

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

ANGELO SIQUEIRA DA SILVA

**EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA 7475-T7351 LAMINADA SOB
CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO E SOLDAGEM POR FRICÇÃO E
MISTURA**

**Rio de Janeiro
2018**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

ANGELO SIQUEIRA DA SILVA

**EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA 7475-T7351 LAMINADA SOB
CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO E SOLDAGEM POR FRICÇÃO E
MISTURA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof^ª.Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Rio de Janeiro
2018

c2018

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

xxxx da Silva, Angelo Siqueira

xxxx EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA 7475-T7351 LAMINADA SOB CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO E SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA/ Angelo Siqueira da Silva; orientado por Andersan dos Santos Paula – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2018.

Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.

1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Liga de Alumínio 7475-T7351. 3. Processamento e Soldagem por Fricção e Mistura. I. Paula, Andersan dos Santos. II. Instituto Militar de Engenharia.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

ANGELO SIQUEIRA DA SILVA

**EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA 7475-T7351 LAMINADA SOB CONDIÇÕES
PROCESSAMENTO E SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Andersan dos Santos Paula – D.Sc.do IME

Aprovada em 09 de Maio de 2018 pela seguinte Banca Examinadora:

Profa. Andersan dos Santos Paula – D.Sc. do IME (Orientadora)

Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.Sc. do IME

Profa. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria – D.Sc. da EEL-USP

Rio de Janeiro
2018

Ciente: _____
Tenente Coronel Wagner Anacleto Pinheiro
Coordenador de Pós-Graduação

Dedico este trabalho a minha fonte inesgotável de motivação, meu filho!

Bernardo Brasileiro Siqueira.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à Deus, por ter me dado forças para ultrapassar todas as dificuldades durante esta jornada e por tudo em minha vida.

A minha mãe Daise e irmã Amanda, que sempre me incentivaram e apoiaram minhas escolhas e por todo amor e carinho.

A minha esposa Michele pela paciência nos momentos de minha ausência, por todo carinho e atenção dedicados a mim nos momentos mais difíceis durante o mestrado. Por todo amor e companheirismo.

À minha Professora e orientadora Dra. Andersan dos Santos Paula, agradeço pela excelente orientação, por toda dedicação e tempo destinados a me auxiliar na elaboração desta dissertação, abstando-se inúmeras vezes dos seus momentos de descanso para isso. Por todo conhecimento compartilhado, pela paciência nos meus momentos de dúvida. Pelo seu profissionalismo, ética e a forma magnífica na qual conduz sua profissão, inspirando várias pessoas.

Aos membros desta banca, Prof. Dr. Alaelson Vieira Gomese a Profa. Dra. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria, pela participação e avaliação deste trabalho.

A professora Dra Amal Elzubair Elton que possibilitou o uso do Laboratório de filmes finos (PEMM/COPPE/UFRJ), para a utilização do equipamento de nanoindentação para análises das amostras em estudo.

A todos os professores e funcionários do IME, que participaram de forma direta ou indireta, muito obrigado! A todos amigos e familiares, minha eterna gratidão. Ao CAPES, pela bolsa de estudo concedida.

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	9
LISTA DE TABELAS	13
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	15
LISTA DE SÍMBOLOS	17
1 INTRODUÇÃO	20
1.1 JUSTIFICATIVA	20
1.2 OBJETIVOS	22
2 REVISÃO DE LITERATURA	24
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	24
2.1.1 Série 7xxx.....	25
2.1.2 Tratamento Térmico	31
2.1.3 Soldabilidade do Alumínio e suas Ligas	33
2.2 SOLDAGEM	35
2.2.1 Processo de soldagem por deformação ou pressão – Soldagem por Fricção	35
2.2.2 SFM (Soldagem por Fricção e Mistura) e PFM (Processamento por fricção e Mistura)	36
2.2.2.1 Regiões da Solda, Terminologia e Variáveis de Processos.....	38
2.2.2.2 Descontinuidades	41
2.2.2.3 Fluxo Plástico	44
2.2.2.4 Vantagens e Desvantagens	46
2.3 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO	46
2.3.1 Recuperação Estática.....	48
2.3.2 Recristalização Estática.....	50
2.3.3 Recuperação Dinâmica.....	51
2.3.4 Recristalização Dinâmica.....	52
3 MATERIAL E MÉTODOS	55
3.1 MATERIAL.....	55
3.2 MÉTODOS.....	56
3.2.1 Identificação das Amostras	56
3.2.2 Soldagem por Fricção e Mistura (SFM) e Processamento por Fricção e Mistura (PFM)	56
3.2.3 Caracterização	59
3.2.3.1 Análise Macroestrutural	60
3.2.3.2 Análise Microestrutural via Microscopia Óptica	61
3.2.3.3 Análise Microestrutural via Microscopia Eletrônica de Varredura	61
3.2.3.4 Nanoindentação Instrumentada	62
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA DOS MACRODEFEITOS APRESENTADO VIA PFM .	65
4.2 ANÁLISE MACROSCÓPICA DOS MACROS DEFEITOS APRESENTADO VIA SFM	75
4.3 ANÁLISE MICROSCÓPICA DE AMOSTRAS PROCESSADAS VIA PFM E SFM	79

4.4 ANÁLISE MECÂNICA POR NANOINDENTAÇÃO DE AMOSTRAS PROCESSADAS VIA PFM E SFM.....	90
5 CONCLUSÃO	98
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	100
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 1.1: Distribuição % global de peso de alumínio e suas ligas em aeronaves comerciais (Adaptado de: RIMOLDI, 2010).....	20
FIG. 2.1:Tipos de interfaces (a) completamente coerente; (b) coerência com distorção;.....	28
FIG. 2.2:Partículas da fase γ' (Ni_3Al) cisalhadas por inúmeras discordâncias, na liga $\text{Ni}_{19}\text{Cr}_{69}\text{Al}$, envelhecida a 750 °C por 540 horas com 2% de deformação. Imagem obtida por MET (Adaptado de: MEYERS, 2009).....	29
FIG. 2.3:Representação esquemática da passagem de uma discordância por dois precipitados de interface incoerente (Adaptado de: MEYERS, 2009).	29
FIG. 2.4:Diagrama de fases alumínio - zinco (Adaptado de: ASM HANDBOOK, 1992).	33
FIG. 2.5:Regiões típicas de ligas de alumínio soldadas por SFM (Adaptado de: SACCON, 2011).	39
FIG. 2.6: Figura esquemática para uma junta de topo via SFM.(Adaptado de: OLEA, 2008).	41
FIG. 2.7:Defeitos comuns em SFM e PFM: (a) cavidade, (b) falta de preenchimento da solda, (c) colapso do nugget, (d) descamação da superfície, (e) defeito de fluxo na raiz e (f) falta de penetração (ARBEGAST, 2004) e (g) rebarba na margem da solda(adaptado de: KIM <i>et al.</i> , 2006).	42
FIG. 2.8: Imagens obtidas por MEV de defeitos de ligação em corpo de prova fraturado da liga AA6082 processadovia SFM: (a) Defeitos de união alinhados verticalmente e.....	44
FIG. 2.9: Regiões e perfil do fluxo plástico do material processado por SFM e PFM (Adaptado de: ARBEGAST, 2004).....	45
FIG. 2.10: Regiões originadas a partir de processos de SFM e PFM (Adaptado de: ARBEGAST, 2004).	45
FIG. 2.11: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta	

EDE. (b) durante a laminação para metais de baixa EDE. (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE. (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE(Adaptado de: MCQUEEN; JONAS, 1975).....	47
FIG. 2.12: Evolução Microestrutural em Diferentes Zonas(Adaptado de: MISHRA; KUNAR, 2014).	48
FIG. 2.13: Evolução microestrutural durante um processo de recuperação estática (Adaptado de: HUMPRHEYS; HATHERLY, 2004).	49
FIG. 2.14: Alterações microestruturais durante a recuperação dinâmica. (a) microestrutura inicial; (b) microestrutura após uma deformação ϵ_1 ; (c) microestrutura após uma deformação $\epsilon_2 > \epsilon_1$ (Adaptado de: PADILHA; SICILIANO, 2005).	51
FIG. 2.16: (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário (Adaptado de: SELLARS, 1986).....	53
FIG. 3.1: Equipamento de SFM e PFM utilizado no processamento da liga AA7475-T7351 laminada a temperatura ambienteobjeto de estudo desta dissertação (Próprio Autor).....	57
FIG. 3.2(a) - Junta de topo sem chanfro para o caso de processamento via SFM (b) - Região de processamento via PFM (Próprio Autor).	58
FIG. 3.3: Imagem em Perspectiva da Ferramenta utilizada na SFM e PFM Desta Dissertação (Próprio Autor).....	58
FIG. 3.4 (a) – Seção de corte para amostra SFM com 30 mm de comprimento, 3 mm de largura e 10 mm de espessura. (b) – Seção de corte para amostra PFM com 50 mm de comprimento, 3 mm de largura e 10 mm de espessura. Posteriormente o comprimento da amostra foireduzido a 30 mm em máquina de corte de precisão (Próprio Autor).	60
FIG. 3.5: Seção transversal de uma indentação axissimétrica(Adaptado de OLIVER e PHARR, 1992).	62

FIG. 3.6: Curva da carga aplicada versus deslocamento sob condição de carga e descarga em ensaio de nanoindentação instrumentada(Adaptado de OLIVER; PHARR, 1992)..... 63

Através da análise macroscópica via estereoscópio apresentada na FIG. 4.1, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 1, conforme TAB. 4.2. Sendo possível observar na FIG. 4.1 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado o valor de 0,1 mm para a profundidade de penetração da ferramenta em substituição aos valores de 0,00 e 0,05. Resultado este, de acordo com estudo de OLIVIECKI; BESKOW (2013),ao qual apresentam o resultado do aumento da força imersão exercida pelo ombro da ferramenta na superfície da amostra com a redução da área do macrodefeito de cavidade, favorecendo assim a ação de forjamento do material durante o desenvolvimento do fluxo plástico..... 66

FIG. 4.1: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 1:(a) Amostra PFM1, (b) Amostra PFM4 e (c) Amostra PFM5. 67

FIG. 4.2: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 2:Amostra PFM4 e (b) Amostra PFM2..... 68

FIG. 4.3: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 3:(a) Amostra PFM3 e (b) Amostra PFM2..... 69

FIG. 4.4: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 4:(a) Amostra PFM7 e (b) Amostra PFM6..... 70

FIG. 4.5: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 5:(a) Amostra PFM6 e (b) Amostra PFM8..... 71

FIG. 4.6: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 6:(a) Amostra PFM8e (b) Amostra PFM9..... 72

FIG. 4.7: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 7:(a) Amostra PFM9 e (b) Amostra PFM10..... 72

FIG. 4.8: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 8:(a) Amostra PFM10 e (b) Amostra PFM11..... 73

FIG. 4.9: Aspecto transversal e de superfíciedas amostras do bloco 9:(a) Amostra PFM11e (b) Amostra PFM12. 74

FIG. 4.10: Aspecto transversal e de superfíciedas amostras do bloco 10: (a) Amostra PFM2, (b) Amostra PFM3, (c) Amostra PFM10, (d) Amostra PFM11e (e) Amostra PFM12..... 75

LISTA DE TABELAS

TAB. 1.1: Aplicações das ligas de alumínio das famílias 2000 e 7000 (Adaptado de: RIMOLDI, 2010).	21
TAB. 2.1: Principais precipitados encontrados nas ligas da série 7xxx.....	27
TAB. 2.2: Tipo de tratamentos térmicos para ligas de alumínio (Adaptado de THREADGILL, 1999).	31
TAB. 3.1: Composição química da liga 7475-T7351 (% em peso) (DINIZ, 2015).....	55
TAB. 3.2: Valores de Parâmetros Utilizados na SFM e no PFM (Próprio Autor).....	59
TAB. 4.1: Divisão das amostras em blocos de 1 a 10 processado por PFM.....	66
TAB. 4.2: Parâmetros bloco 1 com variação da profundidade de penetração da ferramenta. .	66
TAB. 4.3: Parâmetros bloco 2 com variação na velocidade de avanço da ferramenta.	68
TAB. 4.4: Parâmetros bloco 3 com variação na rotação por minuto da ferramenta.	68
TAB. 4.5: Parâmetros bloco 4 com variação na inclinação da ferramenta.	69
TAB. 4.6: Parâmetros bloco 5 com variação na rotação da ferramenta.	71
TAB. 4.7: Parâmetros bloco 6 com variação na profundidade de penetração da ferramenta. .	71
TAB. 4.8: Parâmetros bloco 7 com variação na velocidade de avanço.	72
TAB. 4.9: Parâmetros bloco 8 com variação na velocidade de avanço.	73
TAB. 4.10: Parâmetros bloco 9 com variação na velocidade de avanço.	74
TAB. 4.11: Parâmetros bloco 10 com variação na rotação da ferramenta.	74
TAB. 4.12: Divisão das amostras em blocos de 1 a 4 processado por SFM.....	76

TAB. 4.13: Parâmetros bloco 1 com variação na rotação da ferramenta processado por SFM.
..... 76

TAB. 4.14: Parâmetros bloco 2 com variação na rotação da ferramenta processado por SFM.
..... **Error! Bookmark not defined.**

TAB. 4.15: Parâmetros bloco 3 com variação na Inclinação da ferramenta processado por SFM..... **Error! Bookmark not defined.**

TAB. 4.16: Parâmetros bloco 4 com variação na rotação da ferramenta processado por SFM.
..... 78

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AWS	- <i>American Welding Society</i> (Associação Americana de Soldagem)
BSE	- Elétrons Retroespalhados
CCC	- Cúbico de Corpo Centrado
CFC	- Cúbico de Face Centrada
DF	- Deformação a Frio
DH-1	- Dureza Dinâmica Elasto-Plástica
DH-2	- Dureza Dinâmica Plástica
DL	- Direção de Laminação
DPS	- Deformação Plástica Severa
Eit	- Módulo de Indentação
EBSD	- Electron Backscatter Diffraction (Difração de Elétrons Retroespalhados)
EDS	- X-Ray Energy Dispersive Spectrometer (Espectrômetro de Energia Dispersiva de Raio-X)
EFE	- Energia de Falha de Empilhamento
F _{máx}	- Força Máxima
FSP	- <i>Friction Stir Welding</i> (Processamento por Fricção e Mistura)
FSW	- <i>Friction Stir Processing</i> (Soldagem por Fricção e Mistura)
h ₁	- Profundidade da Indentação no Início da Aplicação da Carga Máxima
h ₂	- Profundidade da Indentação ao Fim do Tempo de Espera na Carga Máxima
h _c	- Profundidade de Contato
h _{máx}	- Profundidade Máxima de Indentação Associada à Força Máxima
h _p	- Profundidade da Indentação Permanente Após a Completa Remoção da Carga
h _r	- Profundidade da Indentação Associada ao Retorno Perfeitamente Elástico
IME	- Instituto Militar De Engenharia
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	- Microscopia Óptica
PFM	- Processamento por Fricção e Mistura
RPM	- Rotações por Minuto
SE	- <i>Secondary Electrons</i> (Elétrons Secundários)

SFM	- Soldagem por Fricção e Mistura
TG	- Tamanho de Grão
WD	- <i>WorkDistance</i> (Distância de Trabalho)
$W_{\text{plástico}}$	- Trabalho Plástico
$W_{\text{elástico}}$	- Trabalho Elástico
ZTA	- Zona Termicamente Afetada
ZTMA	- Zona Termomecanicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

