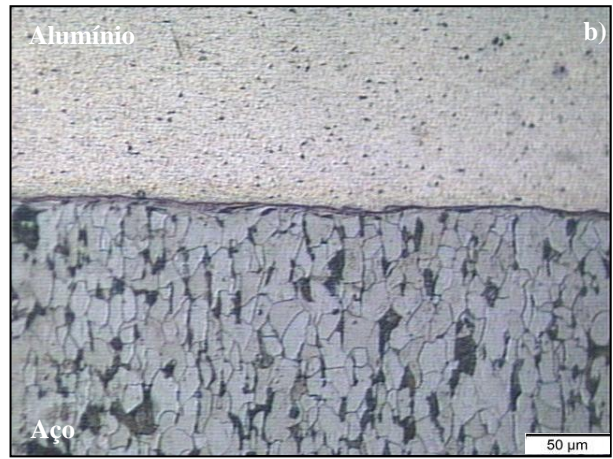


FIGURA 4.9. – Micrografia das soldas com preaquecimento – (b) região periférica direita.

FONTE: Autora, 2016

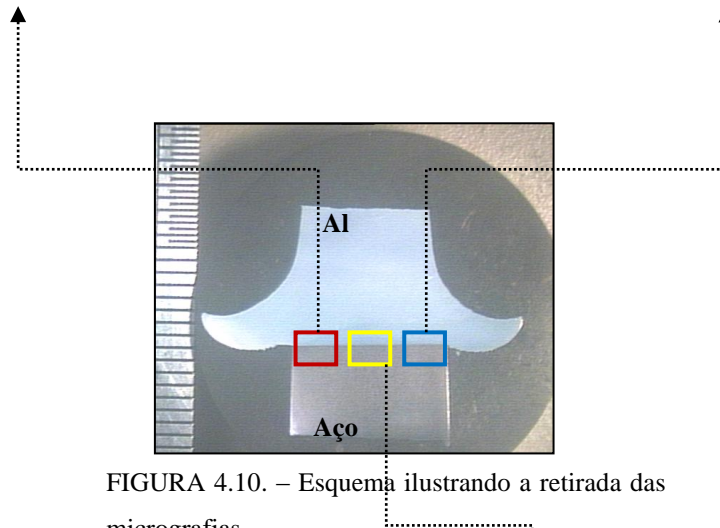


FIGURA 4.10. – Esquema ilustrando a retirada das micrografias.

Fonte: Autora, 2016

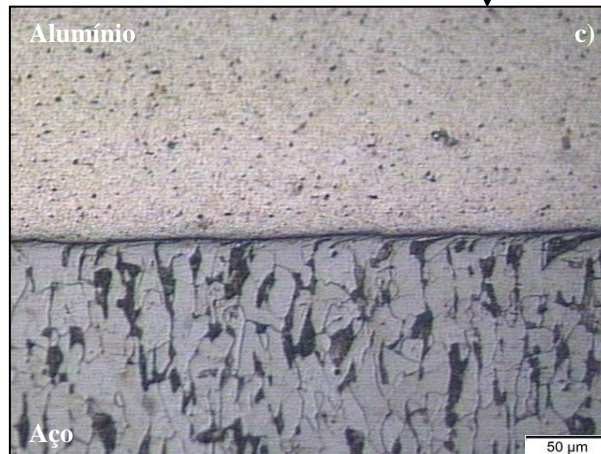


FIGURA 4.9. – Micrografia das soldas com preaquecimento - (c) região central.

FONTE: Autora, 2016

A zona termicamente afetada em ambos os materiais foi muito pequena, não sendo observada pela técnica de microscopia ótica. Tanto no lado do aço quanto no lado do alumínio não foram observadas mudanças microestruturais adjacentes à região de ligação. A maior parcela de deformação plástica proveniente dos parâmetros de soldagem empregados ocorreu na liga de alumínio, pois este possui menor resistência mecânica em comparação com o aço. Contudo, é possível notar que aconteceu uma pequena deformação dos grãos de ferrita e perlita no aço próximo à interface de ligação para as duas condições de soldagem.

4.4.2 Análise por microscópio eletrônico de varredura

Na FIG 4.11 (a) e (b) é apresentada a fotomicrografia da junção alumínio-aço realizada através do microscópio eletrônico de varredura. A parte em azul claro na fotomicrografia corresponde à região do aço enquanto a parte em azul escuro, a região ao alumínio. É possível visualizar partículas de ferro dentro da matriz de alumínio, indicando que houve uma mistura mecânica entre os materiais.

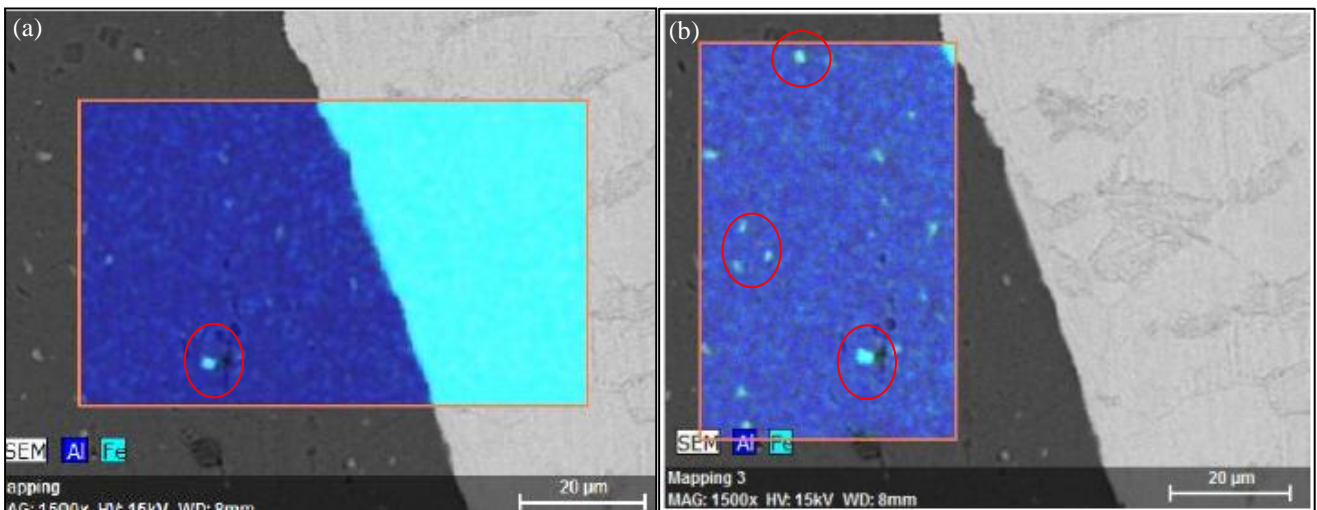


FIGURA 4.11. – Mapeamento da interface de ligação via microscópio eletrônico de varredura da região central da amostra – (a) fotomicrografia realizada horizontalmente – (b) fotomicrografia realizada verticalmente.

Fonte: Autora, 2016

A análise da interface de ligação da região central foi realizada através da técnica de varredura de *line scan* do EDX, mostrado na FIG 4.12, o qual forneceu um entendimento semiquantitativo do processo em função dos parâmetros de soldagem utilizados. Os resultados obtidos pelo *line scan* evidenciaram que ocorreu interdifusão entre o alumínio e ferro, caracterizando um dos principais mecanismos de ligação na soldagem por fricção, a difusão.

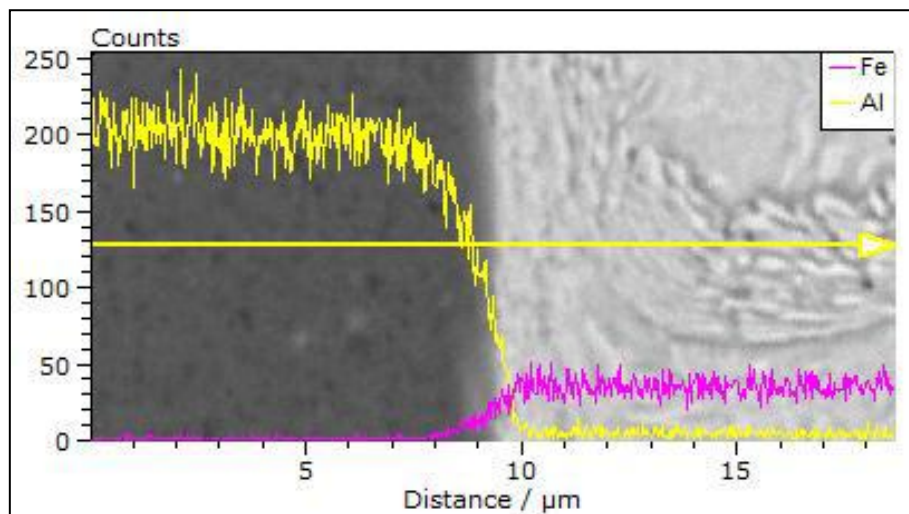


FIGURA 4.12.- Análise semiquantitativa por EDX mostrando a interdifusão entre os principais elementos da liga AA 6351 (Al) e do aço inoxidável SAE 1020 (Fe).

Fonte: Autora, 2016

A confirmação de que ocorreu interdifusão do ferro no alumínio foi evidenciada por meio do mapeamento químico realizado na interface de ligação mostrado na FIG 4.13. Observa-se pela figura que o ferro se difundiu mais no alumínio do que o alumínio no ferro, o que está coerente com a literatura (CALLISTER, 2012; TORRES, 2012), visto que o raio atômico de ferro (0,124 nm) é menor raio atômico do alumínio (0,143nm). Como o raio atômico do ferro é menor, ele consegue migrar para posições intersticiais adjacentes não ocupadas da rede cristalina do alumínio.