#	- Mesh
%	- Porcentagem
ε	- Deformação
+	- Mais
°	- Graus
°C	- Graus Celsius
μ	- Coeficiente de atrito
gf	- Grama Força
GPa	- Giga Pascal
kgf	- Kilograma Força
kN	- Kilo Newton
kV	- Kilo Volt
mm	- Milímetro
mm/min	- Milímetro por Minuto
MPa	- Mega Pascal
nm	- Nanometro
V	- Volt
x	- Vezes
μm	- Micrometro

RESUMO

A elevada utilização do alumínio e suas ligas no cenário da indústria mundial estão diretamente ligadas às suas características como: razão resistência-peso, resistência à corrosão e alta condutibilidade elétrica e térmica. Por isso estão sendo cada vez mais utilizadas na indústria aeronáutica e automobilística. No entanto, a produção de peças/componentes de ligas de alumínio pode estar associada a defeitos como porosidade por H_2 e formação de trincas a altas temperaturas em processos que envolvem fusão/solidificação rápida como a soldagem, limitando a sua aplicabilidade. Visando um processo alternativo, foi desenvolvido um processo de soldagem no estado sólido denominado Soldagem por Fricção e Mistura – SFM, uma técnica relativamente nova, de soldagem no estado sólido, autógena e sem ocorrência de fusão dos materiais envolvidos. Posteriormente à criação do processo Soldagem por Fricção e Mistura (SFM), desenvolveu-se o Processamento por Fricção e Mistura (PFM) sendo uma adaptação do processo SFM, tendo como principal objetivo a modificação local da microestrutura e áreas adjacentes. A obtenção de soldas e zonas de processamento de qualidade depende de diversas variáveis, em especial da geometria de ferramenta e dos parâmetros de soldagem, dentre eles, velocidade de soldagem, velocidade de rotação, inclinação da ferramenta e penetração da ferramenta. Nesta perspectiva, foi empregado inicialmente o processo PFM com o propósito de definir os valores das variáveis de processo adequadas à eliminação e/ou máxima redução de possíveis defeitos. O ponto de partida desse estudo é a evolução estrutural e mecânica da liga de alumínio 7475 submetida inicialmente ao PFM (Processamento por Fricção e mistura) e posteriormente ao SFM (Soldagem por Fricção e Mistura) quanto à avaliação da junta soldada por SFM e da região processada por PFM através de inspeções visuais por meio de ensaio macrográfico, com o objetivo de identificar e classificar o macrodefeito apresentado para posterior seleção de amostras para a análise da evolução estrutural através da análise via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ensaio de nanoindentação instrumentada. Os resultados obtidos pela análise macrográfica indicaram que o defeito interno de cavidade tendeu a ser minimizado com o aumento da velocidade de rotação e penetração da ferramenta, diminuição da velocidade de avanço e adoção de um ângulo de inclinação da ferramenta de 3° . Com base nos resultados comparativos entre os processos PFM e SFM, em amostras obtidas em condições similares, foi possível verificar a ausência de qualquer influência na redução ou aumento da área de macrodefeito de cavidade quando utilizados processos distintos. Por conseguinte, através da análise microestrutural/microtextural feitas a partir das imagens obtidas no MEV e resultados de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), foi possível confirmar tratar-se de uma matriz monofásica e precipitados de distintos tamanhos distribuídos na matriz, completa recristalização com a formação de grãos equiaxiais com baixa misorientação intragranular e orientação aleatória nas regiões do nugget e da ZTMA, parcial recristalização na ZTA com evidências de alta misorientação intragranular e orientação preferencial tendendo a (111) nos grãos alongados na seção transversal a solda/processamento, reforçando o entendimento de recristalização na região do nugget e recuperação dinâmica seguida de recristalização estática na região da ZTMA. Os resultados apresentados de dureza dinâmica DHT-1 e DHT-2 via ensaio de nanoindentação se apresentaram bastante razoáveis quando analisados através do perfil em cada faixa de espessura de 1/4, 1/2 e 3/4, não apresentando elevadas variações entre as mesmas para as amostras e regiões selecionadas. Porém, quando a análise do perfil de dureza média dinâmica DHT-1 e DHT-2 entre as amostras, nenhuma conclusão segura pode ser feita devido à presença de macrodefeito de cavidade em todas as amostras selecionadas.

ABSTRACT

The high utilization of aluminum and its alloys in the world industry are directly related to its characteristics as: resistance-to-weight ratio, resistance to corrosion and high electrical and thermal conductivity. That is why they are increasingly being used in the aeronautics and automotive industry. However, the production of aluminum parts / components may be associated with H₂ porosity and cracking at high temperatures in processes involving rapid melting / solidification such as welding, limiting their applicability. In an alternative process, a solid state welding process called Friction Stir Welding (FSW) was developed, a relatively new technique, welding in the solid state, autogenous and without occurrence of fusion of the materials involved. After the creation of the Friction Stir Welding (FSW), the Friction Stir Processing (FSP) was developed as an adaptation of the FSW, the main objective is the modification of the microstructure and adjacent areas. Obtaining welds and quality processing zones depends on several variables, in particular tool geometry and welding parameters, among them welding speed, speed of rotation, tool tilt and tool penetration. In this perspective, the FSW was initially used with the purpose of defining the values of the process variables appropriate to the elimination and / or maximum reduction of possible defects. The starting point of this study is the structural and mechanical evolution of the 7475 aluminum alloy initially submitted to the FSP and later to the FSW was the evaluation of the welded joint by FSW and the piece processed by FSP through visual inspections using a macroscopic test, with the objective of identifying and classifying the macrodefects presented for the subsequent selection of samples for analysis of the structural evolution through scanning electron microscopy (SEM) and instrumented nanoindentation . The results obtained by the macrographic analysis indicated that the internal cavity defect tended to be minimized by increasing the speed of rotation and penetration of the tool, decreasing the feed speed and adopting a 3° tool inclination angle. Based on the comparative results between the PFM and SFM processes, in samples obtained under similar conditions, it was possible to verify the absence of any influence on the reduction or increase of the cavity macrodefect area when using different processes. Then, through microstructural / microtextural analysis made from SEM images and backscattered electron diffraction (EBSD) results, it was possible to confirm that it was a monophasic matrix and precipitates of different sizes distributed in the matrix, complete recrystallization with the formation of equiaxial grains with low intragranular misorientation and random orientation in the regions of the nugget and ZTMA, partial recrystallization in the ZTA with evidence of high intragranular misorientation and preferential orientation tending to (111) in the elongated grains in the cross section the weld / the understanding of recrystallization in the region of the nugget and dynamic recovery followed by static recrystallization in the ZTMA region. The results of dynamic hardness DHT-1 and DHT-2 through nanoindentation test presented quite reasonable when analyzed through the profile in each thickness range of 1/4, 1/2 and 3/4, without presenting high variations among them. However, when the analysis of the dynamic medium hardness profile DHT-1 and DHT-2 among samples, no safe conclusion can be made due to the presence of cavity macrodefects in all selected samples.

1 INTRODUÇÃO

1.1 JUSTIFICATIVA

A elevada utilização do alumínio e suas ligas no cenário da indústria mundial estão diretamente ligadas às suas características como: razão resistência-peso, resistência à corrosão e alta condutibilidade elétrica e térmica. Com isso, o alumínio atingiu o status de material não-ferroso mais consumido mundialmente, sendo cada vez mais utilizado pelas indústrias automotivas e aeronáuticas (ABAL, 2017).

Conforme FIG. 1.1 a utilização do alumínio e suas ligas representam uma parcela percentualmente significativa em peso na fabricação de componentes para aeronaves comerciais. A alta resistência à fadiga alinhada à alta resistência mecânica e a baixa densidade destes materiais os tornam extremamente competitivos para aplicações em aeronaves comerciais (RIMOLDI, 2010).

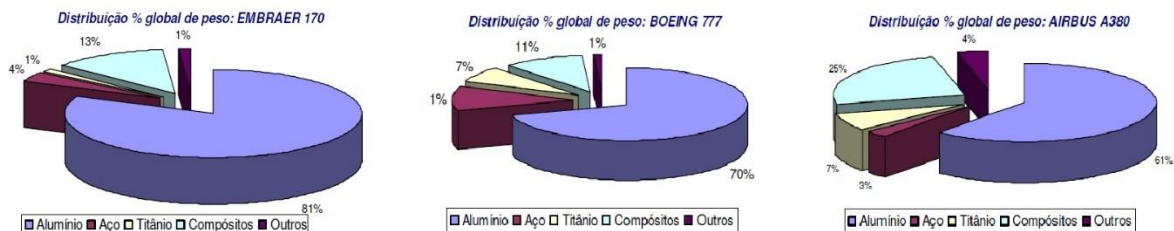


FIG. 1.1: Distribuição % global de peso de alumínio e suas ligas em aeronaves comerciais (Adaptado de: RIMOLDI, 2010).

A necessidade da utilização de uma liga de alumínio torna-se necessária devido às solicitações mecânicas definidas em projeto, tendo em vista que, para uma liga de alumínio praticamente pura, os valores definidos em projetos automobilísticos e aeronáuticos não seriam atendidos. Sendo assim, ligas com altos teores de elementos de liga e tratados termomecanicamente são uma solução tecnicamente viável para otimização de propriedades mecânicas.

Conforme TAB. 1.1 (RIMOLDI, 2010) algumas ligas de alumínio vêm sendo utilizadas em componentes estruturais e não estruturais de aeronaves comerciais. No entanto, com o

intuito de melhorar suas propriedades mecânicas, as ligas de alumínio caso seja necessário, poderão sofrer tratamentos termomecânicos específicos, tratamentos estes que serão apresentados na seção 2.1.2.

TAB. 1.1: Aplicações das ligas de alumínio das famílias 2000 e 7000 (Adaptado de: RIMOLDI, 2010).

Principais Ligas de Alumínio	Aplicações
AA 7050 / 7475 / 7175	Revestimento de asa; longarinas; cavernas; molduras de janela
AA 2524 / 2024	Revestimento de fuselagem, bordos de ataque e pilone; Estruturas secundárias
AA 2219 / 2124	Aplicações em alta temperatura; cavernas de pilones

Um dos principais processos de fabricação industrial é o de soldagem, no entanto, a dificuldade da obtenção de soldas de qualidade através o processo convencional por fusão, tem inibido seu uso em juntas soldadas nas estruturas aeronáuticas. Estas ligas de alumínio são geralmente classificadas como não recomendadas para soldagem devido à problemas como trincas de solidificação e porosidade na zona de fusão.

A baixa soldabilidade das ligas de alumínio é creditada a formação de inúmeras trincas no estágio final da solidificação dos cordões de solda, em razão da significativa diferença entre os coeficientes de dilatação térmica das regiões já solidificadas. Nas ligas da série 2XXX e 7XXX, os problemas vão desde a suscetibilidade de trincas de solidificação, fratura frágil e a formação de óxido de zinco durante a solda, que afeta a tensão superficial da poça de fusão e aumenta o risco de defeitos de fusão MATHERS, (2002).

O processo de soldagem por SFM surge como um método alternativo e promissor para indústria aeronáutica, porém as informações disponíveis na literatura são insuficientes para padronização desta técnica quanto a manipulação das variáveis de processo presente. Sendo, portanto, necessário uma melhor compreensão deste processo.

Atualmente, o principal processo de união de utilizado na indústria aeronáutica é o de rebiteagem. No entanto, o mesmo apresenta dois pontos críticos, o primeiro quanto a manufatura, segundo CHRISTNER, (2003), o processo SFM é capaz de efetuar junções até sessenta vezes mais rápidas que o processo de rebiteagem manual e seis vezes mais rápida que o similar processo automático. O segundo ponto é quanto segurança estrutural, de acordo com

DE SIQUEIRA *et.al.*, (2014) as superfícies de fratura nas juntas rebitadas indicam que os furos são concentradores de tensão e local de nucleação de trincas.

Por fim, o processo de SFM fornece novas e simplificadas oportunidades de projeto para fabricação em aeronaves. Este pode ser capaz de redução significativa de peso, horas de fabricação e custos, devido à substituição da rebiteagem conforme apresentado por CRUZ; NETO (2009).

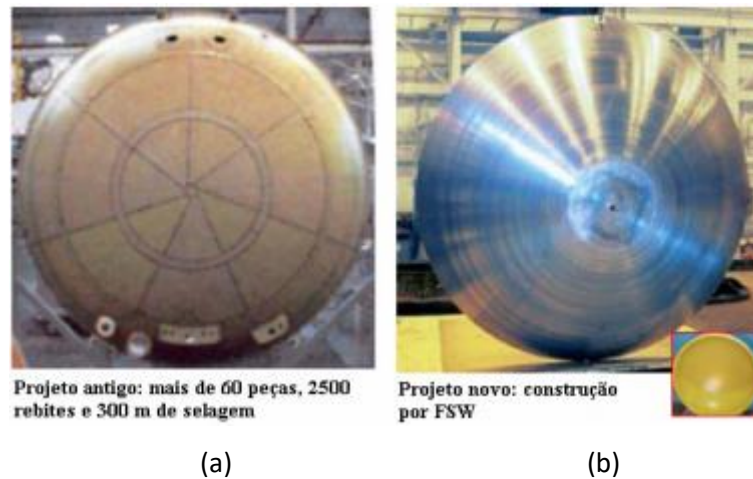


FIG. 1.2: Caverna de pressão rebitada (a), Caverna de pressão soldada por FSW (b).

1.2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho foi observar a evolução estrutural e mecânica da liga de alumínio 7475 submetida inicialmente ao PFM (Processamento por Fricção e mistura) e posteriormente ao SFM (Soldagem por Fricção e Mistura).

O material objeto de estudo refere-se a uma chapa de 3 mm de espessura na condição laminada a temperatura ambiente em escala piloto a partir de uma chapa laminada a quente e sob a condição de tratamento T7351.

O processo via PFM (Processamento por Fricção e mistura) foi realizado com intuito de estabelecer indicativos de melhores parâmetros para redução de defeitos macroscópicos. Com base nesta seleção foram realizados testes com o processo via SFM (Soldagem por Fricção e Mistura) a fim de obter juntas soldadas com o mínimo de defeitos macroestruturais. Sendo os

seguintes parâmetros avaliados em ambos os processos: velocidade de avanço da ferramenta ou velocidade de soldagem/processamento, velocidade de rotação da ferramenta, penetração da ferramenta (pino), inclinação da ferramenta.

A fim de se observar se tais objetivos foram atendidos propôs-se analisar a evolução macro e microestrutural e das propriedades mecânicas da liga de alumínio objeto de estudo com auxílio de um estereoscópio, microscópio óptico e eletrônico de varredura (com apoio dos detectores de elétrons secundários (SE), de elétrons retroespalhados (BSE) e de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e mapeamento das propriedades mecânicas via medidas de nanoindentação instrumentada, no metal base e distintas regiões modificadas pelo processamento PFM e soldagem SFM.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

A estrutura cristalina do alumínio é cúbica de face centrada e apresenta densidade de 2,7 g/cm³. O alumínio é um metal não ferromagnético, uma propriedade de alta importância nas indústrias elétrica e eletrônica, assim como não pirofórico, o que é importante em aplicações envolvendo manipulação ou exposição de materiais inflamáveis ou explosivos.

O alumínio puro e algumas ligas de alumínio são conhecidas por apresentar resistência mecânica e dureza extremamente baixa. O alumínio puro (99,99%) possui baixa resistência mecânica, valores estes de aproximadamente 60 MPa para o alumínio puro e de 90 MPa a 140 MPa para o alumínio comercial, assim como há algumas ligas de alumínio que ultrapassam a resistência mecânica de um aço estrutural. O alumínio normalmente exibe excelente condutividade elétrica e térmica, mas há algumas ligas específicas desenvolvidas com altos graus de resistividade elétrica (ABAL, 2017).

As ligas de Alumínio são classificadas em dois grandes grupos, as fundidas e as forjadas ou trabalháveis sendo separadas em dois tipos, as não-tratáveis termicamente, 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx, e as tratáveis termicamente, 2xxx, 6xxx e 7xxx. As ligas não tratadas termicamente têm sua resistência mecânica aumentada devido ao processo de deformação usado, sendo essas ligas encruadas. Já as ligas tratadas termicamente têm seu aumento de resistência mecânica devido ao mecanismo de endurecimento por precipitação (MISHRA; KUNAR, 2014).

Tendo em vista que esta dissertação de mestrado irá trabalhar com uma liga da série 7xxx (ligas Alumínio- Zinco) será dado o devido foco a mesma. As ligas da série 7XXX são ligas tratadas termicamente, especialmente nas versões como Al-Zn-Mg-Cu, onde é possível obter as propriedades mecânicas mais elevadas. É comumente usada em aeronaves com um controle rígido de impurezas, em especial o Ferro e o Silício, pode-se obter uma elevada resistência e tenacidade a fratura (MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

2.1.1 Série 7xxx

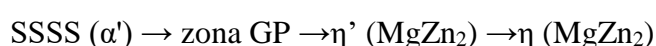
O zinco é o elemento de liga principal, adicionado em quantidades entre 1% e 8%. Adições em conjunto com Magnésio resultam em ligas tratáveis termicamente com resistência mecânica elevada. Normalmente, Cu e Cr também são adicionados em pequenas quantidades. Combinações de 4 a 8% de Zn e 1 a 3% de Mg no alumínio são usados para produzir a série 7xxx das ligas alumínio trabalhadas e tratáveis termicamente. Algumas dessas ligas desenvolvem propriedades de mais alta resistência que qualquer liga a base de alumínio comercial. Os elementos zinco e magnésio têm alta solubilidade no alumínio e desenvolve característica de precipitação.

O sucesso da série 7xxx atingiu seu ponto máximo através do benefício do efeito do cromo, ele acrescentou melhora significativa na resistência à corrosão sob tensão gerando a Liga 7075. Com o objetivo de aumentar a resistência da liga 7075 foi desenvolvida a liga 7178, a qual contém níveis superiores de Zn, Mg e Cu. Ligas de Alumínio, zinco e magnésio, sem cobre (menos que 0,1%), têm sido desenvolvidas com resistência intermediária e são soldáveis. Essas ligas são 7004 e 7005. Por fim, tem-se a liga 7475 que possui composição química muito próxima a liga 7075, porém com um nível de impureza bem mais baixo.

Ligas da família 7xxx são reforçadas por reações de precipitação durante o envelhecimento. No entanto, caso haja um crescimento exagerado das partículas e a perda de coerência provocará um declínio da fração volumétrica destas na matriz, ocasionando assim uma diminuição da dureza, caracterizando o superenvelhecimento.

Em geral, para ligas da série 7xxx com teores de zinco maiores que de magnésio, como é o caso da liga 7475, a fase binária η ($MgZn_2$) é predominante. A sequência de formação deste precipitado a partir de uma solução sólida supersaturada (SSSS) obtida nos tratamentos de solubilização e posterior envelhecimento. Baseia-se inicialmente, na formação de aglomerados ou “clusters” de átomos, também denominados de zonas de Guinier-Preston, ou zonas GP (MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

A sequência de precipitação no envelhecimento da solução sólida supersaturada é:



As zonas GP são coerentes com a matriz, metaestáveis e têm forma esférica. A fase intermediária (η' - MgZn_2) é semicoerente, se apresenta de maneira metaestável, com estrutura cristalina hexagonal, enquanto que a fase de equilíbrio estável e incoerente (η - MgZn_2) é hexagonal (BERG *et al.*, 2001).

As zonas GP são regiões metaestáveis com interface coerente e formadas de aglomerados de átomos de soluto em planos atômicos determinados. Consequentemente, na vizinhança dessas regiões, após a nucleação, ocorre um empobrecimento deste elemento na matriz da liga. Para que a etapa seguinte à nucleação das zonas GP prossiga, deve ocorrer a difusão do soluto a partir de regiões mais distantes da zona GP. A partir deste ponto, como o caminho a ser percorrido por esses átomos é relativamente grande e a difusão no estado sólido é lenta, são necessários tempos relativamente longos para que se processe o crescimento dessas zonas, formando os precipitados estáveis (η - MgZn_2) (PORTER; EASTERLING, 1996).

A dureza deste intermetálico atinge valores próximos de 2500 HV (MISHRA; KOMARASAMY, 2016). Na TAB. 2.1 é apresentado um resumo dos principais precipitados que podem ser encontrados nas ligas da série 7xxx. No entanto, outros precipitados podem ser encontrados em virtude de tratamentos térmicos distintos (BERG, 2001; LÖFFLER, 1983; MUKHOPADHYAY, 2011).

TAB. 2.1: Principais precipitados encontrados nas ligas da série 7xxx
(Adaptado de: BERG, 2001; LÖFFLER, 1983; MUKHOPADHYAY, 2011).

Fase	Estrutura Cristalina ^(a)	Parâmetro de rede (nm)		Interface ^(b)	Morfologia Típica
		a	c		
η' (MgZn ₂)	HC	0,496	0,702	SC	Esférica irregular, placas ou discos
η (MgZn ₂)	HC	0,515-0,523	0,848-0,862	IC	Esférica irregular
T' (Al ₂ Mg ₃ Zn ₃)	CCC	1,42-1,44	-	SC	Esférica irregular
T (Al ₂ Mg ₃ Zn ₃)	CCC	1,416-1,429	-	IC	Esférica irregular
S (Al ₂ CuMg)	HC	0,507	0,829	IC	Irregular
Al ₇ Cu ₂ Fe	TS	0,633	1,481	IC	Agulhas/placas finas
Mg ₂ Si	CFC	0,635	-	IC	Escrita chinesa/irregular
Al ₃ Zr	TS	0,402	1,732	IC	Partículas compactas

Legenda: (CCC: Cúbica de corpo centrado, HC: Hexagonal compacta, TS: Tetragonal simples, SC: Semicoerente, IC: Incoerente)

Nas ligas da série 7xxx, os precipitados do primeiro estágio da precipitação podem ser diferenciados a partir de dois tipos de zonas GP: zonas GPI, formadas no envelhecimento natural e zonas GPII, formadas no envelhecimento artificial, também denominada de zonas ricas em lacunas (ZRL) (BERG, 2001; LÖFFLER, 1983; MUKHOPADHYAY, 2011).

As mais altas resistências obtidas da liga 7XXX são encontradas por estar associada com alta densidade de pequenas zonas GP produzida por envelhecimento. A estrutura da matriz formada por este tratamento consiste em uma alta densidade de pequenas zonas GP e não mostra evidências de precipitados da fase semicoerente intermediária η' . O aumento da resistência dessas ligas com maior densidade das zonas GP é atribuído ao acréscimo da resistência ao movimento das discordâncias aumentado pela alta força de ligações atômicas existentes nestas zonas. O movimento das discordâncias é mais fácil através dos

espaçamentos entre os precipitados semicoerentes intermediários, η' devido à existência que alguma coerência(MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

A presença de precipitados na liga de alumínio ocasiona um aumento de resistência mecânica. A precipitação é um dos possíveis mecanismos de endurecimento, esta ação apenas ocorre caso haja uma fina dispersão de precipitados. Além do tamanho, da distribuição e da quantidade de fase dispersa, a interface também é um fator importante a ser considerado no aumento da resistência mecânica. Na FIG. 2.1 é apresentado possíveis configurações de interfaces entre o reticulado da matriz e partícula de precipitado(MEYERS, 2009).

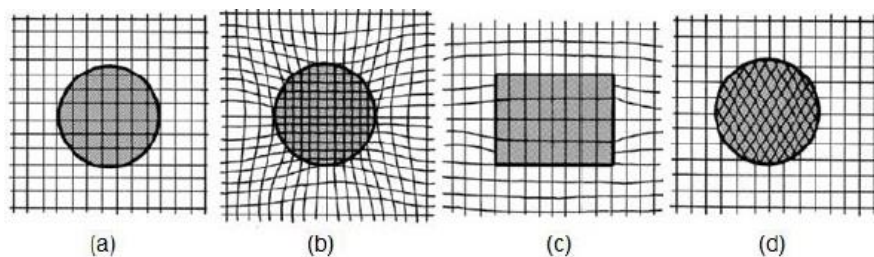


FIG. 2.1: Tipos de interfaces (a) completamente coerente; (b) coerência com distorção; (c) semicoerente; e (d) incoerente (Adaptado de: MEYERS, 2009).

Em geral, a interface dos precipitados é do tipo incoerente, ou seja, nenhum plano atômico da partícula possui correspondência com os planos da matriz. Entretanto, a interface pode ser do tipo coerente em algumas ligas e nos estágios iniciais de nucleação (como as zonas GP), na qual todos os planos atômicos possuem algum tipo de correspondência com a matriz ou, ainda, semicoerente, quando alguns planos possuem correspondência(MEYERS, 2009).

Durante a deformação plástica, ocorre a multiplicação e movimentação de defeitos, principalmente de discordância. As discordâncias podem ter seu deslizamento dificultado por barreiras, tais como as interfaces dos precipitados. Quando uma discordância encontra um precipitado no seu plano de deslizamento, podem ocorrer diferentes situações, dependendo do tipo de interface em questão. Se o precipitado apresenta interface do tipo coerente ou coerente com distorção, as discordâncias podem cisalhar a partícula. Além disso, no caso das interfaces coerentes com distorção e semicoerentes, a presença de tensões elásticas também influencia a movimentação das discordâncias durante a deformação, dificultando sua passagem e o cisalhamento (que pode ocorrer em precipitados semicoerentes em determinados planos atômicos). Na FIG. 2.2 é apresentada uma imagem obtida por microscopia eletrônica

de transmissão (MET) de precipitados cisalhados pela passagem de inúmeras discordâncias (MEYERS, 2009).

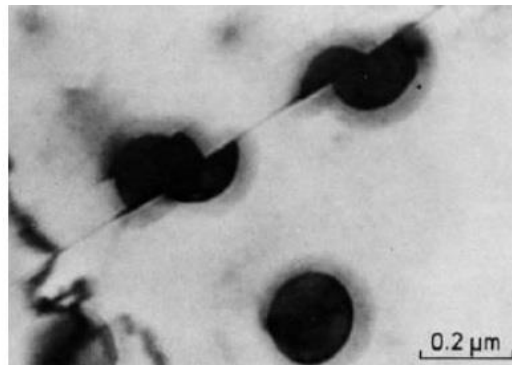


FIG. 2.2: Partículas da fase γ' (Ni_3Al) cisalhadas por inúmeras discordâncias, na liga $\text{Ni}_{19}\text{Cr}_{69}\text{Al}$, envelhecida a 750°C por 540 horas com 2% de deformação. Imagem obtida por MET (Adaptado de: MEYERS, 2009).

Por outro lado, as discordâncias que interagem com precipitados de interface incoerente podem ser curvadas a ponto de envolverem as partículas de precipitados, formando anéis de discordâncias. Tal fenômeno é conhecido como mecanismo de Orowan, no qual se propõe que a tensão cisalhante necessária para curvar a discordância é proporcional à distância entre as partículas. Na FIG. 2.3 é ilustrada esquematicamente a passagem de uma discordância por duas partículas incoerentes e indeformáveis em uma matriz dúctil (MEYERS, 2009).

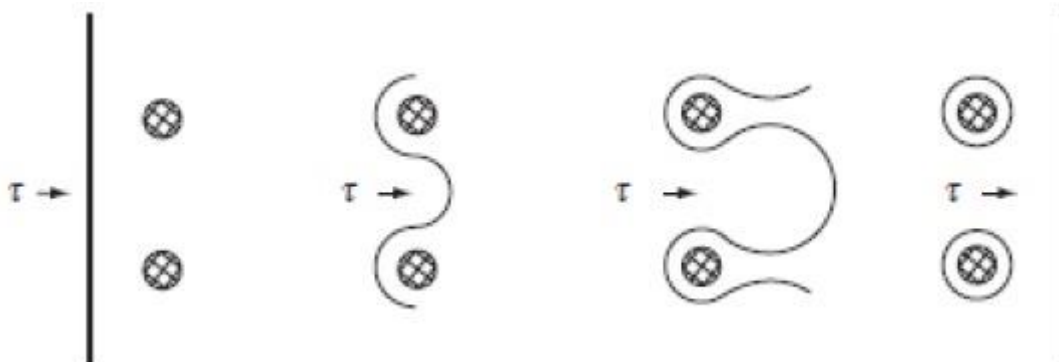


FIG. 2.3: Representação esquemática da passagem de uma discordância por dois precipitados de interface incoerente (Adaptado de: MEYERS, 2009).

Sendo assim, para os dois casos de interação precipitado e defeito, a redução do livre caminho médio das discordâncias na microestrutura produz um aumento da resistência mecânica observado em ligas de alumínio com dispersão de precipitados. Além disso, o

tamanho de partícula e a coerência com a matriz definem os mecanismos atuantes durante a deformação plástica das ligas com dispersões de precipitados. Para a liga 7475 ao qual sofreu tratamento térmico do tipo T-7351, apresenta a presença de zonas GP, precipitados metaestáveis da fase η' e precipitados estáveis da fase η . Um maior detalhamento a respeito do tratamento térmico T-7351 será apresentado na seção 2.1.2. Com isso, pode-se observar tanto o cisalhamento de partículas como o mecanismo de Orowan durante a deformação plástica. Estes fenômenos ocorrem: nas zonas GP por possuírem interfaces do tipo coerente, podendo ser cisalhadas por discordâncias e a fase η' por possuir interface do tipo semicoerente, podendo tanto ser cisalhada como bloquear o deslizamento das discordâncias. Por fim, o precipitado estável da fase η que possuem interface do tipo incoerente, o mecanismo de Orowan é observado (MEYERS, 2009). No entanto, quando anéis de discordâncias das partículas vizinhas se interceptam, haverá um cancelamento destes defeitos, ao qual se comportaram de acordo com o mecanismo de Orowan, formando assim, outro anel, como uma fonte de Frank-Read, mecanismo este que gera novas discordâncias a partir de discordância pré-existente. Com isso, o movimento das discordâncias enfrentará um campo de forças ainda maior para se locomover (REED-HILL, 1982).

A estrutura das interfaces sólido/sólido pode geralmente ser classificada em dois tipos: (a) interface entre a mesma fase ou (b) interface entre fases diferentes. A interface entre as mesmas fases pode ser amplamente classificada em (1) limites de baixo ângulo, (2) limites de ângulo alto. Em limites de baixo ângulo, apresenta uma boa correspondência atômica na região de contorno e esses tipos de limites são chamados de interfaces coerentes. Para limites de ângulo alto, a correspondência atômica é fraca e as interfaces são incoerentes. Da mesma forma, a interface entre fases diferentes pode ser coerente, incoerente ou semicoerente, assim se caracterizam os tipos de interfaces entre matriz e precipitados descritos anteriormente. Geralmente a difusão através de interfaces incoerentes é fácil em comparação com as interfaces coerentes ou por difusão interna na própria estrutura (PORTER; EASTERLING, 1996).

2.1.2 Tratamento Térmico

De acordo com a *Aluminum Association* (AA) os tratamentos térmicos aplicáveis às ligas de alumínio pertencentes às séries: 2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx são designados por letras, as quais indicam uma ou mais etapas dos tratamentos térmicos e/ou termomecânicos adotados (THREADGILL, 1999). Na TAB. 2.2 é apresentado um resumo das subdivisões dos tratamentos térmicos de T1 a T10. Existem outras designações, no entanto, o foco deste trabalho é na liga de alumínio 7xxx com tratamento térmico T7.