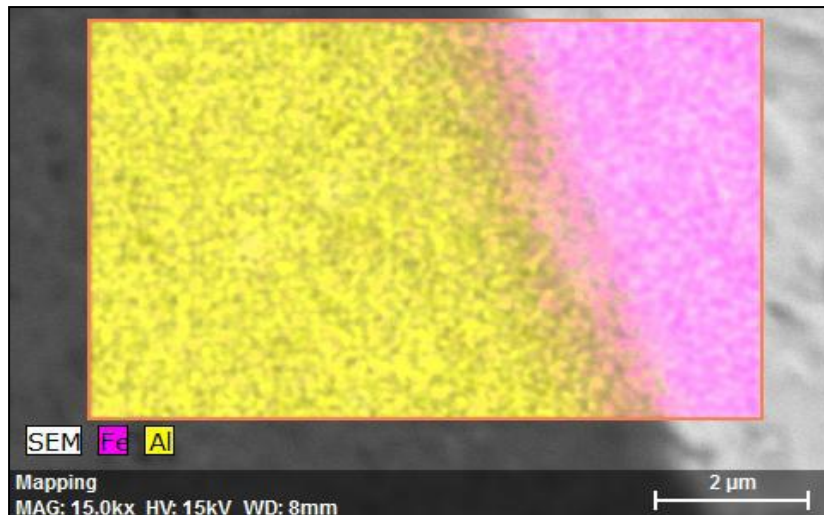


FIGURA 4.13. - Mapeamento da interdifusão entre o alumínio e o aço.

Fonte: Autora, 2016

4.5 Ensaio mecânicos

4.5.1 Ensaio de microdureza vickers

Os perfis de microdureza foram feitos no eixo horizontal da solda, tendo como base, a interface de ligação (IL) alumínio-aço. Os valores de microdureza obtidos nas duas condições de soldagem foram homogêneos ao longo do perfil medido, como pode ser visto nas FIG 4.14 e 4.15.

Na direção horizontal do alumínio, tomando como referência o valor de 105 HV, que corresponde o valor de dureza do metal base da liga de alumínio 6351-T6, houve uma redução nos valores de microdureza para as duas condições soldadas. Essa perda de dureza se deve ao superenvelhecimento que ocorre em ligas soldadas na condição de envelhecimento completo, como no caso da liga estudada (KOU, 2003). Khan (2011) também explica que os valores de dureza são sensíveis à entrada de calor, à pressão de fricção e à pressão de forjamento. A redução nos valores de dureza do alumínio na soldagem por fricção tem sido relatada por diversos autores (ALVES, 2016; KEAT *et al*, 2004; FUKUMOTO *et al*, 1998).

Embora tenha ocorrido perda de dureza no alumínio, nas proximidades com a interface de ligação a perda de dureza foi menor, isso se deve à deformação plástica, solubilização e reenvelhecimento sofrida na liga de alumínio em função dos parâmetros de soldagem empregados.

A distância de 0,5 mm da interface, a microdureza do alumínio para as soldas sem preaquecimento foi de 79 HV e para as soldas preaquecidas 75 HV. A 2,5 mm da interface, a dureza da solda à temperatura ambiente foi de 69 HV e para as soldas preaquecidas 65 HV. Alves (2010) em seu trabalho sobre soldagem por fricção entre alumínio e aço também relatou o aumento nos valores de microdureza do alumínio próximo à interface de ligação.

Na direção horizontal do lado do aço, adotando como padrão a dureza de 212 HV, que é o valor de dureza do metal base do aço SAE 1020 trefilado, nota-se que houve uma pequena deformação na região central da solda, a qual foi mais pronunciada nas soldas sem preaquecimento. De um modo geral, o perfil de microdureza do aço para ambas as condições de soldagem foram semelhantes.

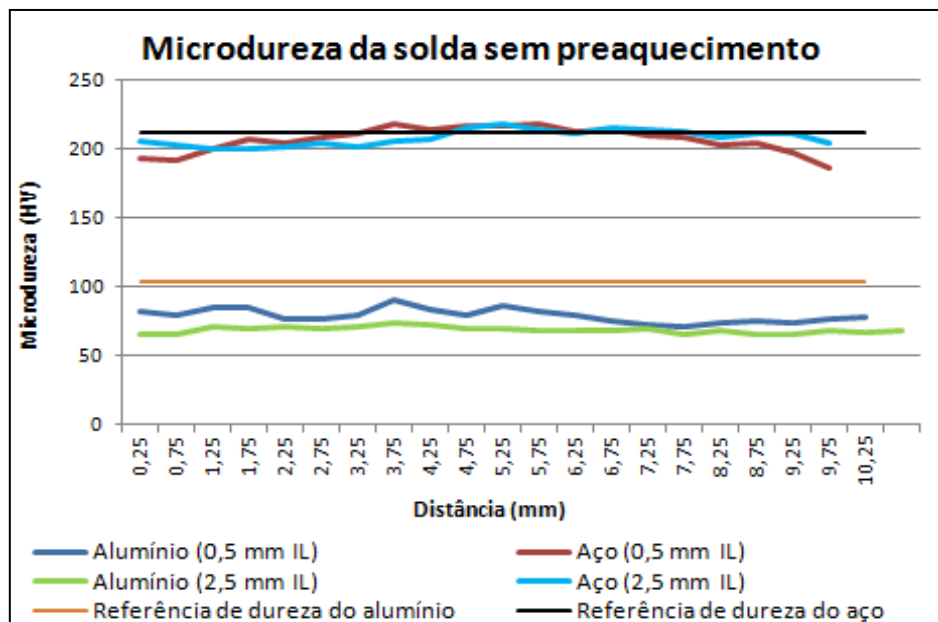


FIGURA 4.14. - Perfil de microdureza próximos à interface de ligação para as soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

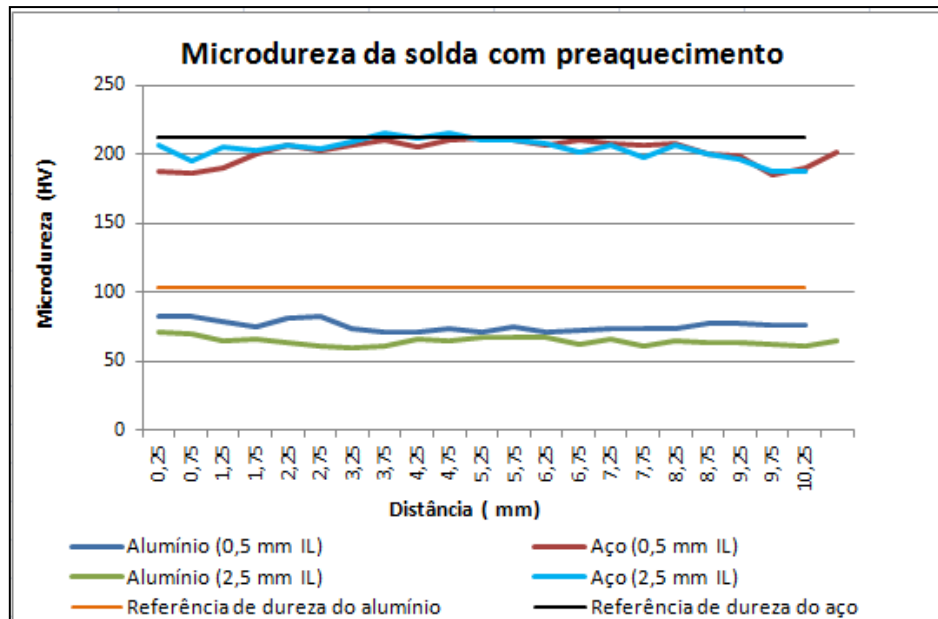


FIGURA 4.15. - Perfil de microdureza próximos à interface de ligação para as soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora. 2016

4.5.2 Ensaio de tração

Os corpos de prova previamente usinados foram submetidos a ensaio de tração para determinação da resistência mecânica máxima à tração da junta soldada. Foram realizados 9 testes de tração para as amostras sem aquecimento e 7 para as amostras com preaquecimento. Nas duas condições de soldagem empregadas, a ruptura dos corpos de prova aconteceu na linha se solda, como pode ser visto na FIG 4.16.

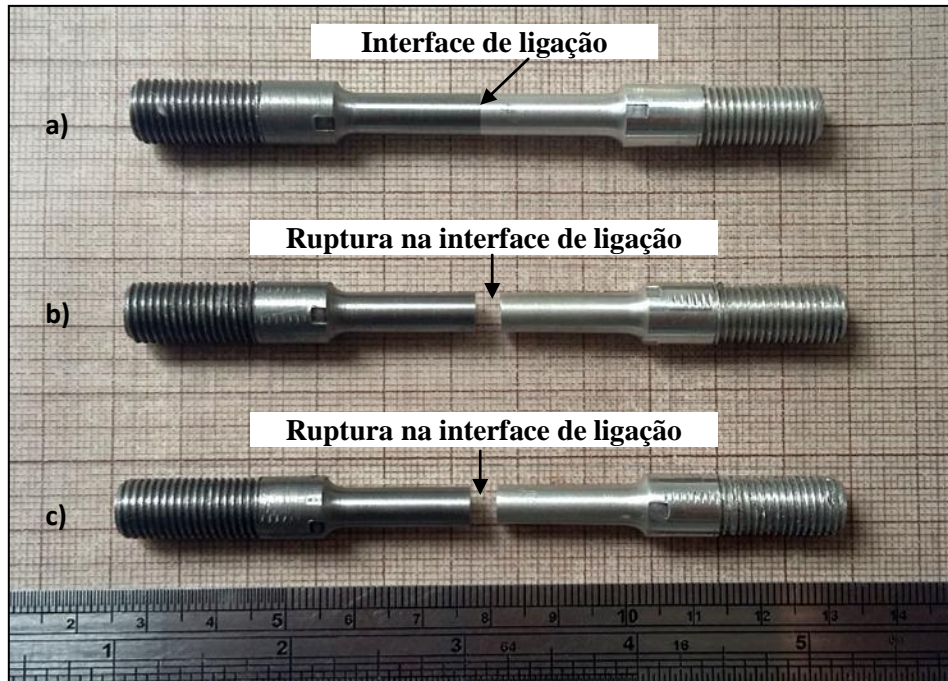


FIGURA 4.16. - Corpos de prova antes e após o ensaio de tração - (a) antes do ensaio de tração, (b) ruptura na interface de ligação para a solda sem aquecimento e (c) ruptura na interface de ligação para solda com preaquecimento.