TAB. 2.2: Tipo de tratamentos térmicos para ligas de alumínio (Adaptado de THREADGILL, 1999).

Classificação	Significado	Observações
F	Como fabricado	Não há controle especial sobre as condições de tratamento térmico ou deformação.
O	Recristalizado	Diminuição da condição de TT das ligas trabalhadas mecanicamente ou melhora da ductilidade e estabilidade dimensional para os produtos fundidos.
H	Endurecido por Transformação	Aumento da resistência por deformação a frio Aplicável a ligas cuja resistência é estável após tratamento de solubilização.
T	Solubilizado	T1 - Resfriamento após alta temperatura + Envelhecimento Natural T2 - Resfriamento após alta temperatura + Trabalho a frio + Envelhecimento Natural T3 - Solubilização + Trabalho a frio + Envelhecimento Natural T4 - Solubilização + Trabalho a frio T5 - Resfriamento após alta temperatura + Envelhecimento Artificial T6 - Solubilização + Envelhecimento Artificial T7 - Solubilização + Superenvelhecido T8 - Solubilização + Trabalho a frio + Envelhecimento Artificial T9 - Solubilização + Envelhecimento Artificial + Trabalho a frio T10 - Resfriamento após alta temperatura + Trabalho a frio + Envelhecimento Artificial

Dentre os tratamentos térmicos existentes para as ligas de alumínio, o tratamento térmico de solubilização (T7) é utilizado com a finalidade de dissolver a segunda fase pré-existente em solução sólida, formando assim uma matriz rica em soluto. Este tipo de tratamento térmico tem por finalidade a geração de um material em estado monofásico com matriz supersaturada a temperatura ambiente, ou seja, todo percentual do soluto em solução sólida devido ao limite de solubilidade em função da temperatura adotada no encharque, sem que haja a precipitação de segunda fase durante o resfriamento em taxa que garanta esta condição.

Detalhando melhor o tratamento térmico -T7351, na liga de alumínio 7475, o mesmo consiste nas seguintes etapas de operações:

1^a) Tratamento térmico de solubilização com temperatura de encharque de 510 °C ($\pm 6^\circ\text{C}$).

2^a) Após ser atingido um determinado tempo de encharque, o material é retirado rapidamente do forno e resfriado até a temperatura ambiente por meio de uma imersão em água a temperatura ambiente.

3^a) Alívio de tensões por estiramento, para obter uma microestrutura diferenciada para a próxima etapa.

4^a) Tratamento térmico de envelhecimento conduzido durante 6 a 8 horas de encharque a uma temperatura de 107°C posteriormente um outro tratamento térmico de 24 a 30 horas a uma temperatura de 163 °C a fim de se ter um superenvelhecimento (ASM HANDBOOK, 2004).

Temperaturas muito elevadas e tempos longos na etapa do tratamento de solubilização podem contribuir para uma oxidação superficial do material e podem causar a formação de líquido localizado, nas interfaces e em contornos de grão, devido às reações eutéticas.

No processo de solubilização, a temperatura é definida em função da composição química, cabe salientar que para ligas de alumínio da família 7xxx, devido à presença de zinco com aproximadamente 5% em sua composição química, deve-se limitar a temperatura de tratamento térmico de solubilização, devido a uma possível fragilização do material. Esta ação se faz necessária devido à difusão do elemento zinco em solução sólida do interior do grão da matriz metálica para seus contornos. Tendo em vista que o Zn é um metal que possui ponto de fusão inferior ao alumínio, provocando-se com isso, a fragilização do material.

Conforme a FIG. 2.4, sem levar em conta a variável tempo, a temperatura máxima que deveria ser adotada no tratamento térmico de solubilização para uma máxima dissolução de zinco, limita-se a aproximadamente 400 °C em uma liga com aproximadamente 5% de zinco (ASM HANDBOOK, 1992).

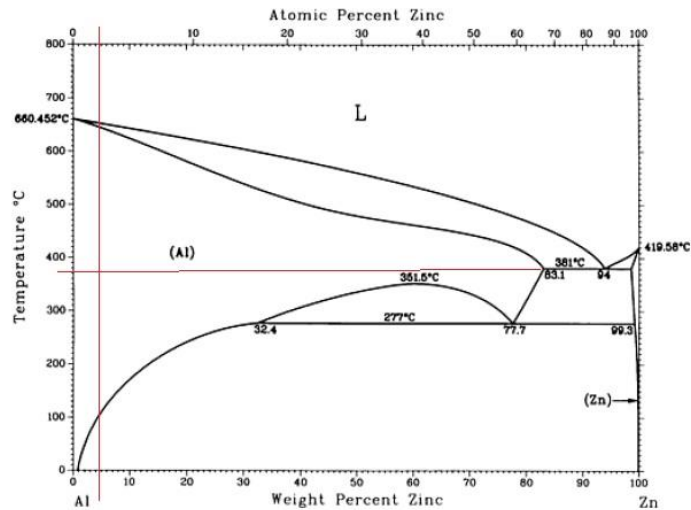


FIG. 2.4: Diagrama de fases alumínio - zinco (Adaptado de: ASM HANDBOOK, 1992).

Sendo assim, propriedades mecânicas como limite de escoamento, tenacidade à fratura e ductilidade pode ser comprometida. Por outro lado, temperaturas baixas podem ser insuficientes para a dissolução das fases solúveis, com isso, não atingindo as propriedades mecânicas almeçadas. O tempo também é uma importante variável a ser considerada. O tempo deve ser suficiente para que ocorra a dissolução das fases solúveis para uma determinada temperatura.

2.1.3 Soldabilidade do Alumínio e suas Ligas

De acordo com MARQUES *et al.* (2005), a soldabilidade é: “A facilidade relativa com que uma solda satisfatória, que resulte em uma junta similar ao metal que está sendo soldado, pode ser produzida”. Em sua grande maioria, as ligas metálicas são soldáveis, mas, certamente, algumas são muito mais difíceis de serem soldadas por um dado processo que outros.

Idealmente, uma junta deveria apresentar resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistências à fadiga e à corrosão uniformes ao longo da solda e similares às propriedades do material adjacente. No entanto, a produção de uma solda envolve o uso de calor e/ou deformação plástica, resultando em uma estrutura metalúrgica distinta em diferentes regiões.

O alumínio e suas ligas possuem características peculiares que influenciam diretamente na soldabilidade das juntas soldadas pelo processo de fusão do material envolvido. O processo

de soldagem por fusão do metal alumínio e suas ligas apresentam certas dificuldades em decorrência da afinidade do elemento alumínio com o oxigênio gera uma fina camada de óxido de alumínio na superfície do material a ser soldado. Sendo necessária assim uma limpeza desta superfície na região onde será efetuado o processo de soldagem. Essa fina camada de óxido possui ponto de fusão três vezes maior do que a do metal puro, dificultando assim a abertura do arco e conseqüentemente à soldagem (MATHERS, 2002).

Uma questão importante se trata da solubilidade do hidrogênio no alumínio, comportamento este antagônico no estado líquido e sólido. No estado líquido é muito alta a solubilidade, já quando o alumínio se encontra no estado sólido é muito baixa. Este fenômeno proporciona a ocorrência de defeitos do tipo porosidade, uma vez que o hidrogênio se dissolve no material quando o mesmo se encontra no estado fundido durante a soldagem. No entanto, tende a sair do material em sua forma gasosa enquanto ocorre a solidificação, originando assim porosidades para os gases aprisionados posteriormente a solidificação do material (MARQUES *et al.*, 2005).

Da alta condutividade térmica, aproximadamente quatro vezes maior que a do aço carbono. Com isso, o calor fornecido deve ser quatro vezes maior para as ligas alumínio do que para o aço. Essa elevada condutibilidade térmica torna-o muito sensível a variações dos parâmetros de soldagem. Devido a este fato, embora a temperatura de fusão do alumínio seja relativamente baixa em comparação ao aço carbono, é necessário fornecer um elevado aporte térmico durante o processo de soldagem, uma vez que a sua elevada condutibilidade térmica faz com que o calor se dissipe muito rapidamente (MARQUES *et al.*, 2005).

Do coeficiente de dilatação linear, o mesmo apresenta o dobro do valor do aço, o que o torna um metal difícil de soldar, uma vez que existe uma contração de cerca de 6% do volume, quando se dá a solidificação. Provocando assim desalinhamentos e empeno (MARQUES *et al.*, 2005).

Com o objetivo evitar ou minimizar os principais defeitos apresentados durante a soldagem das ligas de alumínio em decorrência de sua baixa soldabilidade quando utilizado o processo de soldagem por fusão, fez-se necessário o desenvolvimento de um processo de soldagem em estado sólido sem fusão do metal base e sem a adição de outro material (MISHRA *et al.*, 2005).

Em decorrência destes fatos, em 1990, o *The Welding Institute* (TWI), desenvolveu o processo de soldagem por fricção e mistura - SFM. Quando comparado com os processos de soldagem convencionais envolvendo fusão, o SFM causa uma menor alteração nas

propriedades mecânicas e metalúrgicas, assim como, minimizadistorções no material e tensões residuais associada são reduzidas(MISHRA *et al.*, 2005).

2.2 SOLDAGEM

Existem várias definições para o processo de soldagem segundo diferentes normas. No entanto, de uma forma mais ampla, pode-se definir o processo de soldagem como a união de peças metálicas ou não, cujas superfícies se tornaram plásticas ou liquefeitas, por ação de calor ou de pressão, ou mesmo de ambos. Por fim, podendo ou não ser empregado metal de adição para se executar efetivamente esta união (MARQUES *et al.*, 2005).

Quanto à classificação dos processos de soldagem, estes podem ser divididos em dois grupos: por fusão e por deformação ou pressão. No primeiro e mais utilizado, a união é feita através da solidificação do metal fundido. O segundo grupo consiste na aplicação de elevada pressão para deformar as superfícies a serem soldadas de modo que a distância entre elas seja reduzida à ordem atômica, formando assim uma união metalúrgica por pressão ou deformação. Ainda no grupo de soldagem por deformação ou pressão, o calor é utilizado para facilitar a deformação dos materiais envolvidos, calor este advindo, por exemplo, da ação de fricção para o processo de soldagem por fricção, processo esse objeto do estudo (MARQUES *et al.*, 2005).

2.2.1 Processo de soldagem por deformação ou pressão – Soldagem por Fricção

Sendo uma das variações do processo de soldagem por fricçãoo foco desta dissertação, será dado e este um maior aprofundamento quanto às informações necessárias para sua melhor compreensão no decorrer deste trabalho. De acordo com MARQUES *et al.* (2005) o processo de soldagem por fricção, consiste em deformar as superfícies em contato, rompendo as camadas de contaminantes, permitindo a sua aproximação e a formação de ligações química.

De acordo (ASM HANDBOOK, 1993) é um processo de união de materiais sólidos que produz um tipo de “mistura” entre duas peças alinhadas e atritadas através de movimentos

rotacionais e devido ao atrito entre as superfícies é produzido calor, sendo este necessário para o coalescimento. O material aquecido é deslocado plasticamente nas superfícies de atrito e assim ocorre uma junção. Neste processo, as superfícies atritadas não chegam ao ponto de fusão e não são necessárias atmosferas protetoras nem a adição de fundentes ou materiais.

De acordo OLIVIECKI (2013) os parâmetros utilizados neste processo são a velocidade de rotação, pressão axial, e velocidade de soldagem, para fornecer a combinação necessária de calor e pressão na formação da solda. Esses parâmetros são ajustados com o objetivo de atingir uma temperatura na interface entre os materiais ou entre ferramenta e material ao qual provoque um coalescimento para a ação de soldagem. Depois que a interface é aquecida o equipamento exerce uma pressão axial nas interfaces da solda.

Na última fase do processo de soldagem, enquanto as interfaces estão em contato, ocorre uma difusão atômica, permitindo formar entre os dois materiais uma ligação metalúrgica. A solda produzida é caracterizada pela ausência de uma zona de fusão, pela presença de uma estreita zona termo mecanicamente afetada pelo calor (ZTMA) e por material deformado plasticamente em torno da região de soldagem(MISHRA; MA, 2002).

2.2.2 SFM (Soldagem por Fricção e Mistura) e PFM (Processamento por fricção e Mistura)

A indústria aeroespacial vem evoluindo significativamente quanto ao uso das ligas de alumínio de alta resistência, através de ajustes na composição química com as adições dos elementos de liga, no tratamento térmico para atingir requisitos específicos e/ou no avanço tecnológico dos processos de manufatura. Esses esforços têm sido extremamente bem-sucedidos na produção de várias ligas alumínio de alta resistência com propriedades otimizadas para uma aplicação específica (MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

Uma grande preocupação do processo de soldagem é quanto à soldabilidade nas ligas da série 7xxx, os problemas vão desde a suscetibilidade de trincas de solidificação, fratura frágil e a formação de óxido de zinco durante a solda, que afeta a tensão superficial da poça de fusão e aumenta o risco de defeitos de fusão sendo assim(MISHRA *et al.*, 2005).

A soldagem por fusão de ligas Al de alta resistência produz intermetálicos, inúmeros defeitos de solidificação e distorção dos componentes. Esses fatores resultaram em uma

eficiência de junção muito baixa das soldas de fusão para as ligas de alumínio, com isso, o tornou inadequado para os componentes estruturais (MATHERS, 2002).

A fixação mecânica, como os rebites, tem sido a solução mais popular para unir estas ligas de alumínio de alta resistência da família 7xxx. A grande quantidade de rebites utilizados no avião aumenta significativamente o peso do mesmo juntamente com a complexidade adicionada os itens como: concentração de tensão e corrosão (RIMOLDI, 2010).

Os problemas com a soldagem por fusão nas ligas da série 7xxx e a penalidade de peso associada à junção de rebites mudaram dramaticamente com a invenção de um método de soldagem em estado sólido, comumente conhecida como soldagem por fricção e mistura (SFM). Esta invenção revolucionou o método de unir as ligas de alumínio para aviões, tanques de combustível de foguetes e ônibus espaciais, navios, trilhos e vários outros componentes estruturais (MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

O processo FSW foi desenvolvido pelo *The Welding Institute* (TWI) do Reino Unido em 1991 através da técnica de união de materiais metálicos em estado sólido, e foi inicialmente aplicada a ligas de alumínio, devido à baixa soldabilidade do alumínio no processo convencional por fusão, apresentado defeitos como porosidade e trincas de solidificação. O conceito básico do processo de soldagem por fricção e mistura é definida através de uma ferramenta rotativa não consumível com um pino cilíndrico ou cônico com ou sem rosca de pequeno diâmetro e um ressalto denominado ombro do tipo côncavo, convexo ou plano de diâmetro superior ao pino especialmente projetado para este fim. Sendo este pino inserido na superfície de dois materiais e subsequentemente atravessados através de um movimento de translação e giro em alta velocidade da ferramenta ao longo da linha de junção entre os materiais a serem unidos através dos fenômenos de deformação plástica e calor gerado pela fricção entre ferramenta e metal base. Em comparação com os métodos convencionais de soldagem, o SFM consome consideravelmente menos energia, nenhum consumo de gás ou fluxo de cobertura é usado, e não são emitidos gases nocivos durante a soldagem. Além disso, uma vez que o SFM não envolve a utilização de metal de enchimento devido à inexistência de fusão, qualquer liga de alumínio pode ser unida sem preocupação com a compatibilidade da composição ou fissuração por solidificação (MISHRA; KOMARASAMY, 2016).