Fonte: Autora. 2016

As soldas realizadas sem preaquecimento apresentaram resistência mecânica ligeiramente maior (15%) em relação às soldas com preaquecimento. Na TAB 4.1 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de tração para as duas condições de soldagem.

Tomando como referência a menor resistência mecânica do material utilizado no processo, a liga de alumínio 6351-T6, os parâmetros de soldagem, em especial a pressão de fricção e forjamento e a velocidade de rotação empregada nessa pesquisa foram inferiores aos valores de pressão e rotação utilizados na literatura (ALVES, 2016; MONTEIRO, 2006), para a mesma liga. Esse fato justifica a ruptura dos corpos de prova ter ocorrido na interface de ligação e não do lado do alumínio como esperado. De acordo com a literatura (AWS, 1991), maiores pressões aumentam o contato íntimo entre as superfícies e, conseqüentemente, a adesão entre eles. Contudo, o incremento da pressão nesse trabalho causaria instabilidade no processo, principalmente na furadeira, por esse motivo, a pressão não foi aumentada.

Outro fato que pode justificar a ruptura na interface de ligação é a possível formação de compostos intermetálicos frágeis, pois o tempo de processo nessa pesquisa foi maior em relação a outros trabalhos na literatura.

TABELA 4.1- Resultados obtidos nos ensaios de tração.

Amostras	Soldas sem preaquecimento σ_R (MPa)	Soldas com preaquecimento σ_R (MPa)
1	144	140
2	126	132
3	146	84
4	122	84
5	101	124
6	119	112
7	130	113
8	160	-
9	156	-
Média	134	113
Desvio Padrão	19	22
Coefficiente <i>t-student</i> para n-1 graus de liberdade	95% de confiança: 2,306	95% de confiança: 2,477
Resultado de Medição	(134±44) MPa	(113±54) MPa

Fonte: Autora, 2016

Embora as soldas sem preaquecimento tenham apresentado maior resistência mecânica em comparação com as soldas aquecidas, os cálculos estatísticos evidenciaram com 95% de confiabilidade que não houve perceptível diferença na resistência mecânica para as duas condições de soldagem.

Nas FIG 4.17 e 4.18 são apresentadas as superfícies de fratura dos corpos de prova de tração. Da análise macroscópica, a superfície de fratura ocorreu na interface de ligação e não houve deformação dos corpos de prova antes da ruptura. Índícios de alumínio foram observados na superfície de fratura dos corpos de prova de aço e foram confirmados através de análises com microscópio eletrônico de varredura. A presença de alumínio na superfície de fratura do aço e a presença de ferro na superfície de fratura do alumínio foram mais pronunciadas nas soldas sem preaquecimento, indicando que para esta condição de soldagem, a ligação química entre os materiais foi mais forte. Nas FIG 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22 são mostradas as superfícies de fratura dos corpos de prova.

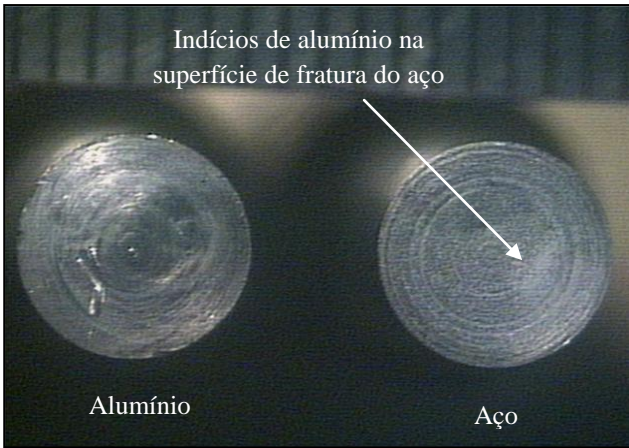


FIGURA 4.17. – Superfície de fratura das soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

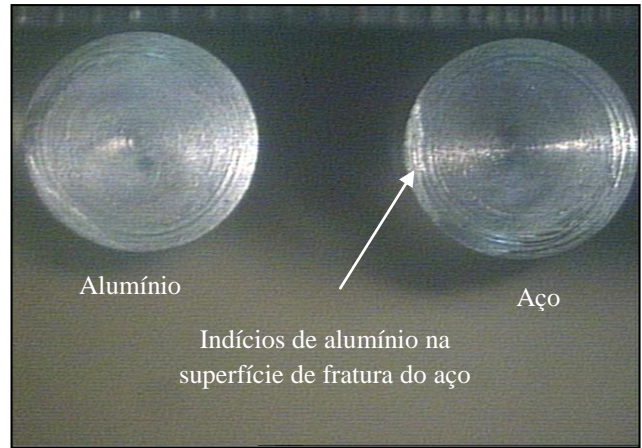


FIGURA 4.18. – Superfície de fratura das soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016



FIGURA 4.19. – Superfície de fratura do aço. Soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

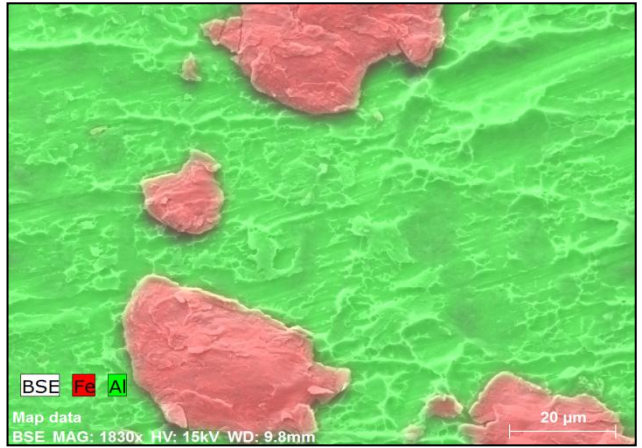


FIGURA 4.20. – Superfície de fratura do alumínio. Soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

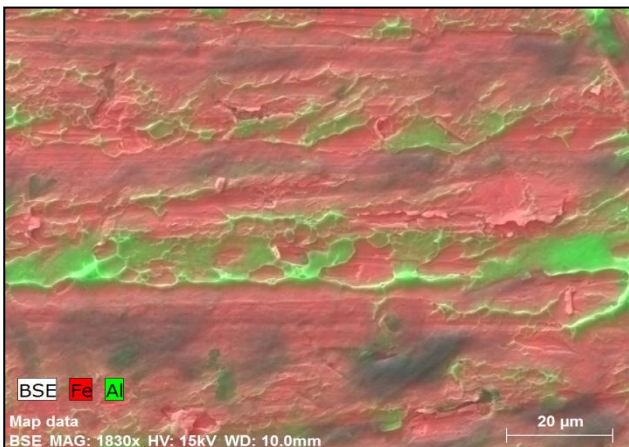


FIGURA 4.21. – Superfície de fratura do aço. Soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

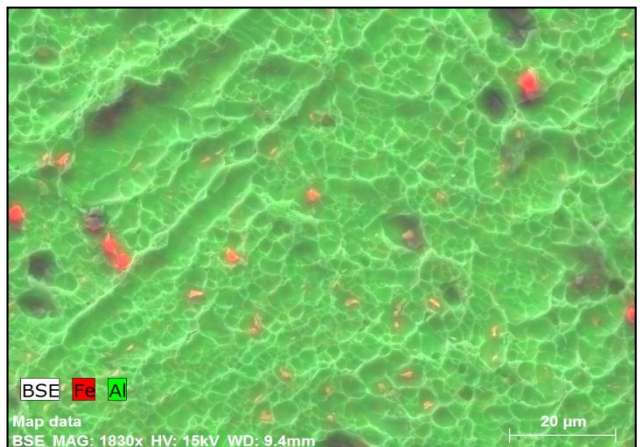


FIGURA 4.22. – Superfície de fratura do alumínio. Soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

4.6 Análise térmica dos corpos de prova

A análise térmica durante a soldagem foi realizada nos corpos de prova de aço através da leitura de temperatura coletadas pelos termopares, como mostrado no item 3.7. Nas FIG 4.23 e 4.24 são apresentados os perfis térmicos do aço para as soldas sem preaquecimento. Nas FIG 4.25 e 4.26 são mostrados os perfis de temperatura para as soldas com preaquecimento. Foram selecionados dois gráficos de cada situação para mostrar que houve repetitividade nos ensaios.

a) Soldas sem preaquecimento

A região I do gráfico corresponde ao intervalo de tempo em que os corpos de prova estavam em atrito sem a aplicação de cargas. A temperatura máxima atingida nesta etapa foi de 150°C. Na região II, as cargas foram aplicadas nos corpos de prova e ocorreu uma elevação da temperatura. No ponto III, foi aplicada a última carga no processo, nesse intervalo de tempo, a velocidade de rotação foi interrompida, finalizando a etapa de fricção. A máxima temperatura atingida no ponto III, para o termopar situado a 4 mm da face superior do aço, essa temperatura foi de 400 °C e para o termopar fixado a 8 mm, a temperatura alcançada foi 300 °C. Na região IV, o processo foi finalizado ocorrendo o resfriamento dos corpos de prova.