O processamento por fricção e mistura (PFM) é uma adaptação do processo SFM, processamento este desenvolvido por MISHRA *et al.* (2001), onde a ferramenta percorre um determinado caminho desejado para modificar sua microestrutura local em vez de unir duas

peças (MISHRA *et al.*, 2005). Tendo como principal objetivo a modificação local da microestrutura e áreas adjacentes. Desta forma, podendo eliminar defeitos provenientes da soldagem, homogeneizar e refinar a microestrutura pré-existente (SHAFIEIZARGHANI *et al.*, 2008).

Cabe salientar neste momento que o PFM adotado nesta dissertação terá como objetivo parametrizar preliminarmente as variáveis de velocidade de rotação, velocidade de avanço, ângulo de inclinação e penetração da ferramenta para assim iniciar a SFM com valores de parâmetros próximos ao ideal.

2.2.2.1 Regiões da Solda, Terminologia e Variáveis de Processos

Conforme a FIG. 2.5 existem quatro regiões típicas identificadas nas ligas de alumínio processadas por FSW e FSP, macroestrutura esta obtida através do processo fricção e mistura.

- Metal de Base (MB): região não afetada pelo calor ou deformação induzida pela ferramenta de soldagem.

- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região afetada pelo ciclo térmico durante a soldagem, o que leva a modificação microestrutural e de propriedades mecânicas, porém sem deformação plástica residual na microestrutura.

- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): nesta área o material foi plasticamente deformado pela ferramenta e o fluxo de calor resultante exerceu algum tipo de influência no material que está próximo à área de atrito e de material extrudado.

- Nugget ou Lente de Soldagem: é a região central da solda localizada dentro da ZTMA onde ocorre a recristalização, em que grãos originais e contornos de subgrãos favorecem a formação de finos grãos equiaxiais oriundos de recristalização.

Durante o processamento do material, as variáveis termomecânicas provocam diferentes respostas quanto às características microestruturais e mecânicas ao longo do cordão de solda. Essa variação depende diretamente de algumas variáveis, como por exemplo, elementos de liga, tratamento térmico e processo mecânico realizados a priori, tamanho e geometria do pino. Conforme observado ao longo de uma seção transversal de uma liga de alumínio processadas por FSW e ou FSP, conforme pode ser visto, existem quatro regiões diferentes: metal de base, zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e Nugget ao

qual apresentam granulometria distinta daquelas obtidas no metal de base, como pode ser visualizado na FIG. 2.5.

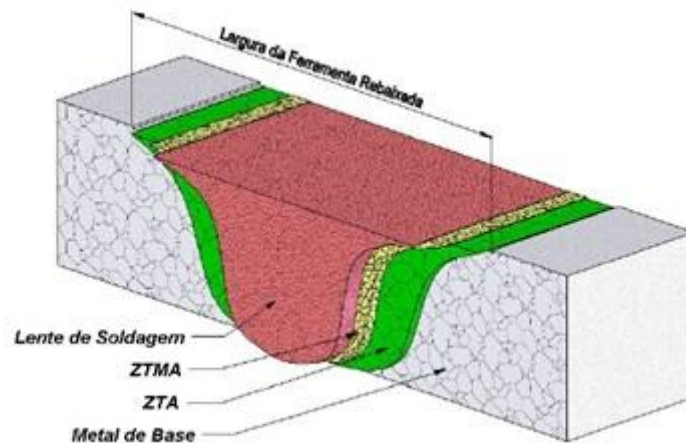


FIG. 2.5:Regiões típicas de ligas de alumínio soldadas por SFM (Adaptado de: SACCON, 2011).

O metal de base, como dito anteriormente, é a região não afetada pelos efeitos termomecânicos produzidos durante o processamento SFM e/ou PFM, permanecendo com suas características metalúrgicas originais. Para a ZTA, o efeito do calor gerado durante o processamento é observado, resultando na instabilidade do precipitado, instabilidade esta apresentada como, por exemplo, coalescimento. Assim como o crescimento de grão nesta região. Mudanças estas que provocam uma significativa deterioração de propriedades quando comparada com o metal de base (MISHRA *et al.*, 2005).

Na região de interface a região do Nugget denominada como ZTMA, é possível observar uma deformação plástica acentuada, associado com o calor gerado pelo processo, provocando assim uma recuperação e recristalização estática e dinâmica dos grãos. A presença de temperatura elevada nesta região pode resultar num decréscimo da dureza devido o coalescimento dos precipitados presentes. No entanto, devido à deformação plástica acentuada nesta região, formam-se subgrãos de granulometria inferior ao apresentado no metal base, ocasionando assim um aumento de resistência mecânica.

O Nugget representa a região de penetração do pino no metal base. Esta região é totalmente recristalizada, apresentando uma microestrutura de grãos refinados com contorno de grão de alto ângulo, contribuindo assim para o aumento de resistência mecânica. Outra importante característica desta região é a solubilização, coalescimento e reprecipitação após

processamento. Cabe lembrar que a dissolução e o coalescimento dos precipitados provocam a diminuição local das propriedades mecânicas apresentadas.

Quanto às principais variáveis dos processos SFM e PFM, destacam-se as seguintes (FIG. 2.6):

Taxa de rotação da ferramenta: Velocidade com que a ferramenta gira. Isso tem grande contribuição para a entrada de calor e fluxo de material.

Velocidade de soldagem: a velocidade de deslocamento da ferramenta. Isso afeta o ciclo térmico global.

Ângulo de inclinação: o ângulo entre o plano normal da peça e o deslocamento angular do eixo. Tipicamente é selecionado um ângulo entre 0° e 3° .

Taxa de imersão: Velocidade com que a ferramenta é inserida na peça de trabalho. Ele controla a taxa de acúmulo de calor e força durante o início do processo.

Profundidade de imersão: Profundidade percorrida pelo pino a partir da superfície superior da peça a ser trabalhada.

Direção de soldagem: Direção longitudinal a linha de junção.

Ombro da ferramenta: Região da ferramenta em contato com a superfície da peça.

Pino da ferramenta: Peça de trabalho que influencia o fluxo de material horizontal da frente para trás, bem como o fluxo de material vertical de cima para baixo.

Lado de avanço: o sentido de rotação da superfície do pino de ferramenta e a direção de deslocamento da ferramenta têm o mesmo sentido vetorial.

Lado de retrocesso: o sentido de rotação da superfície do pino de ferramenta e a direção de deslocamento da ferramenta têm sentido vetorial oposto.

Borda de ataque: Parte frontal da ferramenta, onde o ombro da ferramenta encontra o material frio.

Borda de retrocesso: Parte anterior da ferramenta, onde o ombro da ferramenta encontra o material quente.

Força de imersão: Força vertical sobre o material quando o ombro encontra na superfície superior da peça a ser trabalhada (MISHRA; KUMAR, 2014).

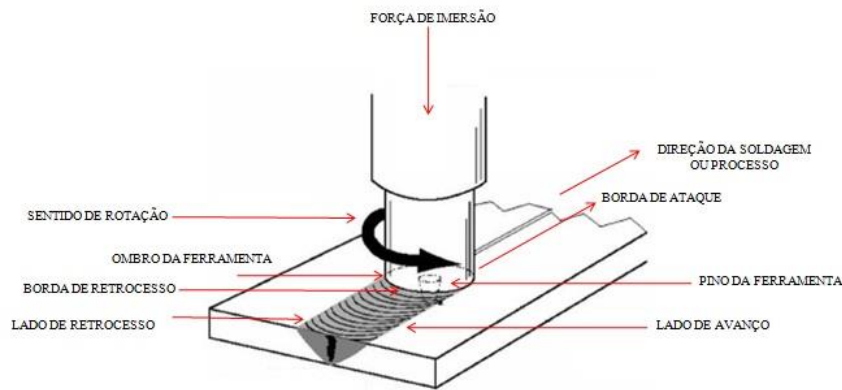


FIG. 2.6: Figura esquemática para uma junta de topo via SFM.(Adaptado de: OLEA, 2008).

2.2.2.2 Descontinuidades

Segundo ARBEGAST (2004) a formação de descontinuidades em processos por fricção e mistura está diretamente relacionada com variáveis de soldagem. De acordo com ARBEGAST (2004), tanto a velocidade de rotação quanto a velocidade de avanço da ferramenta de soldagem exercem influência no comportamento do fluxo de material deformado plasticamente durante o processo. A FIG. 2.7 apresenta as principais descontinuidades decorrentes do processo de fricção e mistura.

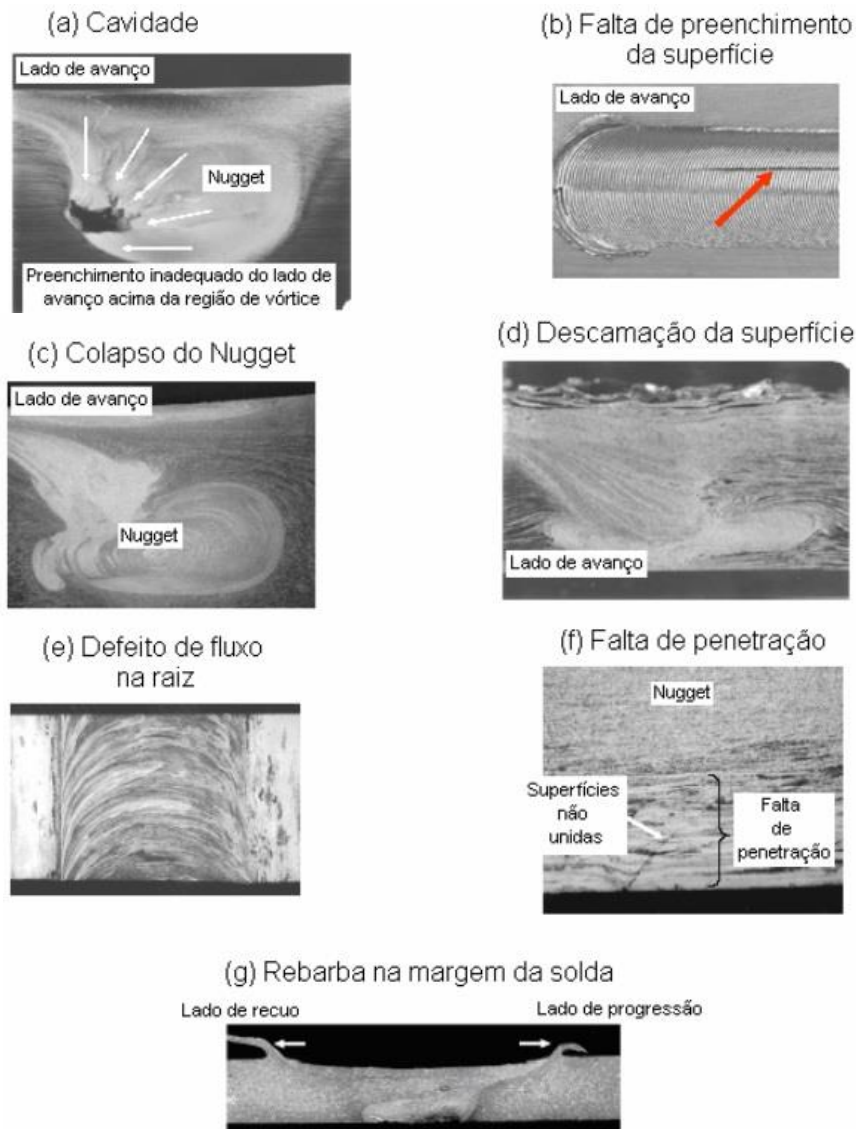


FIG. 2.7: Defeitos comuns em SFM e PFM: (a) cavidade, (b) falta de preenchimento da solda, (c) colapso do nugget, (d) descamação da superfície, (e) defeito de fluxo na raiz e (f) falta de penetração (ARBEGAST, 2004) e (g) rebarba na margem da solda (adaptado de: KIM *et al.*, 2006).

De acordo com ZENG *et al.* (2006), a descontinuidade do tipo cavidade, origina-se em decorrência da diminuição da temperatura ao redor do pino e pela diminuição do efeito de mistura do fluxo plástico devido ao desgaste do pino. Segundo CHEN *et al.* (2006) a formação de cavidades em soldas pode ser gerada a partir de altas velocidades de soldagem. As altas velocidades fazem com que o material tenha um baixo aporte térmico, ou seja, menos aquecido durante a rotação da ferramenta. Com isso, prejudicando a ação de forjamento do material durante o desenvolvimento do fluxo plástico, região está posicionada atrás da parte

traseira da ferramenta de soldagem, desta forma, a cavidade é gerada pela não coalescimento total do material no lado de avanço da solda. CHEN *et al.* (2006) ainda citam que inclinação da ferramenta de soldagem até dois graus são admitidos neste processo, esta inclinação eleva a força de forjamento exercida pelo ombro da ferramenta na parte traseira da junta de soldagem. Desta forma, durante o deslocamento da ferramenta, o material deformado plasticamente na parte traseira do pino é submetido a forças de forjamento mais intensas permitindo que o material deformado plasticamente preencha de forma mais eficaz a região de forjamento.

Discussões realizadas por KIM *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006) sugerem duas hipóteses para a formação de cavidades: a primeira hipótese é de insuficiência de energia de soldagem decorrente de baixas rotações da ferramenta e altas velocidades de soldagem. A segunda hipótese também cita a insuficiência de energia de soldagem, decorrente da utilização de elevadas rotações e altas velocidades de avanço da ferramenta de soldagem. Neste cenário, gera-se um fluxo descontínuo na parte superior do nugget contribuindo assim para a formação de cavidades decorrente de uma mistura anormal de material, a qual desenvolve diferentes temperaturas entre a parte superior do nugget próxima à superfície da junta e a parte inferior desta zona.

KIM *et al.* (2006) relatam que a utilização de altas energias de soldagem originadas por altas rotações da ferramenta em conjunto com baixas velocidades de soldagem pode contribuir para a formação de rebarbas no lado de avanço e retrocesso das soldas. Como outra hipótese, a formação de rebarbas pode ser ocasionada pela expulsão do material amolecido quando ferramentas são inseridas mais profundamente nas juntas, gerando um excesso na geração de calor ocasionado pelo atrito direto entre o pino da ferramenta e a superfície da base do dispositivo de fixação de juntas. Por outro lado, quando pinos de ferramenta apresentam profundidade insuficiente, a falta de preenchimento da superfície pode ser observada.

De acordo com CHEN *et al.* (2006), o ângulo de inclinação da ferramenta pode influenciar a formação de uma descontinuidade denominada por kissingbond, na ausência de uma tradução tecnicamente disseminada para este tipo de defeito, será denominada por defeito de união. Esta descontinuidade é caracterizada pela ausência ou pelo baixo contato entre duas superfícies muito próximas deformadas durante o processo de soldagem, conforme definido por OOSTERKAMP *et al.* (2004).

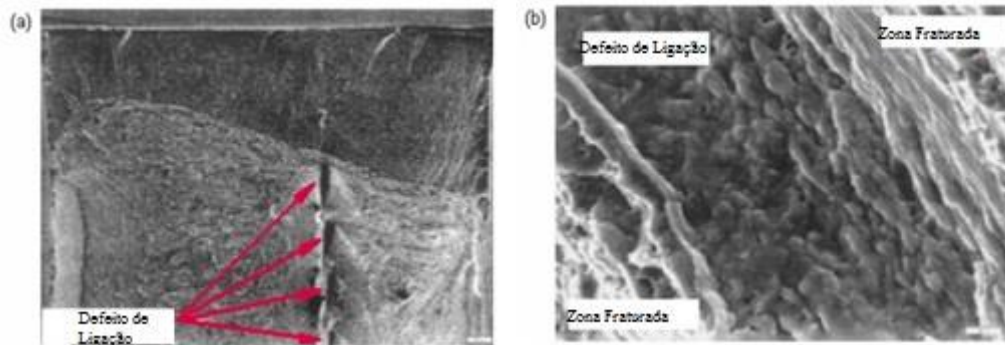


FIG. 2.8: Imagens obtidas por MEV de defeitos de ligação em corpo de prova fraturado da liga AA6082 processado via SFM: (a) Defeitos de união alinhados verticalmente e (b) ampliação de um defeito de união (adaptado de: OOSTERKAMP *et al.*, 2004).