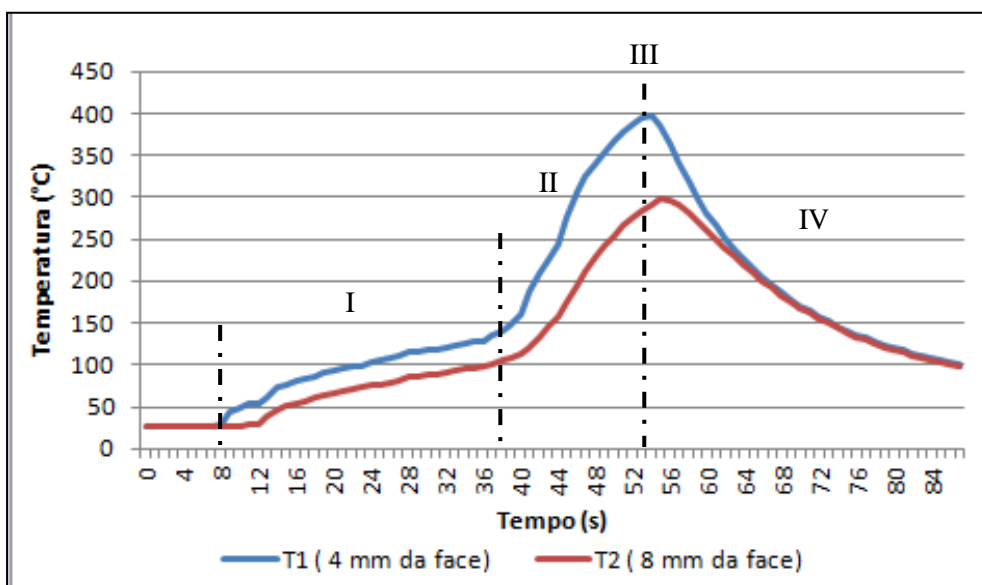


FIGURA 4.23. - Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

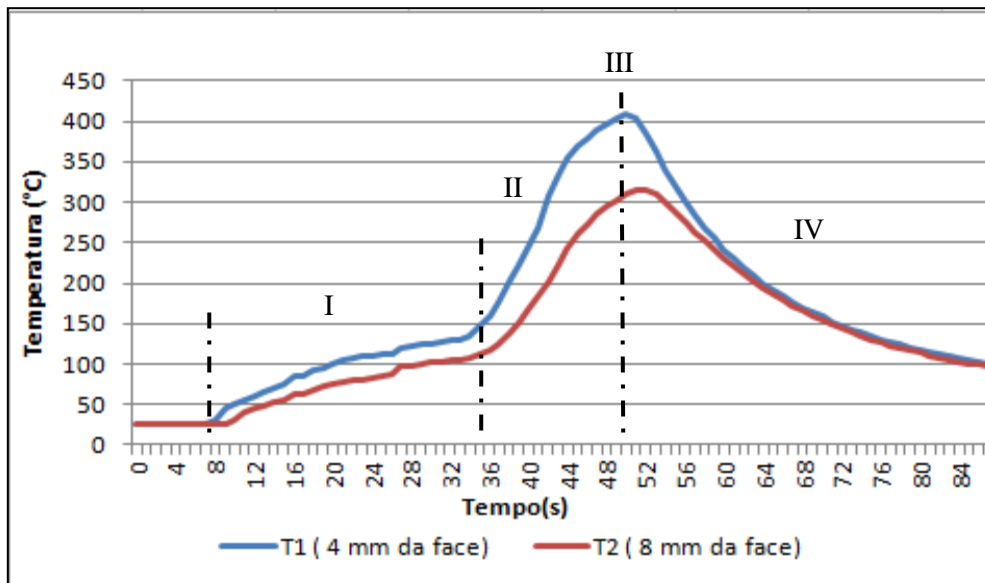


FIGURA 4.24. - Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas sem preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

b) Soldas com preaquecimento

A região I do gráfico corresponde à etapa em que os corpos de prova foram submetidos ao preaquecimento por indução eletromagnética. Simultaneamente, eles estavam em atrito sem a aplicação da carga, durante o intervalo de 7 segundos. A temperatura atingida nessa fase para o termopar fixado a 4 mm da face do aço foi de 350°C e 300°C para o termopar a 8 mm de distância. A maior contribuição de calor na região I foi proveniente do aquecimento por indução eletromagnética. Na região II, os corpos de prova previamente aquecidos ficaram em atrito com a aplicação das cargas e houve uma elevação da temperatura. No ponto III, alcançou-se a temperatura máxima de, 418 °C para o termopar superior e 322 °C para o termopar inferior. Nesse instante, a furadeira foi desligada, iniciando a etapa de forjamento do processo. Na região IV, o processo foi finalizado com a retirada das cargas, iniciando o processo de resfriamento dos corpos de prova.

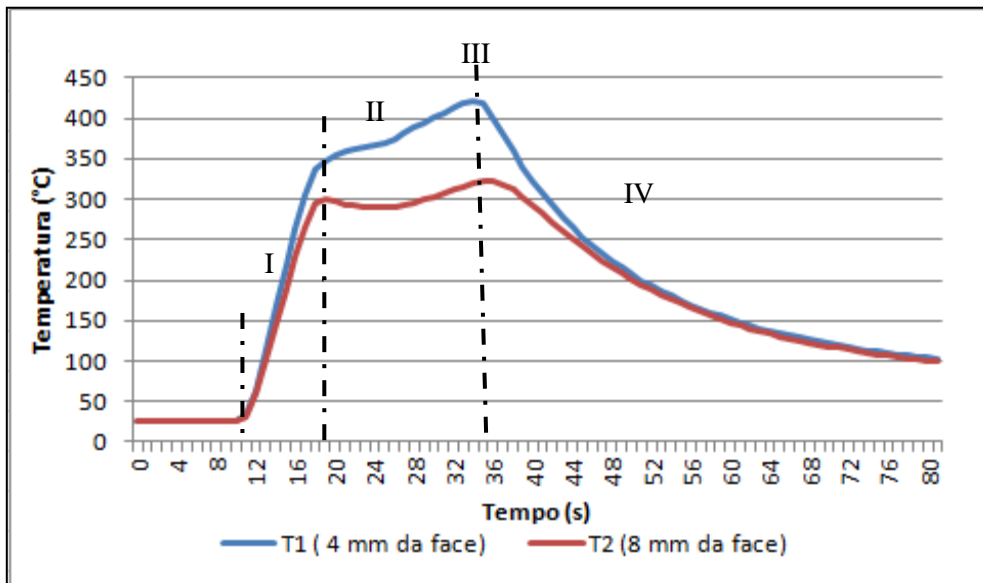


FIGURA 4.25. - Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

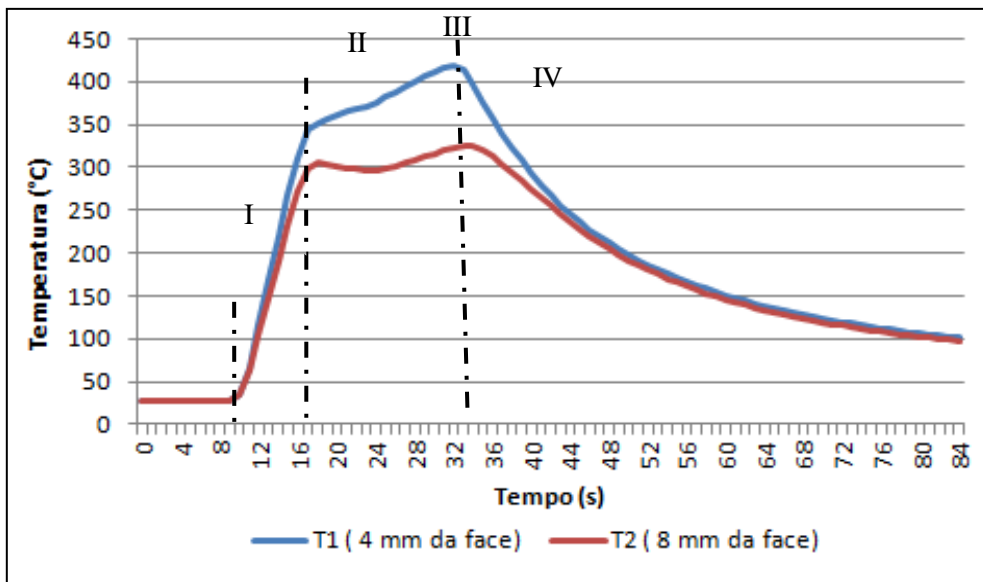


FIGURA 4.26. - Perfil de temperatura em função do tempo para as soldas com preaquecimento.

Fonte: Autora, 2016

5 CONCLUSÕES

Da soldagem por fricção convencional entre a liga de alumínio 6351-T6 com o aço SAE 1020 assistida por indução eletromagnética, pode-se inferir que:

- 1) A utilização do preaquecimento por indução eletromagnética na interface aço-alumínio reduziu em 50% o tempo total de processo, pois o tempo necessário para produzir uma solda com preaquecimento correspondeu ao mesmo tempo em que os corpos de prova ficavam atrito sem aplicação de carga para as soldas sem preaquecimento;
- 2) A redução do comprimento nos corpos de prova de alumínio foi maior nas amostras soldadas sem preaquecimento, pois eles ficaram mais tempo expostos ao calor produzido pelo atrito. Isso significa que nas soldas produzidas sem preaquecimento houve mais perda de material para as rebarbas em relação às soldas realizadas com preaquecimento. O formato das rebarbas para as duas condições de soldagem foram semelhantes, evidenciando que houve uma repetitividade no processo;
- 3) A maior parcela de deformação no processo de soldagem ocorreu na liga de alumínio, pois ele tem resistência mecânica inferior ao aço. Contudo, nas análises realizadas via microscopia óptica foi possível observar que houve pequena deformação dos grãos de ferrita e perlita do aço próximos à interface de ligação. Nas análises feitas através do microscópio eletrônico de varredura – *line scan* EDX ficou evidenciado que ocorreu interdifusão entre o ferro e o alumínio, caracterizando a difusão como principal mecanismo de ligação na soldagem por fricção;
- 4) O monitoramento do torque e da força de compressão por intermédio da célula de carga foi importante ao trabalho, pois permitiu o maior controle dos parâmetros de soldagem. Além disso, o acompanhamento dessas variáveis em tempo real não tem sido explorado em outros trabalhos da literatura;

- 5) Em função dos parâmetros de soldagem utilizados, os perfis de durezas foram semelhantes para as duas condições de soldagem. Em comparação com o metal de base, houve uma redução nos valores de microdureza do alumínio nas regiões periféricas e central da solda. A redução de dureza foi associada ao superenvelhecimento ocorrido na liga de alumínio utilizada. A diminuição de dureza foi maior nas soldas com aquecimento, em percentual essa queda foi da ordem de 5% maior quando comparada com as soldas sem preaquecimento. Os resultados de microdureza obtidos para o lado do aço em ambas as condições de soldagem foram homogêneos;

- 6) A ruptura dos corpos de prova ocorreu na interface de ligação para as duas condições de soldagem. Em relação a outros trabalhos da literatura que empregaram a mesma liga de alumínio, a pressão e a velocidade de rotação foram superiores aos adotados nessa pesquisa, o que de certa forma justifica a ruptura ter ocorrido na solda. Outro fator que pode justificar a ruptura na interface de ligação é a possível formação de compostos intermetálicos frágeis. A presença de alumínio na superfície de fratura do aço foi mais evidente nas soldas realizadas sem preaquecimento. Este fato indica que para as soldas sem preaquecimento a ligação química entre o alumínio e o ferro foi mais forte em relação às soldas com preaquecimento

5.1 Proposta para trabalhos futuros

- 1) Estudar o efeito dos diferentes parâmetros de soldagem nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da interface de ligação;

- 2) Estudar o efeito de diferentes geometrias de corpo de prova, a fim de verificar seu efeito nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junção;

- 3) Estudar a formação de compostos intermetálicos na interface de ligação, pois os mesmos afetam a resistência mecânica da solda.

- 4) Desenvolver modelos numéricos que permitam estimar a temperatura na interface de ligação em função dos parâmetros de soldagem adotados;

ABSTRACT

Friction welding has become interesting in terms of its application. In this context, this paper aimed to evaluate the effect of preheating the conventional friction butt welding between the aluminum alloy AA 6351-T6 and low-carbon steel SAE 1020. For developing this work, an adapted and instrumented drill press was used to make dissimilar joints. The welding was done under two conditions: without preheating and with electromagnetically induced preheating to about 350°C, applied to the steel-aluminum interface. The compression stress and torque could be monitored during welding by using a load cell attached to the drill table. The welding parameters, with the exception of friction time, were kept constant for both conditions because a new variable was introduced to the process, namely the preheating temperature. The bonding interface characterisation was done using an optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM-EDX). Vickers microhardness and traction testing were used to evaluate the welding mechanical strength. The results obtained shown that preheating application decreases the total time of the process by 50%. The SEM-EDX analysis showed that there was interdiffusion amid the main elements contained in the materials applied. For both welding conditions, the failure occurred on the bonding interface of the specimens. The temperature recorded in the steel for welds without preheating was 400°C and welds with preheating 418°C.

Key-words: *Friction welding; dissimilar materials, preheating by electromagnetic induction, mechanical and metallurgical properties.*

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 ABAL Fundamentos do alumínio e suas aplicações. São Paulo, Associação Brasileira Alumínio (ABAL), 81p, 2004.
- 2 ABAL Fundamentos do alumínio e suas aplicações. São Paulo, Associação Brasileira Alumínio (ABAL), 2 Ed, 68p. 2007.
- 3 AGUDO, L.; EYIDI, D.; SCHMARANZER, C.H.; ARENHOLZ, E.; JANK, N.; BRUCKNER, J.PYZALLA, A.R. Intermetallic FeAl₃ phases in a steel/Al-alloy fusion weld. J. Mater Sci. v.42, p. 4205-4214, 2007.
- 4 ALCAN Manual de soldagem. Pindamonhangaba: ALCAN Alumínio do Brasil Ltda, 141p. 2001.
- 5 ALVES, E. P. Junções de materiais dissimilares utilizando o processo de soldagem por fricção rotativa. 210 p. 2016. Tese (Doutorado) Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - INPE, São José dos Campos/SP, 2016.
- 6 ALVES, E. P. Caracterização mecânica e estudo do perfil térmico na soldagem por fricção rotativa de materiais dissimilares. 126 p. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - INPE, São José dos Campos/SP, 2010.
- 7 AMBRELL Aquecimento por Indução- bobinas de indução. Disponível em: <<https://www.ambrell.com/pt/sobre-o-aquecimento-por-indu%C3%A7%C3%A3o>>. Acesso em setembro de 2016.
- 8 AMERICAN FRICTION WELDING –Welding design solutions. Disponível em: <<https://www.teamafw.com/welding-design-solutions>>. Acesso em agosto de 2016.
- 9 ASM International Handbook. Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. vol 2. 9 Ed. Metals Park: ASM International, 1990.
- 10 AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS: Welding Handbook. Vol 2, 8 Ed. 1991, Miami: American 1991.
- 11 ASM-Metals Handbook- Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. Vol. 2, p. 17-700. In 1992.
- 12 ASM. Metals handbook: Welding, Brazing and Soldering. vol.6, Metals Park, Ohio, USA: Fundamentals of Friction Welding, 1993.

- 13 ASM. Metals handbook: Alloy Phase Diagram. ASM International, p.1741, vole 3, 1993.
- 14 ASM- ASM SPECIALTY HANDBOOK: Aluminum and aluminum alloys. ASM International, p.784.4 Ed. Ohio: ASM International. March 1998.
- 15 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 8M - 04: standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]. [Sal.]: ASTM, 2004.
- 16 BARBOSA, G. C.; Projeto de transformador utilizado em uma planta de plasma 72p. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2012.
- 17 BASHER, U. M. Friction Welding of 6061 Aluminum Alloy with Alumina Composite for Improved Mechanical and Thermal Properties. Thesis (Doctor) - University Sains Malaysia, Malaysia, 2013.
- 18 BLAKEMORE, G.R. Friction welding on live pipelines. In Pipeline Technology: Elsevier Science B.V., 1995.
- 19 CALLISTER, William. D.; RETHWISCH, David. G. Ciências e Engenharia de Materias uma Introdução. 7Ed. Editora: LTC, 2008. 712.p. ISBN: 9788521615958
- 20 CALIXTO. A. Desenvolvimento “in situ” de intermetálicos Fe-Al em superfícies de aço carbono através da aplicação por aspensão térmica de pós de ferro e alumínio misturados. 101p. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.
- 21 CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. 1 Ed. SP, Brasil, 1998.
- 22 CROSSLAND, B., "Friction Welding - Recommended practices for friction welding". In Contemporary Physics, 1971. 12(6): p. 559-574.
- 23 COLA. M.; L. BAESLACK, W. A.; ALTSHULLER B. and SJOSTROM. T.: Proc. Int. SAMPE Tech. Conf. and 24th Int. SAMPE Met. Met. Process. Conf., Toronto, Canada, SAMPE, vol. 3 (A93–53376 23–23), M424–M438. October 1992.
- 24 DIETER, G. E. Mechanical metallurgy. 3 Ed. Boston: McGraw-Hill, 1988.
- 25 DILTNEY, U., and STEIN, L. 2006. Multimaterial car body design: Challenge for welding and joining. Science and Technology of Welding and Joining 11(2): 135–42. 2006.
- 26 DONOHUE, J.; J.; The friction welding advantage. Disponível em: <<https://app.aws.org/wj/2001/05/0027/>>. Acesso em junho de 2016.

- 27 DURMUŞ, H. K.; ÖZKAYA, E.; MERİÇ, C. The use of neural networks for the prediction of wear loss and surface roughness of AA 6351 aluminum alloy. *Materials and Design*, v. 27, p. 156-159, 2006.
- 28 EICHHORN, F., "Beitrag zu den Vorgängen an der Verbindungsstelle beim konventionellen Reibschweißen von Stahl. in *Schweißen und Schneiden*, 1968. 20(11): p. 563-570.
- 29 ELLIS, C. R. G. Continuous drive friction welding of mild steel. *Welding Research Supplement*, v. 169, p. 183–197, 1972.
- 30 ELLIOTT, S.; Wallach, E. R: *Met. Constr.*, 1981, 13, (4), 221–225.
- 31 EPRI (Electric Power Research Institute). Power Quality for Induction Melting in Metals Production. EUA. 1999. Disponível em: <http://www.energy.ca.gov/process/pubs/pq_inductn_melting_tc114625.pdf>. Acesso em outubro de 2016.
- 32 FARIA P. E. BRACARENSE, A. Q. Soldagem por fricção. *Infosolda*, 2003. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/prosol03.pdf>>. Acesso em junho de 2016.
- 33 FERREIRA, L. F.B. Desenvolvimento de uma prensa a quente de escala laboratorial para fabricação de ligas de titânio. São Jose dos Campos, 2014.
- 34 FUKUMOTO, S.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; TOMITA, T. Evaluation of friction weld interface of aluminum to austenitic stainless steel joint. *Materials Science and Technology*, v. 13, n. 8, p. 686, 1997.
- 35 FUKUMOTO, S.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; TOMITA, T. Microstructure of friction weld interface of 1050 aluminium to austenitic stainless steel. *Materials Science and Technology*, vol 14, p.333-33, April 1998.
- 36 FUKUMOTO, S.; OHASHI, M.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; T. TOMITA,T.; GOTO,K . J. *Jpn. Inst. Light Met.* 48, 36. 1998
- 37 FUKUMOTO, S.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; TOMITA, T. Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel. *Acta Metallurgical Inc. Published by Elsevier Science Ltd*, vol. 42, n. 8, 1999.
- 38 FUKUMOTO, S.; INOUE, T.; MIZUNO, S.; TOMITA, K. O. T.; YAMAMOTO, A. Friction welding of tini alloy to stainless steel using ni interlayer. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 15, n. 2, p. 124–130, 2010.