Segundo OOSTERKAMP *et al.* (2004) a origem da formação de defeitos de união em ligas de alumínio soldadas por SFM é originado através da falta de deformação de superfícies iniciais de contato. Com isso, não permitindo a remoção da camada óxido presente na superfície das ligas de alumínio e impedindo a formação de novas ligações metálicas entre as superfícies vizinhas de contato.

2.2.2.3 Fluxo Plástico

De acordo com MISHRA *et al.* (2005), a formação do fluxo plástico inicia-se quando se atinge rotações suficientes ao desenvolvendo de uma temperatura favorável à deformação plástica do material. Quando esta temperatura é atingida, uma região de deformação plástica torna-se inicialmente viável. Sendo assim, através do arraste da velocidade de soldagem e por imersão de parte do ombro da ferramenta, tensões que excedam a tensão crítica são geradas dando início ao fluxo plástico do material.

De acordo com a FIG. 2.9, o material deformado plasticamente é direcionado para cima, na região de contato com o ombro da ferramenta e para baixo na região extrudada, assim como a captura pelo vórtice de uma pequena fração deste material em estado plástico a partir da parte inferior do pino da ferramenta.

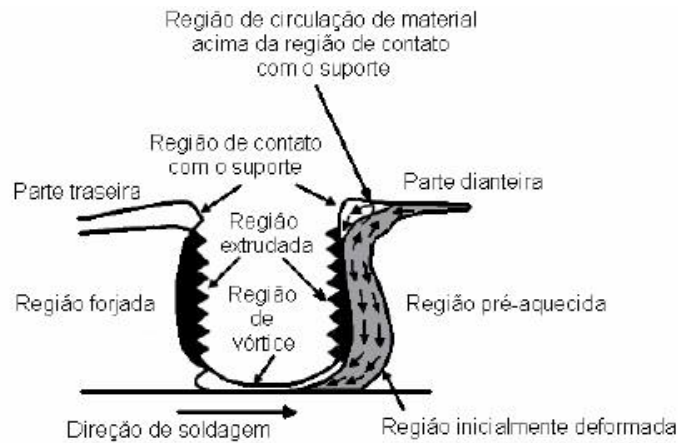


FIG. 2.9: Regiões e perfil do fluxo plástico do material processado por SFM e PFM (Adaptado de: ARBEGAST, 2004).

De acordo com a FIG. 2.10, a região extrudada apresenta um fluxo de material em estado plástico em torno do pino da ferramenta fluindo da parte dianteira da ferramenta para a parte traseira, onde o material é direcionado à esquerda (sentido anti-horário) pelo movimento desenvolvido pelo pino sob a presença de pressão gerada pelo material em estado plástico. O material extrudado é mantido confinado na vizinhança do pino da ferramenta em decorrência do próprio fluxo do material em estado plástico. A força de imersão aplicada pelo ombro da ferramenta em graus ou não, proporciona um forjamento direcionado para baixo que consolida o material na região traseira da junta soldada ou região processada (MISHRA *et al.*, 2005). Ainda de acordo com a FIG. 2.10, são observadas cinco regiões distintas desenvolvidas longitudinalmente após o processo SFM e PFM. Estas regiões são divididas em região pré-aquecida, região de deformação inicial, região extrudada, região de forjamento e região resfriada ou pós-aquecida.

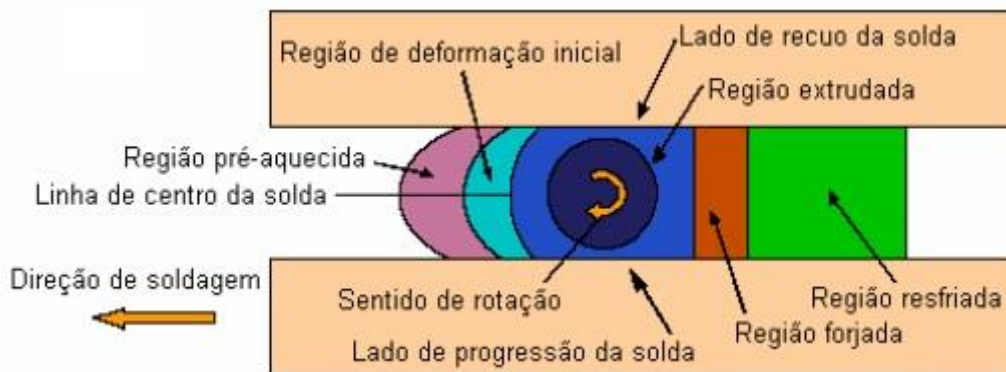


FIG. 2.10: Regiões originadas a partir de processos de SFM e PFM (Adaptado de: ARBEGAST, 2004).

2.2.2.4 Vantagens e Desvantagens

De acordo com MISHRA; KUMAR (2014), as principais vantagens apresentadas pelo processo SFM originam-se em virtude do processo ocorrer em estado sólido, ou seja, abaixo do ponto de fusão do metal base. Sendo assim, a SFM tem a facilidade de unir materiais que são difíceis de soldar pelos processos por fusão, por exemplo, ligas de alumínio das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx e juntas dissimilares. O resultado da soldagem SFM apresenta baixa distorção, mesmo em situações que haja a necessidade de unir-se um comprimento elevado de material, obtém excelentes propriedades mecânicas devido ao refinamento de grãos.

A soldagem no estado sólido minimiza a presença de porosidade e de trincas de solidificação. Os processos SFM e PFM utilizam equipamentos fabricados especialmente para esse propósito ou fresas modificada com adição de célula de carga para controle da penetração do pino no metal base.

Quanto ao impacto ambiental e para o próprio operador, este processo em decorrência da não utilização de arco elétrico, não produz fumos com vapores metálicos durante a operação de soldagem, ao qual é prejudicial à saúde do operador de solda. Não emite radiações eletromagnéticas nocivas, não produz respingos de metal líquido durante a soldagem, utiliza uma ferramenta praticamente não consumível para ligas de alumínio, além de um processo de soldagem autógeno, não necessita de atmosfera protetora durante o processamento, não requer preparação de chanfro, apenas uma limpeza superficial, não produz escória, e por fim, produz uma solda com excelente acabamento.

Quanto às desvantagens apresentadas pelo processo SFM e PFM, MISHRA; KUMAR (2014) citam a necessidade de as peças serem rigidamente presas a mesa de apoio devido ao elevado torque gerado pelo equipamento, assim com a necessidade do uso de chapa de apoio. Além disso, um furo é gerado inevitavelmente no final de cada processo.

2.3 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO

Em sua grande maioria, os materiais metálicos passam em algum momento por processos de deformação a frio, a quente ou uma sequência que envolve mais de um destes para que sejam obtidos produtos como chapas, tubos, arames, entre outros. Durante estes processos

ocorrem significativas alterações microestruturais desencadeados pelos fenômenos de encruamento, recuperação estática ou dinâmica e recristalização estática ou dinâmica. Os processos de recuperação e recristalização quando ocorrem durante a deformação são denominados como dinâmicas. O acompanhamento da evolução microestrutural neste caso é extremamente difícil de serem feitas simultaneamente com a deformação. Dessa forma, a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica são observadas indiretamente através de curvas tensão-deformação obtidas em ensaios mecânicos a quente como tração, compressão ou torção. Técnica é denominada como “metalografia mecânica” não sendo esta técnica objetivo de estudo desta dissertação.

Na FIG. 2.9 é possível observar a ocorrência dos fenômenos de recuperação e recristalização, estática e dinâmica em condições associadas ao trabalho mecânico a quente.

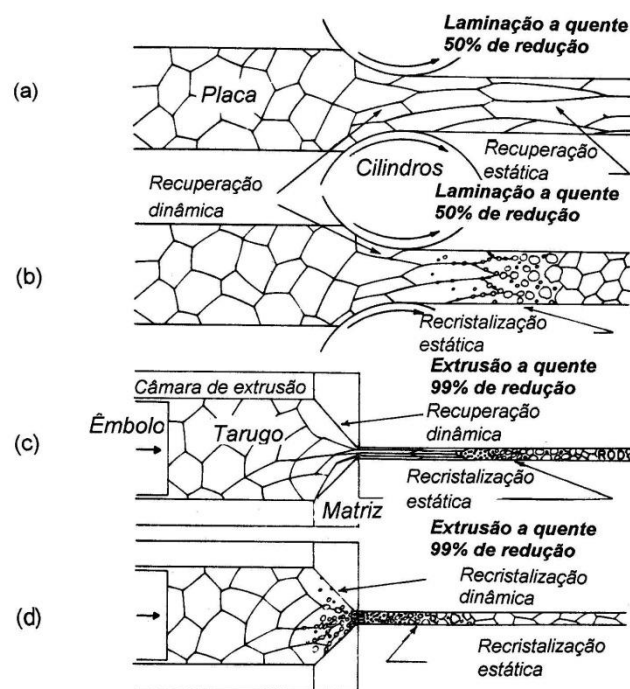


FIG. 2.11: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE. (b) durante a laminação para metais de baixa EDE. (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE. (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE (Adaptado de: MCQUEEN; JONAS, 1975).

A possibilidade de um metal se comportar de maneira estática ou dinâmica está relacionada com a sua energia de falha de empilhamento (EFE). Metais com alta (EFE)

apresentam cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e conseqüentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa (EFE) apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos sempre aumenta com a deformação. Dessa forma, a ocorrência da recristalização dinâmica é potencializada. A (EFE) é tanto maior quanto menor for a distância entre as discordâncias parciais.

No entanto, como o trabalho a morno ocorre em intervalos de temperaturas intermediárias (entre 0,5 e 0,2 da temperatura de fusão (T_f) do metal ou da liga em escala absoluta), somente torna-se passível de fenômenos associados a recuperação. Por outro lado, no trabalho a frio qualquer fenômeno de restauração é inibido em função de ocorrer em intervalos de temperaturas inferiores ($T_f < 0,2$).

De acordo com (MISHRA; KUNAR, 2014) o processo de fricção e mistura é único no sentido de que as entradas das variáveis calor e tensão são feitas simultaneamente. Conseqüentemente, o tipo de recuperação e recristalização que ocorrem em SFM e PFM é uma combinação de trabalho a frio, a morno e a quente conforme apresentado pela FIG. 2.10.

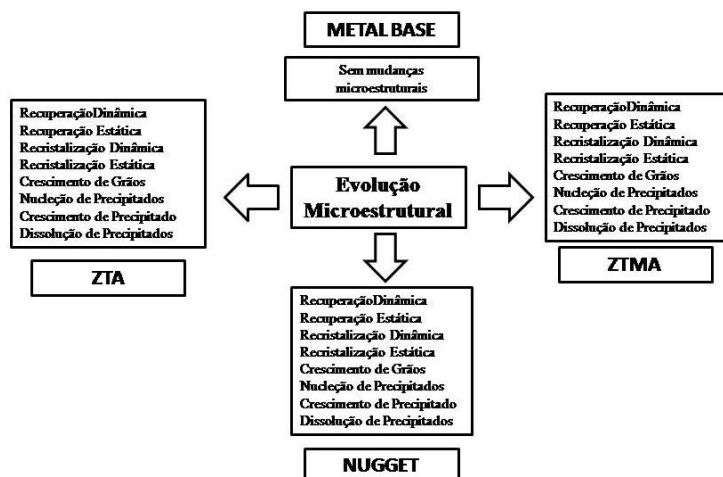


FIG. 2.12: Evolução Microestrutural em Diferentes Zonas (Adaptado de: MISHRA; KUNAR, 2014).

2.3.1 Recuperação Estática

A deformação plástica nos metais resulta em um aumento na densidade de discordâncias e de defeitos puntiformes, conseqüentemente provocando uma mudança nas

propriedades mecânicas e físicas. A exposição deste metal que inicialmente foi deformado plasticamente a frio a temperaturas elevadas resulta em uma recuperação estática, através dos seguintes mecanismos: aniquilação de defeitos puntiformes, migração de defeitos puntiformes para contornos de grãos, aniquilação de discordâncias de sinais opostos e rearranjo de discordância formando contornos de pequeno ângulo, causando uma considerável diminuição na energia interna associada a estes defeitos, para uma faixa de temperatura compreendida entre 0,2 a 0,3 da temperatura de fusão absoluta do metal ou liga. Para a formação de subgrãos, há a necessidade de uma maior atividade térmica devido à necessidade de ocorrência de escorregamento cruzado e escalada, fenômenos estes que ocorrem para uma temperatura de aproximadamente 0,4 da temperatura de fusão. Com isso, provocando uma restauração das suas propriedades físicas. Contudo, essa recuperação irá depender das condições de deformação, assim como a temperatura associadas ao tratamento térmico (HUMPRHEYS; HATHERLY, 2004)

Na FIG.2.11 é possível observar as etapas que ocorrem durante o processo de recuperação estática iniciando a partir de um emaranhado de discordâncias (a), seguindo a formação de células de discordância (b), aniquilação de discordância de sinais opostos (c), chegando até uma estrutura de subgrãos (d).

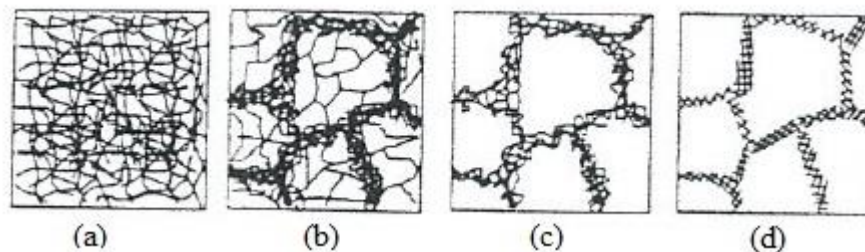


FIG. 2.13: Evolução microestrutural durante um processo de recuperação estática (Adaptado de: HUMPRHEYS; HATHERLY, 2004).

Estes limites de subgrãos diferem dos limites de grãos normais em sua estrutura interna, energia de superfície e gradientes de orientação. Também são denominados como limites de baixo ângulo ($< 5^\circ$), enquanto os limites de grão normais são designados como limites de alto ângulo ($> 15^\circ$).

A energia superficial desses limites de baixo ângulo é menor que a dos limites de alto ângulo conforme PADILHA; SICILIANO (2005). O fenômeno de recuperação provoca uma

redução na energia total armazenada nos limites do subgrãos através do crescimento do mesmo.

A presença de partículas de segunda fase influencia no processo de recuperação onde estas partículas interagem com discordâncias e limites de baixo ângulo. Assim, as partículas de segunda fase em limites de baixo ângulo impedem o movimento de discordâncias com uma tensão de cisalhamento oposta (τ). Esta tensão de cisalhamento oposta é significativa apenas quando o espaçamento entre partículas é muito pequeno, isto é, na faixa de nanômetros. Deste modo, as partículas de segunda fase reduzem a formação e o crescimento do subgrãos. A resistência ao movimento do contorno exercida pelas partículas é proporcional a razão entre fração volumétrica e diâmetro médio do precipitado, logo, quanto mais fina a dispersão e quanto maior a fração volumétrica, maior será a força retardadora (PADILHA; SICILIANO, 2005).