- 39 FUJI, A.; KIMURA, M.; NORTH, T. H.; AMEYAMA, K.; and AKI, M. Mechanical properties of titanium - 5083 aluminum alloy friction joints. *Materials Science and Technology*, vol.13, p. 673, Aug. 199
- 40 GARG, S. F. *Comprehensive workshop technology: manufacturing process*. In: [S.l.]: Laxmi publications, 2009. cap. Solid State Welding, p. 542. ISBN 978-8170086352.
- 41 GIPIELA, M. L. Influência dos parâmetros de processo na geração de defeitos na soldagem FSW da liga de alumínio 5052. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2007.
- 42 GOTTSTEIN G. *Physical foundations of materials science*. Berlin: Springer Verlag; 2004.
- 43 GREWE, K.J., Friction welding takes on new applications. in *Welding Journal*. Sep: p. 39-40, 1997.
- 44 GH ELECTROTERMIA. Aquecimento por indução. Disponível em: <<http://www.ghinduction.com/sobre-aquecimento-por-inducao>>. Acesso em outubro de 2016.
- 45 GUIA DO AÇO. Disponível em: <<http://brasil.arcelormittal.com.br/pdf/quem-somos/guia-aco.pdf>>. Acesso em agosto de 2016.
- 46 HAZLETT, T. H.; *Fundamentals of friction welding*’, ASM Technical Report, no C6-30.1, ASM, Materials Park, OH, USA, 1966.
- 47 HEWITT, P.G. *Física Conceitual*. Bookman, Porto Alegre, 2002.
- 48 HOGAN, T.C. Sistema de aquecimento indutivo integrado a um retificador de alto fator de potência. 141 p. Dissertação (Mestrado)- Universidade tecnológica do Paraná. Paraná, 2014.
- 49 INCROPERA, F. P.; DEWITT D. P.; BERGMAN, T. L.; LAVINE, A. S. *Fundamentos de transferência de calor e da massa*. 6. Ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2008. ISBN 8521615841.
- 50 KARABAY, S. Influence of AlB_2 compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw Rod extruded from billets cast of alloy AA-6101 by vertical direct chill casting. *Materials and Design* v. 29, p. 1364-1375, jun 2007.
- 51 KEAT, Y. C., JAMALUDIN, S. B., & AHMAD, Z. A. The effect of varying process parameters on the microhardness and microstructure of Cu-steel and Al- Al_2O_3 friction joints. *Journal Teknologi*, University Teknologi Malaysia 41(A), pp. 85-95, 2004.
- 52 KHAN, I. A. *Experimental and numerical investigation on the friction welding process*. Thesis (Doctor of Mechanical Engineering) – Jawaharlal Nehru Technological University, India, 2011.
- 53 KLOPSTOCK, H. and A.R. NEELAND. An improved method of joining or welding metals. Patent No.: GB-00572789, 1941.

- 54 KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2ed. Published by: John Wiley & Sons, 2003.480p. ISBN: 978-0-471-46093-0.
- 55 LUCAS, W., Process parameters and friction welds. in *Metal Construction and British Welding Journal*, 1973. 5(8): p. 293-297.
- 56 MAALEKIAN, M.; Friction welding – critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding and Joining* 2007, vol 12, no 8, 2007.
- 57 MAIA, A. M. P.; Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga 6061. Dissertação (Mestrado)-Universidade do Porto, Porto, 2012.
- 58 MAKE IT FROM DATABASE. Disponível em: < <http://www.makeitfrom.com/>>. Acesso em agosto de 2016.
- 59 MARQUES, P.V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. 3 Ed. Editora UFMG, 2009, 363p. ISBN: 9788570417480.
- 60 MATTEI, F.; Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.
- 61 MILKEREIT, B.; KESSLER, O.; SCHICK, C. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. *Thermochimica Acta*, v. 492, p. 73–78, 2009.
- 62 MISHRA, R.S., MA, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering A*, vol.50, p.1-78, 2005
- 63 MOLOSSI. M. Avaliação físico-química e mecânica de zircônia nitretada a plasma. 86 p. Dissertação (Mestrado)- Universidade de Caxias do Sul, 2014.
- 64 MONTEIRO, W. R. Junção de materiais dissimilares - aço inoxidável AISI 304 - ligas de alumínio para aplicações espaciais. 124 p. Dissertação (Mestrado Profissionalizante em Engenharia Aeroespacial) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2006.
- 65 NICHOLAS, E.D. Friction Hydro Pillar Processing. In 11th Annual North American Welding Research Conference. 7-9.11.95, 1995.
- 66 OZAKI. H.; KUTSUNA.M. Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by Laser Roll Welding. Disponível em: <http://cdn.intechopen.com/pdfs/40989/InTechDissimilar_metal_joining_of_zinc_coated_steel_and_aluminum_alloy_by_laser_roll_welding.pdf> Acesso em: maio de 2016.
- 67 QUORA. Why is skin effect only occurring on AC not on DC? Disponível em: <<https://www.quora.com/Why-is-skin-effect-only-occurring-on-AC-not-on-DC>> Acesso em: outubro de 2016.

- 68 PEREIRA JUNIOR, J. P.; BRACARENSE, A. Q.. Brasagem por indução de tubos de alumínio utilizados em trocadores de calor. 120. p Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2002.
- 69 PIGORETTI, E. V. Junção por Difusão da Liga Ti-6Al-4V ao Aço Inoxidável AISI 316 L. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais)- Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), São Carlos/SP, 1999.
- 70 RAMACHANDRAN, K.K.; MURUGAN. N.; SHASHI KUMAR, S. Friction stir welding of aluminum alloy AA5052 and HSLA steel. *Welding Journal*, vol 14, p.291-300. September 2015.
- 71 RATHOD, M.J.; KUTSUNA, M. Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. *Weld. J.* v. 83-1, p. 16s-26s, 2004.
- 72 REED-HILL, R. E. Princípios de metalurgia física. 2. Ed, Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.
- 73 RICHTER, W: 'Herbeifuehrung einer haftverbindung zwischen plaettchen aus werkzeugstahl und deren traegern nach art einer schweissung oder loetung', Patent: DE477084, 1929
- 74 ROMBAUT. P Joining of dissimilar materials through rotary friction welding. Thesis.- Faculty of Engineering- Ghent University, Belgium, 2011.
- 75 RUDNEV, V. et al. Handbook of induction heating. [S.l.]: CRC Press, 2002.
- 76 SAHOO, R. Study of friction welding. 2007. Thesis (Bachelor of Technology in Mechanical Engineering) - National Institute of Technology, Rourkela/India, 2007.
- 77 SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; HAQ, A. N. Effect of friction welding parameters 180 on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 31, n. 11-12, p. 1079–1082, 2006.
- 78 SCOLARI, B.S.; CERQUEIRA, F. B.; KRAVETZ, P.L.; Caracterização dos problemas relativos à qualidade de energia elétrica causados por um forno de aquecimento a indução. 118 P. (Trabalho de conclusão de curso)- Universidade Tecnológica do Paraná. Curitiba, 2013.
- 79 SHEIKHI, S.; dos SANTOS, J.F. Effect of Process Parameter on Mechanical Properties of Friction Stir Welded tailored blanks from aluminum alloy 6181-T4. *Sci. Technol. Weld. Joining*, v. 12, n. 4, p. 370-375, 2007.
- 80 SOARES, M. R. N. Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio. Tese (Mestrado). Universidade de Aveiro, Aveiro, 2009.

- 81 SPRINGER, H., KOSTKA, A., PAYTON, E. J., RAABE, D., KAYSSER-PYZALLA, A., and EGGELER G. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. *Acta Materialia* 59: 1586–00, 2011.
- 82 SPINDLER, D.E., What Industry Needs to Know about Friction Welding. in *Welding Journal*, p. 37-42. March 1994.
- 83 SUNDARESAN. S and MURTI, K. G. K; Formation of intermetallic phases in aluminium-austenitic stainless steel friction welds. *Metals Forum*, vol. 17, n. 3, pp. 301–307, 1994.
- 84 TORRES, L. E. Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas de aço e da liga de alumínio 6063-T5. 184 p. Tese (Doutorado)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2012.
- 85 TABAN, E.; GOULD, E. J.; LIPPOLD, J. C. Characterization of 6061-T6 aluminum alloy to AISI 1018 Steel interfaces during joining and thermo-mechanical conditioning. *Materials Science and Engineering. A* 527. 1704–1708, 2010.
- 86 TYLECOTE, R. F. *The solid phase welding of metals*. London: Edward Arnold Ltd. 1968.
- 87 UDAY, B.; FAUZI, M. N.; ZUHAILAWATI, H.; ISMAIL, A.; B. Advances in friction welding process: a review. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol 15, p.536-556, 2010.
- 88 VILL, V.I., *Friction welding of metals*, 1 Ed. I.P. Baykova. 1962, New York: American Welding Society, Inc.
- 89 WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, V. D. O. *Soldagem: processos e metalurgia*. 1. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1992. 504 p.
- 90 WANG, K. K.; WEN L. Flywheel friction welding research. Study reports on thermal behavior, optimization of welds and metallurgy of the bond. *Welding research supplement*, p.233-241. June, 1974.
- 91 YAMAMOTO, N.; TAKAHASHI, M.; ARITOSHI, M.; and IKEUCHI, K. Effect of intermetallic compound layer on bond strength of friction-welded interface of commercially pure aluminum to mild steel, *Quarterly Journal of The Japan Welding Society*, 23, 2005.
- 92 YAMAMOTO, N.; TAKAHASHI, M.; ARITOSHI, M.; and IKEUCHI, K. Formation of intermetallic compounds in friction bonding of al alloys to steel. *Materials Science Forum*, vols 539-543, 2007.
- 93 YLBAS, B. S.; AHMET, Z. S.; KAHRAMAM, N.; AL-GARNI, A. Z. Friction welding of St-Al and Al-Cu materials. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 49, p. 431–443, 1994.
- 94 ZEPEDA, C. M. The effect of interlayers on dissimilar friction weld proprieties. Thesis (Doctor in Applied Science) - University of Toronto, Canada, 2001.