2.3.2 Recristalização Estática

Diferentemente da recuperação estática que provoca um rearranjo de discordância resultando numa estrutura de subgrãos, na recristalização estática, as discordâncias na microestrutura deformada reorganizam-se para formar um novo conjunto de grãos isentos de tensão e separados uns dos outros por limites de grão de alto ângulo. Aqui os grãos deformados podem ser considerados como sendo a fase original, enquanto que os grãos recristalizados, isto é, sem tensão, constituem um produto final.

A principal diferença entre a transformação de fase convencional e a recristalização é quanto o produto formado. Para a transformação de fase convencional, a fase produto dos núcleos provém de flutuações da composicional, enquanto que a mesma não se aplica para a recristalização. Assim, a nucleação de grãos recristalizados ocorre tipicamente em microestruturas homogêneas como: limites de grão, bandas de transição, bandas de cisalhamento e partículas de segunda fase (para ligas de duas fases).

2.3.3 Recuperação Dinâmica

À medida que o metal é deformado a quente, o número de defeitos cristalinos aumenta significativamente. Devido à ativação térmica, as discordâncias geradas se rearranjam para uma estrutura de subgrãos. A temperatura elevada permite que em um determinado momento, a quantidade de defeitos gerados seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados. Sendo assim, um estado estacionário é atingido, ou seja, a quantidade de defeitos permanece constante.

Durante o processo de recuperação dinâmica, os contornos de alto ângulo permanecem estáticos, ou seja, não migram. Como consequência, os grãos vão se alongando de acordo com o processo de deformação e os subgrãos mantendo uma estrutura equiaxial, conforme apresentado pela FIG. 2.14.

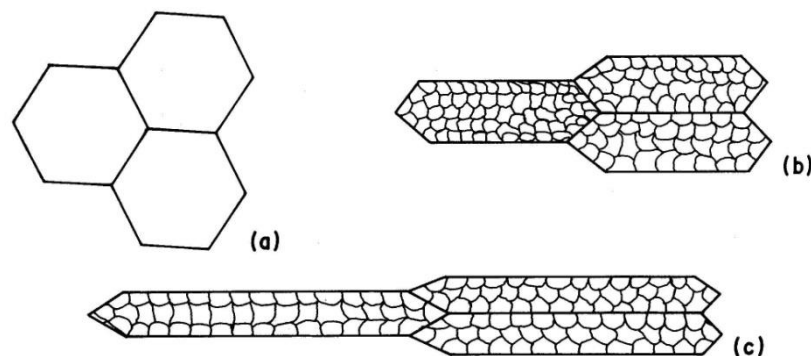


FIG. 2.144: Alterações microestruturais durante a recuperação dinâmica. (a) microestrutura inicial; (b) microestrutura após uma deformação ϵ_1 ; (c) microestrutura após uma deformação $\epsilon_2 > \epsilon_1$ (Adaptado de: PADILHA; SICILIANO, 2005).

De acordo com PADILHA; SICILIANO (2005), no interior dos subgrãos existem discordâncias que são geradas e eliminadas durante o processo de deformação. A quantidade de discordâncias, o espaçamento médio entre elas e a diferença de orientação entre os subgrãos não irão variar quando atingido o estado estacionário

Ainda de acordo com PADILHA; SICILIANO (2005), as ligas de Al puras exibem tipicamente uma recuperação dinâmica enquanto que para as ligas de Al com precipitados de segunda fase é observada uma combinação de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica.

2.3.4 Recristalização Dinâmica

Na recristalização dinâmica, deve-se considerar uma aniquilação em massa de defeitos através da migração de contornos de grão de alto ângulo. Diferentemente da recuperação dinâmica cuja eliminação dos defeitos, acontece por eventos individuais de aniquilação de discordâncias de sinais opostos e do desaparecimento de defeitos puntiformes.

A ocorrência da recristalização dinâmica está associada à geração de um grande número de defeitos durante a deformação a quente. Esses defeitos não podem ser eliminados apenas por recuperação dinâmica, seja devido às altas taxas de deformação ou devido à baixa EFE do material, aumentando assim o potencial termodinâmico para a recristalização.

A deformação inicial dos grãos originais através de um processo termomecânico proporciona o início do fenômeno de recristalização dinâmica, através do qual são formados novos grãos livres de deformação. No caso da aplicação contínua de deformação, novas discordâncias serão introduzidas nos grãos recristalizados formando assim subgrãos, inibindo o seu crescimento adicional. Com a deformação adicional estes subgrãos fornecem novos locais de nucleação para recristalização. Assim, com uma deformação contínua, a microestrutura sofre uma série de eventos de recristalização dinâmica.

O início da recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão, mecanismo este, denominado por formação de colares sucessivos "necklacing", que consiste em nuclear novos grãos em etapas que avançam em direção ao interior do grão original conforme FIG. 2.16.

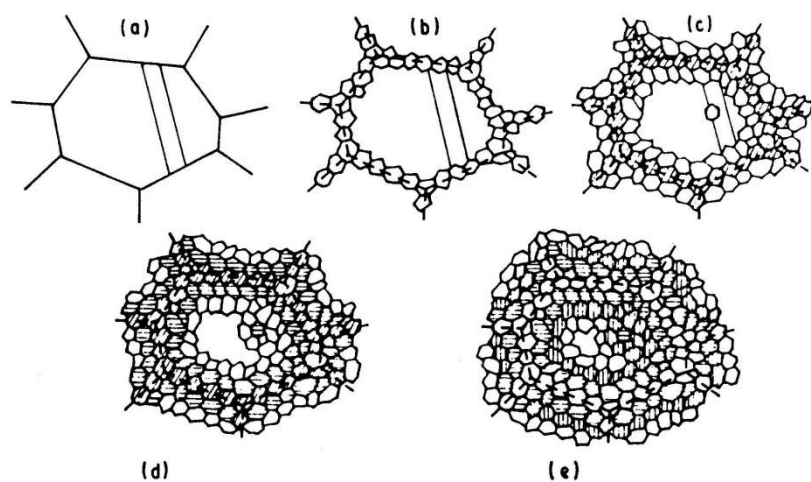


FIG. 2.156: (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário (Adaptado de: SELLARS, 1986).

O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição de energia livre devida à eliminação dos defeitos cristalinos. É importante notar que quando um colar é formado, o mesmo para de crescer porque a amostra está sendo constantemente deformada. Portanto, os grãos recristalizados dinamicamente param de crescer e permanecem pequenos, pois o potencial termodinâmico vai sendo igualado com o restante da matriz deformada através das discordâncias geradas.

Dessa maneira, a microestrutura de grãos sofre, em geral, considerável refinamento quando passa pelo processo de recristalização dinâmica. Por outro lado, em condições de baixas taxas de deformação, os grãos param de crescer somente quando encontram seus vizinhos que também estão em crescimento (SELLARS, 1986).

De acordo com MURR *et al.* (1998) a recristalização dinâmica dos grãos na região do nugget ocorre mediante 5 estágios: durante o primeiro estágio, o material na região do nugget é misturado pelo pino da ferramenta, promovendo, desta forma, uma deformação inicial da estrutura de grãos do material. No segundo e terceiro estágio, ocorre a distorção dos grãos e o aumento na densidade de discordâncias. No quarto estágio, as regiões com alta densidade de discordâncias promovem a nucleação de novos grãos. No último estágio, ocorre um crescimento limitado dos grãos devido à geração adiabática de calor desenvolvida pelo processo conforme apresentado pela FIG. 2.17.

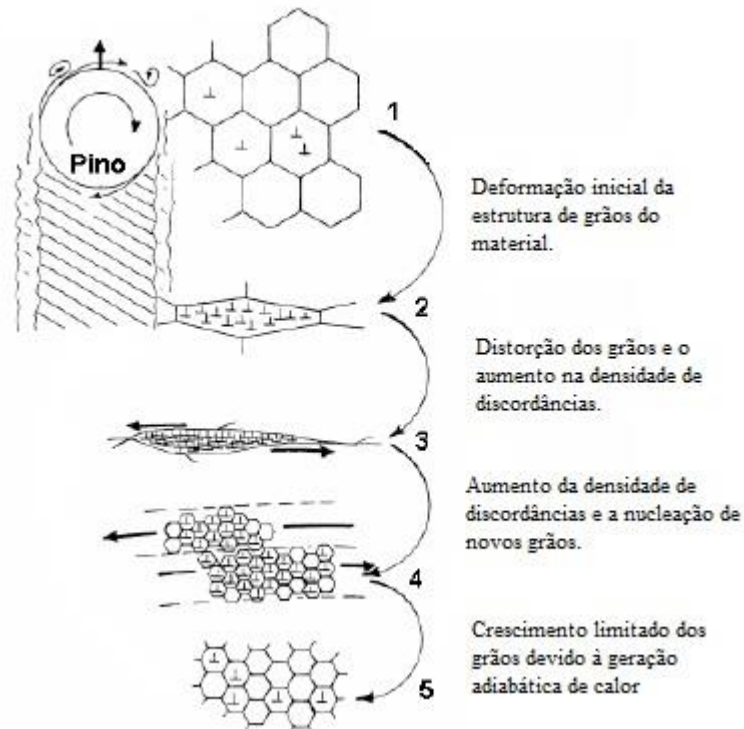


FIG. 2.7: Sequência esquemática da recristalização dinâmica no processo de soldagem (Adaptado de: MURR *et al.*, 1998).

SU *et al.* (2003) relatam que a região do nugget é o produto do fenômeno da recristalização dinâmica dos grãos, originado a partir das grandes deformações plásticas e do aquecimento localizado via fricção entre ferramenta e metal base. Assim como o aumento do gradiente de temperatura e deformação desde a ZTA/ZTMA até o nugget. Com isso, o desenvolvimento de altas densidades de discordância em grãos recristalizados no nugget pode ser verificado.

3 MATERIAL E MÉTODOS

Para o presente trabalho de dissertação de mestrado foram utilizadas as seguintes técnicas para caracterização mecânica e microestrutural a fim de avaliar o resultado do efeito do processamento por fricção e mistura (PFM) e da soldagem por fricção e mistura (SFM) em chapas de 3,00 mm de espessura laminadas a frio oriundas da liga de alumínio 7475-T7351 laminadas a quente: Macroscopia; MO (Microscopia Óptica); MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) e EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*- Difração por Elétrons Retroespalhados); e Medidas de Nanoindentação Instrumentada.

3.1 MATERIAL

Para tal estudo foi utilizado como material uma liga de alumínio de nomenclatura 7475-T7351 (segundo a norma SAE AMS4202), processada via laminação piloto a temperatura ambiente com redução de 10% na espessura a cada passe (totalizando 13 passes), partindo de uma espessura inicial de 12,7 mm até uma espessura final de 3 mm (CASANOVA, 2016). Na TAB. 3.1 estão apresentados os elementos da composição química obtida pela análise de espectroscopia de emissão óptica, realizada nos laboratórios do CTS-Solda (DINIZ, 2015).

TAB. 3.1: Composição química da liga 7475-T7351 (% em peso) (DINIZ, 2015).

Composição química da liga 7475-T7351 (% em peso)									
Al	Zn	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Ni	Ti
89,5000	5,6700	1,7800	2,3800	0,0438	0,2420	0,0090	0,1970	0,0132	0,0413
Be	Ca	V	Pb	Sn	Zr	Ga	Cd	Co	Outros
0,0004	0,0028	0,0184	0,0041	0,0057	0,0007	0,0092	0,0038	0,0032	0,0754

3.2 MÉTODOS

Após as amostras serem processadas via processo SFM e PFM, em confronto com a condição estrutural do metal base, as mesmas foram submetidas as seguintes etapas para caracterizações para fins de:

- Análise macroscópica via estereoscópico, para identificar macrodefeitos;
- Análise microestrutural, através de microscopia eletrônica de varredura - MEV em conjunto com os detectores de elétrons secundários, de elétrons retroespalhados e de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) para analisar/mensurar a Zona Termicamente Afetada (ZTA), Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA), e “Nugget” provenientes do processo SFM e PFM.
- Análise das propriedades mecânicas obtidas através de nanoindentação instrumentada.

3.2.1 Identificação das Amostras

Para uma melhor apresentação e discussão dos resultados, com base nos processamentos realizados, as amostras foram identificadas segundo um código alfanumérico de acordo com seu processamento e parâmetro utilizado. As amostras receberam a seguinte estrutura de codificação: PPPXX/YYYY/ZZZ/WW/KKK, onde: “PPP” refere-se ao tipo de processo utilizado, “XX” a sequência numérica crescente das amostras, “YYY” a rotação por minuto (RPM) da ferramenta, “ZZZ” a velocidade de avanço (mm/min) da ferramenta, “WW” a inclinação em graus da ferramenta e “KKK” a penetração do ombro da ferramenta no metal base.

3.2.2 Soldagem por Fricção e Mistura (SFM) e Processamento por Fricção e Mistura (PFM)

Para a realização dos processos SFM e PFM, foram utilizadas amostras PFM01/Parâmetros à PFM12/Parâmetros, assim como SFM13/Parâmetros à SFM19/Parâmetros. Para o processamento das amostras foi utilizada a máquina de SFM e

PFMda marca MTI (*Manufacturing Technology Inc.*) equipamento composto por 5-eixos, eixo-ferramenta de 30 kW, força axial máxima de 80 kN e RPM máximo de 3000. Equipamento este localizado no Instituto de Pesquisas Tecnológicas - IPT - Núcleo de Estruturas Leves - LEL, instalado no Parque Tecnológico São José dos Campos (SP / Brasil), conforme fotografia apresentada na FIG. 3.1.

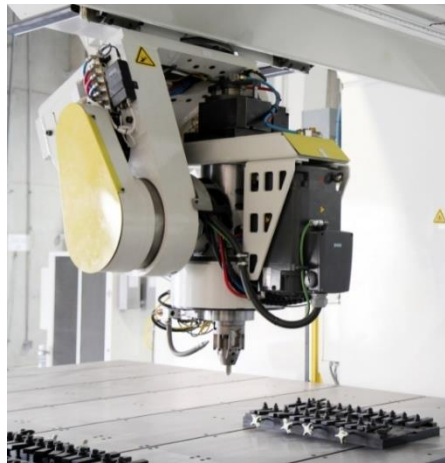


FIG. 3.1: Equipamento de SFM e PFM utilizado no processamento da liga AA7475-T7351 laminada a temperatura ambienteobjeto de estuda desta dissertação (Próprio Autor).

Tais amostras tinhamas dimensões de aproximadamente 50 x 100 x 3 mm (comprimento x largura x espessura, respectivamente), e foramposicionadas em uma junta de topo sem chanfro para o caso de processamento via SFM conforme FIG. 3.2(a). Já para o caso de processamento via FSP, as amostras tinham dimensões de aproximadamente 50 x 50 x 3 mm (comprimento x largura x espessura, respectivamente) conforme FIG. 3.2(b).