- 95 ZINN, S., SEMIATIN, L., Coil design and fabrication: basic design and modifications. Heat treating, p32-36. 1988.

APÊNDICE A

Apêndice A.1 – Projeto da célula de carga

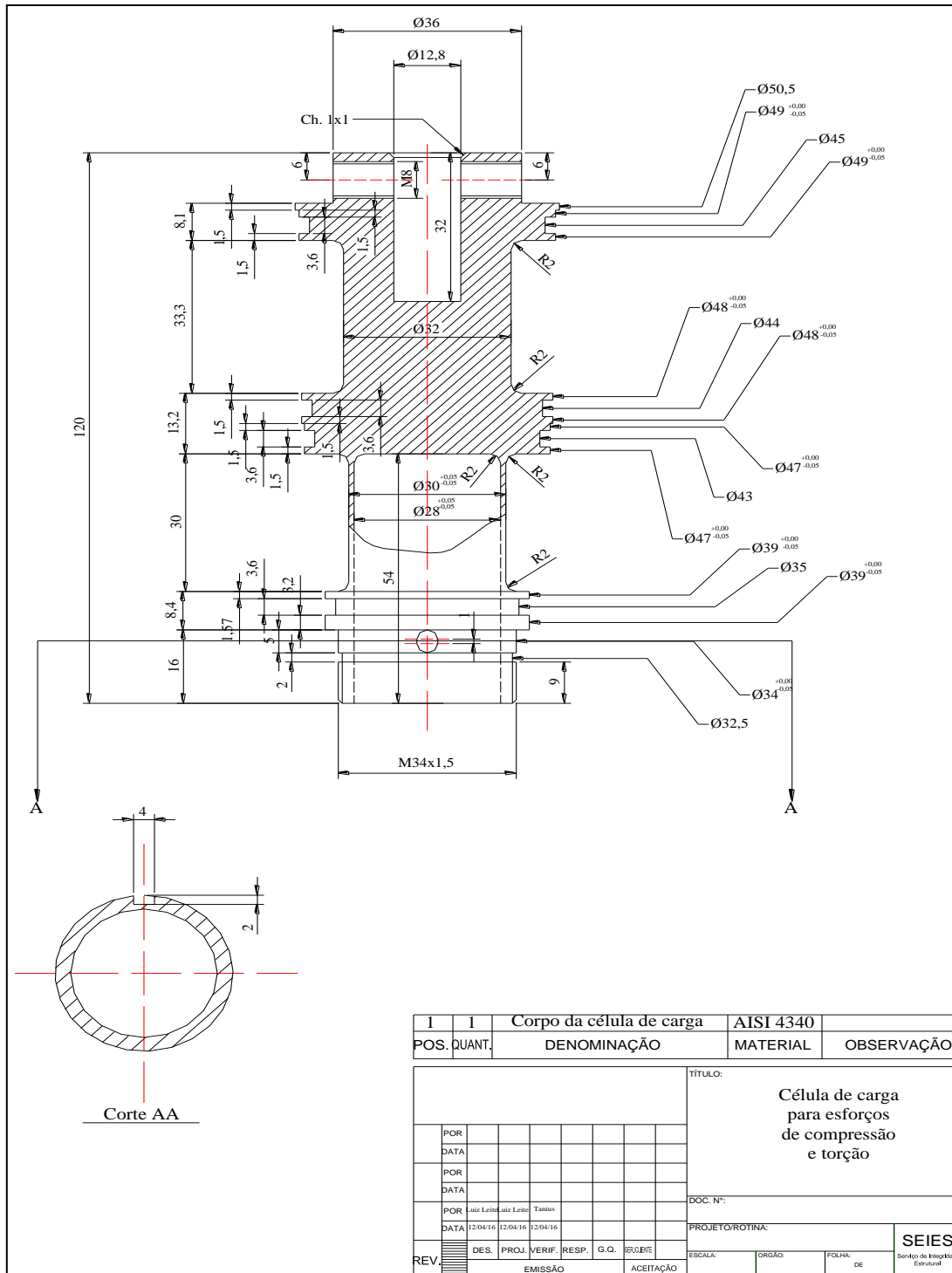


FIGURA A.1. - Corpo da célula de carga.

FONTE: Autora, 2016

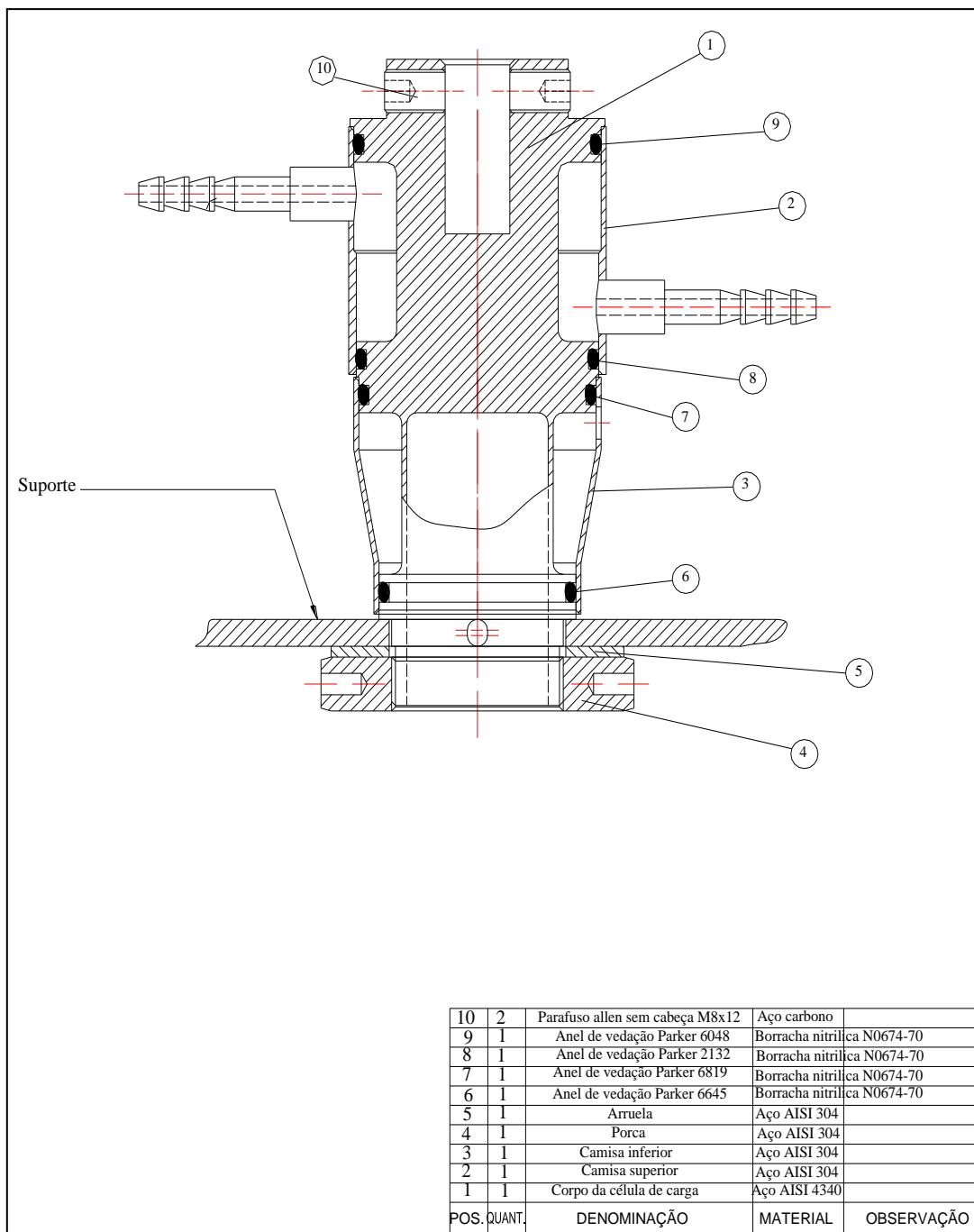


FIGURA A.2. - Montagem da célula de carga.

FONTE: Autora, 2016

Apêndice A.2 – Calibração da célula de carga: torção

TABELA A.1
Calibração da torção

Momento (N.m)	Alimentação (uV)	Torção (uV)	Alimentação (uV)	Torção (uV)	Alimentação (uV)	Torção (uV)	Média das Leituras (uV)	Média das alimentações (V)	Diferença das Leituras (uV)	Média da Diferença das Leituras em micro Volts/Média dos valores de alimentação em Volts
0	5108042	521	5107647	521	5107515	521	521	5,108	0	0
2	5108056	597	5107691	597	5107351	587	594	5,108	73	14
11	5108173	1157	5107581	1143	5107384	1140	1147	5,108	626	123
20	5107976	1761	5107680	1803	5107252	1754	1773	5,108	1252	245
29	5108173	2080	5107614	2195	5107384	2380	2218	5,108	1698	332
38	5108009	2989	5107581	2933	5107384	2963	2962	5,108	2441	478
47	5108173	3303	5107647	3290	5107384	3234	3275	5,108	2755	539
38	5107976	3105	5107515	3102	5107417	3062	3090	5,108	2569	503
29	5108042	2806	5107581	2697	5107219	2848	2783	5,108	2263	443
20	5107910	1843	5107618	1846	5107252	1862	1850	5,108	1330	260
11	5107877	1219	5107713	1200	5107219	1246	1222	5,108	701	137
2	5108009	590	5107680	593	5107120	593	592	5,108	71	14
0	5107976	547	5107618	535	5107186	517	533	5,108	12	2

FONTE: Autora, 2016

TABELA A.2
Influência da torção na compressão

Momento (N.m)	Alimentação (uV)	Compressão (uV)	Alimentação (uV)	Compressão (uV)	Alimentação (uV)	Compressão (uV)	Média das Leituras (uV)	Média das alimentações (V)	Diferença das Leituras (uV)
0	5108042	13460	5107647	13460	5107515	13450	13457	5,1	0
2	5108056	13458	5107691	13447	5107351	13457	13454	5,1	-3
11	5108173	13450	5107581	13454	5107384	13417	13440	5,1	-17
20	5107976	13427	5107680	13440	5107252	13431	13433	5,1	-24
29	5108173	13424	5107614	13421	5107384	13398	13414	5,1	-43
38	5108009	13401	5107581	13398	5107384	13384	13394	5,1	-63
47	5108173	13411	5107647	13391	5107384	13388	13396	5,1	-61
38	5107976	13401	5107515	13398	5107417	13391	13396	5,1	-61
29	5108042	13404	5107581	13421	5107219	13394	13406	5,1	-51
20	5107910	13424	5107618	13410	5107252	13407	13414	5,1	-43
11	5107877	13440	5107713	13447	5107219	13431	13439	5,1	-18
2	5108009	13454	5107680	13446	5107120	13457	13452	5,1	-5
0	5107976	13450	5107618	13451	5107186	13460	13454	5,1	-3

Nota: A torção tem pouca influência nos valores de compressão, como mostrado na TAB A.2. Por esse motivo, durante os cálculos de compressão, os valores de torção não foram retirados, pois a diferença foi mínima.

FONTE: Autora, 2016

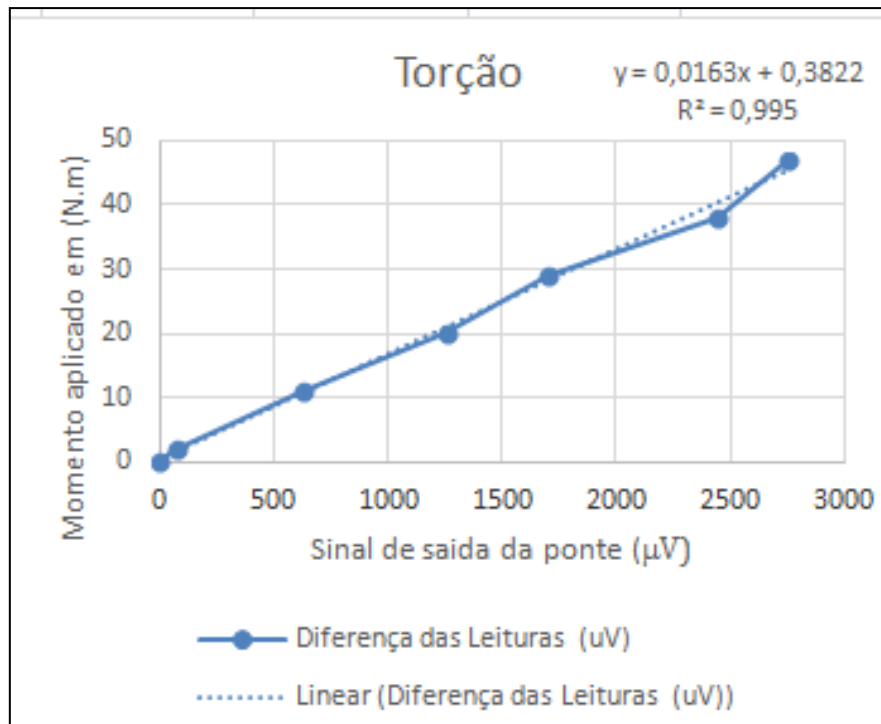


FIGURA A.3. - Equação da reta para a torção.

FONTE: Autora, 2016

Apêndice A.3 – Calibração da célula de carga: compressão

TABELA A.3
Calibração da compressão (Instron)

Carga (N)	1° Alimentação (uV)	1° Compressão (uV)	2° Alimentação (uV)	2° Compressão (uV)	3° Alimentação (uV)	3° Compressão (uV)	Média das Leituras (uV)	Média das alimentações (V)	Diferença das Leituras (uV)	Média das Diferença das Leituras em micro Volts/Média dos valores de alimentação em Volts
0	5104000	13050	5104000	13063	5105000	13056	13056	5,1	0	0
500	5104000	13292	5104000	13303	5105000	13297	13297	5,1	241	47
1000	5104000	13553	5104000	13568	5105000	13563	13561	5,1	505	99
1500	5104000	13825	5104000	13844	5105000	13836	13835	5,1	779	153
2000	5104000	14097	5104000	14118	5105000	14106	14107	5,1	1051	206
2500	5104000	14367	5104000	14391	5105000	14383	14380	5,1	1324	259
3000	5104000	14647	5104000	14664	5105000	14659	14657	5,1	1600	314
3500	5104000	14928	5104000	14943	5105000	14937	14936	5,1	1880	368
4000	5104000	15206	5104000	15224	5105000	15216	15215	5,1	2159	423
3500	5104000	15015	5104000	15005	5105000	14976	14999	5,1	1942	381
3000	5104000	14754	5104000	14712	5105000	14711	14726	5,1	1669	327
2500	5104000	14426	5104000	14496	5105000	14492	14471	5,1	1415	277
2000	5104000	14158	5104000	14166	5105000	14168	14164	5,1	1108	217
1500	5104000	13876	5104000	13930	5105000	13907	13904	5,1	848	166
1000	5104000	13597	5104000	13641	5105000	13635	13624	5,1	568	111
500	5104000	13355	5104000	13345	5105000	13340	13347	5,1	290	57
0	5104000	13062	5104000	13056	5105000	13055	13058	5,1	1	0

FONTE: Autora, 2016

TABELA A.4
Influência da compressão na torção

Carga (N)	1° Alimentação (uV)	1° Torção (uV)	2° Alimentação (uV)	2° Torção (uV)	3° Alimentação (uV)	3° Torção (uV)	Média das Leituras (uV)	Média das alimentações (V)	Diferença das Leituras (uV)
0	5104000	345	5104000	342	5105000	339	342	5,1	0
500	5104000	345	5104000	347	5105000	345	346	5,1	4
1000	5104000	350	5104000	357	5105000	355	354	5,1	12
1500	5104000	349	5104000	362	5105000	361	357	5,1	15
2000	5104000	351	5104000	364	5105000	363	359	5,1	17
2500	5104000	355	5104000	364	5105000	364	361	5,1	19
3000	5104000	357	5104000	362	5105000	362	360	5,1	18
3500	5104000	357	5104000	359	5105000	360	359	5,1	17
4000	5104000	359	5104000	356	5105000	356	357	5,1	15
3500	5104000	361	5104000	363	5105000	360	361	5,1	19
3000	5104000	366	5104000	365	5105000	363	365	5,1	23
2500	5104000	370	5104000	368	5105000	366	368	5,1	26
2000	5104000	370	5104000	371	5105000	369	370	5,1	28
1500	5104000	372	5104000	372	5105000	368	371	5,1	29
1000	5104000	370	5104000	367	5105000	365	367	5,1	25
500	5104000	359	5104000	356	5105000	352	356	5,1	14
0	5104000	343	5104000	339	5105000	335	339	5,1	-3

FONTE: Autora, 2016

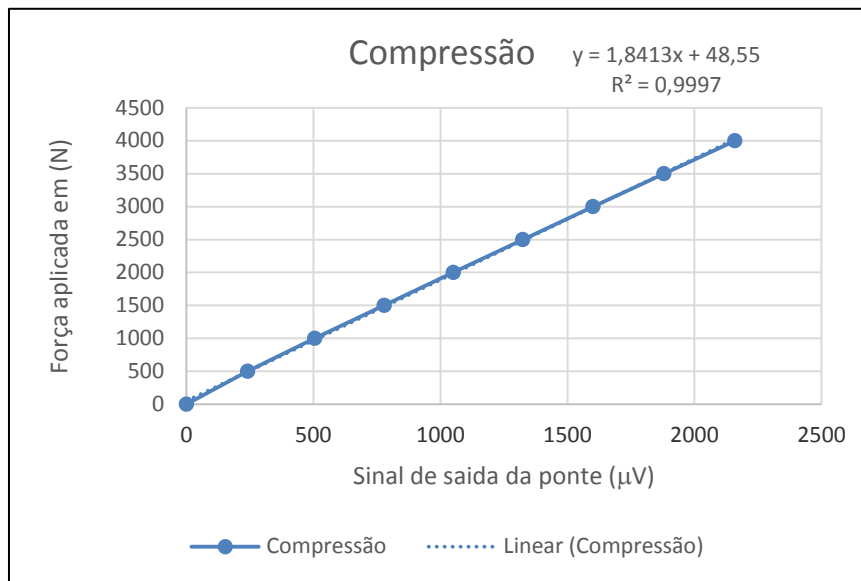


FIGURA A.4. - Equação da reta para a compressão.

FONTE: Autora, 2016