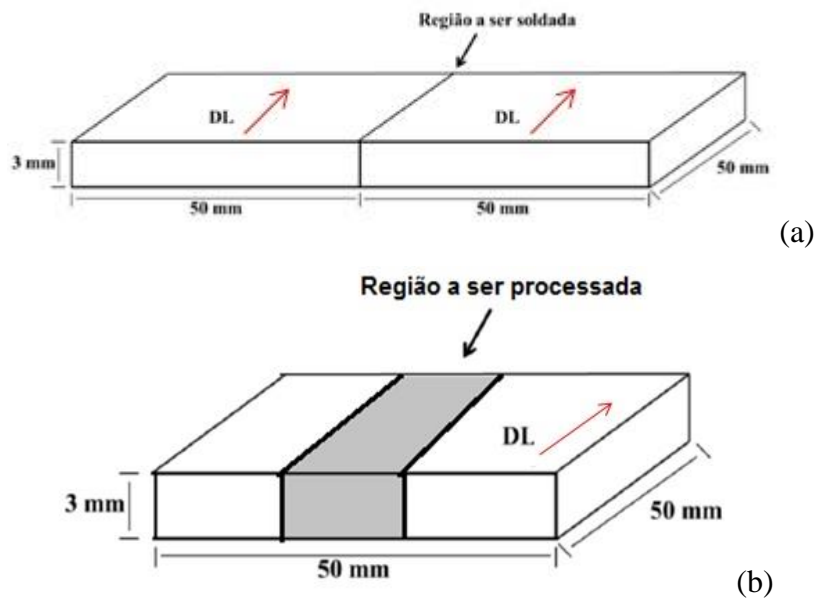


FIG. 3.2(a) - Junta de topo sem chanfro para o caso de processamento via SFM (b) - Região de processamento via PFM (Próprio Autor).

Os valores correspondentes ao dimensional da ferramenta de processo SFM/PFM são: 3 mm para o comprimento do pino, 5 mm para o diâmetro do pino e de 12 mm para o ombro da ferramenta conforme FIG. 3.3. O dimensional utilizado baseou-se no estudo de DIEGUEZ *et al.* (2012).

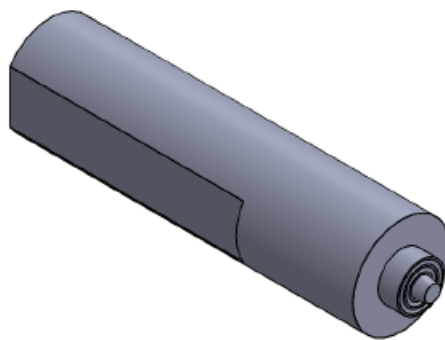


FIG. 3.3: Imagem em Perspectiva da Ferramenta utilizada na SFM e PFM Desta Dissertação (Próprio Autor).

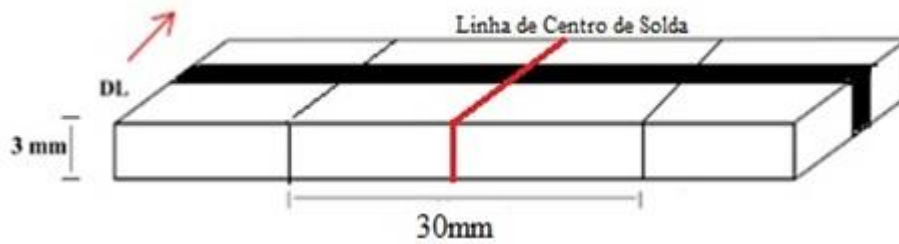
Para realização dos processos SFM e PFM, foram testados alguns parâmetros como: velocidade de rotação da ferramenta, velocidade de soldagem ou avanço, ângulo de inclinação da ferramenta e imersão do ombro, conforme TAB. 3.2, a fim de se obter uma evolução microestrutural e mecânica ao longo das regiões apresentadas durante o processo, como, ZTA, ZTMA e Nugget. Para as amostras compreendidas entre 1 a 12 adotou-se o processo PFM, já para as amostras compreendidas entre 13 a 19 adotou-se o processo SFM.

TAB. 3.2: Valores de Parâmetros Utilizados na SFM e no PFM (Próprio Autor).

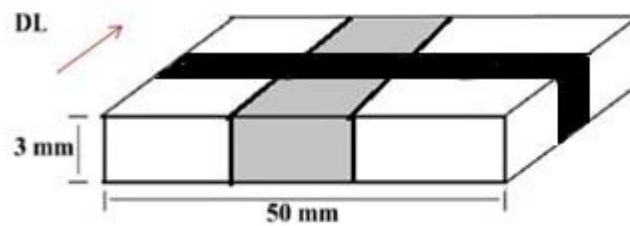
Amostra	RPM	Velocidade de Soldagem (mm/min)	Inclinação (°)	Imersão do Ombro
1	350	50	3	0,00
2	350	100	3	0,05
3	500	100	3	0,05
4	350	50	3	0,05
5	350	50	3	0,10
6	500	50	3	0,00
7	500	50	0	0,00
8	1000	50	3	0,00
9	1000	50	3	0,05
10	1000	100	3	0,05
11	1500	100	3	0,05
12	1500	100	3	0,08
13	1500	100	3	0,08
14	1000	100	3	0,08
15	1000	50	3	0,10
16	2000	50	3	0,10
17	2000	50	2	0,10
18	2000	50	3	0,10
19	2500	50	3	0,10

3.2.3 Caracterização

Com o objetivo de realizar a caracterização microestrutural e mecânica das amostras propostas para este trabalho, nas suas duas condições distintas de processamento, SFM e PFM, as mesmas foram seccionadas conforme FIG. 3.5 (a) e (b) com o auxílio da máquina de corte de precisão, Minitom do fabricante Struers (laboratório de metalografia do IME) e embutidas a frio em resina poliéster. As dimensões determinadas para a amostra abrangem a área de contato do ombro da ferramenta mais 18mm devido ação térmica, sendo preparadas de acordo com a exigência de cada técnica.



(a)



(b)

FIG. 3.4 (a) – Seção de corte para amostra SFM com 30 mm de comprimento, 3 mm de largura e 10 mm de espessura. (b) – Seção de corte para amostra PFM com 50 mm de comprimento, 3 mm de largura e 10 mm de espessura. Posteriormente o comprimento da amostra foireduzido a 30 mm em máquina de corte de precisão (Próprio Autor).

3.2.3.1 Análise Macroestrutural

As amostras já cortadas e embutidas foram destinadas a análise macroestrutural com auxílio do estereoscópio Carl Zeiss - Stemi 2000 C, serão lixadas em uma lixadeira rotativa manual com lixas de carboeto de silício de 600, 1200, 1500, 2000, 2500 e 5000#. Após a etapa de lixamento as amostras foram lavadas sob água corrente, com álcool e secadas com jato de ar quente.

3.2.3.2 Análise Microestrutural via Microscopia Óptica

As amostras destinadas a análise via microscopia óptica foram lixadas em uma lixadeira rotativa manual com lixas de carbetto de silício de 600, 1200, 1500, 2000, 2500 e 5000#. Após a etapa de lixamento as amostras foram lavadas sob água corrente, com álcool e secadas com jato de ar quente.

Posteriormente foram polidas mecanicamente com abrasivos de alumina, na forma de solução aquosa, com granulometria de 0,3 μm dispersas em um pano com auxílio de água destilada. O tempo de permanência na ação de polimento foi de aproximadamente 10 minutos, sendo posteriormente lavadas em água corrente e álcool, e secadas com jato de ar quente.

Por fim, as amostras foram submetidas ao polimento eletrolítico realizado com uma solução de 30% de ácido nítrico (HNO_3) e 70% de metanol (CH_3OH) a uma temperatura de -30°C com a aplicação de 8 V durante aproximadamente 5 segundos. Posteriormente lavadas com água e etanol e secas com jato de ar quente.

3.2.3.3 Análise Microestrutural via Microscopia Eletrônica de Varredura

Para visualização da microestrutura das amostras será utilizado o equipamento microscópio eletrônico de varredura modelo QUANTA 250 FEG fabricante FEI, instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME, as amostras foram preparadas metalograficamente segundo os procedimentos descritos no item 3.2.3.2 relativo às amostras destinadas a análise via microscopia óptica.

As análises foram conduzidas em quatro regiões distintas: MB, ZTA e ZTMA e Nugget, na faixa de $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ da espessura, a partir de obtenção de imagens com o detector de elétrons secundários (SE) e/ou elétrons Retroespalhados (BSE) os parâmetros a serem adotados serão os seguintes: abertura de 5; tensão de 10 kV; *Spot Size* de 5 e distância de trabalho (WD) de 10 mm.

Com base nas análises de EBSD realizadas por DINIZ, (2015) os melhores resultados de detecção de banda foram utilizando os seguintes parâmetros: tensão de 25 kV; *Spot Size* de 5; 6 de abertura; inclinação da amostra de 70° ; distância de trabalho de 20 mm; inclinação do detector de $10,4^\circ$; distância entre o detector e a amostra de 16 mm.

3.2.3.4 Nanoindentação Instrumentada

Com o objetivo de obter valores como dureza dinâmica elastoplástica (DHT-115-1) e plástica (DHT-115-2) das amostras em estudo foi utilizado o ensaio de nanoindentação instrumentada com indentador do tipo Berkovich (marca Agilent Technologies, modelo G200) instalado no laboratório de filmes fino da Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ). Quanto a preparação de superfície das amostras, as mesmas seguiram procedimento descrito no item 3.2.3.2 relativo às amostras destinadas a análise via microscopia óptica.

O ensaio de nanoindentação instrumentada caracteriza-se por gerar uma deformação do tipo elástica e plástica. Quando se tem o estabelecimento da deformação plástica resulta em uma impressão com uma projeção (A_p) sobre uma área de contato (A_s) com profundidade de contato (h_c), as quais estão associadas a uma superfície de contato entre indentador e amostra, que depende da forma do penetrador. A profundidade máxima (h_{max}) pode vir a atingir valores superiores a h_c em função da carga máxima aplicada e evolução da deformação plástica/elástica ao redor da indentação. Com a remoção do indentador e retorno elástico, a indentação resultante terá uma profundidade permanente (h_p) menor que h_{max} , conforme mostrado na FIG. 3.5 (GURGEL, 2016).

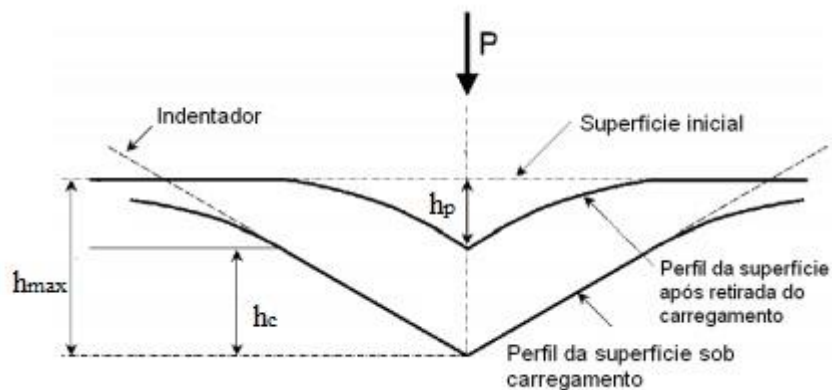


FIG. 3.5: Seção transversal de uma indentação axissimétrica (Adaptado de OLIVER e PHARR, 1992).

A medição da indentação instrumentada, dentre diversos tipos de teste, possui como opção um ciclo de carga e descarga. No gráfico de carga (F) de indentação *versus* o deslocamento (h) relativo à superfície antes da deformação. Os principais parâmetros são a

máxima penetração ($h_{\text{máx}}$), o pico de carga ($F_{\text{máx}}$) e a profundidade final após a descarga, denominada como indentação permanente (h_p) após a completa remoção da carga ($F=0$), além da profundidade de contato (h_c) citada anteriormente, e a h_r que é obtida pela interseção da reta tangente a curva de descarregamento com origem na carga máxima com o eixo de deslocamento (FIG. 3.6). (GURGEL, 2016).

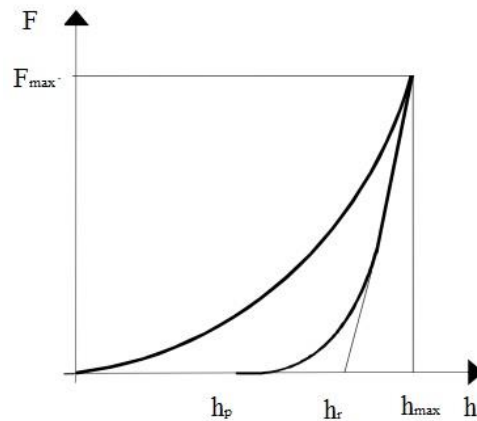


FIG. 3.6: Curva da carga aplicada versus deslocamento sob condição de carga e descarga em ensaio de nanoindentação instrumentada (Adaptado de OLIVER; PHARR, 1992).

A partir dos valores obtidos através do ensaio, como por exemplo, profundidade máxima da indentação ($h_{\text{máx}}$), força máxima aplicada ($F_{\text{máx}}$), profundidade de indentação associada a retorno elástico (h_r), profundidade de indentação vinculada a superfície da amostra em contato com a superfície do indentedor (h_c), e diagonais da indentação, são calculadas uma série de propriedades mecânicas.

Sendo h_c , a profundidade de contato do indentedor com a peça que está sendo testada, calculado pela equação (3.1):

$$h_c = h_{\text{máx}} - \epsilon \cdot (h_{\text{máx}} - h_r) \quad (3.1)$$

Na equação (3.1), $h_{\text{máx}}$ é a máxima profundidade alcançada pelo indentedor, e " h_r " é obtido graficamente a partir da derivada da curva força versus deslocamento do indentedor no descarregamento, no qual é a interseção da tangente da curva de descarregamento (a partir de $F_{\text{máx}}$) com o eixo do deslocamento (profundidade do indentedor). Onde ϵ depende da geometria do indentedor, sendo para o indentedor Triangular (Berkovich de 115°), $\epsilon = 3/4 = 0,75$.

A dureza dinâmica (DH) pode ser calculada a partir da força máxima aplicada durante o processo de indentação e a profundidade resultante, do qual pode se relacionar a profundidade

máxima – $h_{máx}$ (dureza dinâmica elasto-plástica – DH-1) ou a profundidade associada ao perfeito retorno elástico - h_r (dureza dinâmica plástica – DH-2). Tendo em vista que está é uma propriedade que relaciona a deformação plástica e elástica de uma amostra conforme representada pelas Equações (3.2) e (3.3) e identificadas como DHT ou DHV em função do uso do indentador Berkovich ou Vickers, respectivamente (GURGEL, 2016).

$$DH-1 = \frac{a.F_{máx}}{(h_{máx})^2} \quad (3.2)$$

$$DH-2 = \frac{a.F_{máx}}{(h_r)^2} \quad (3.3)$$

Onde,

a = constante no valor de 3,8584 para um indentador Berkovich;

$F_{máx}$ = Força máxima (N);

$h_{máx}$ = profundidade máxima de indentação (μm);

h_r = profundidade de indentação associada ao retorno perfeitamente elástico. Definida pelo ponto de interseção da reta tangente com a curva de descarregamento a partir da força máxima ($F_{máx}$) com o eixo horizontal vinculado a profundidade de indentação (μm), conforme FIG. 3.6.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção são apresentados e discutidos todos os resultados obtidos através das análises realizadas, conforme descrito no capítulo 3 de Material e Métodos. Desta forma, foi possível realizar um comparativo entre as formas de processamento por fricção e mistura (PFM) e soldagem por fricção e mistura (SPM) tendo como base as características do material na condição como recebida, correspondente ao metal base. Os resultados estão dispostos utilizando inicialmente a partir de uma análise macroscópica via estereoscópio do material passivo de processamento e soldagem, posteriormente expondo a análise da microestrutura via MEV para as amostras selecionadas, isentas de defeitos ou com a menor área de defeito possível e por fim a obtenção de valores de dureza dinâmica extraídas das análises de nanoindentação instrumentada.

4.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA DOS MACRODEFEITOS APRESENTADO VIA PFM

Previamente ao processo de SFM, adotou-se o processo de PFM cujo objetivo era encontrar um parâmetro adequado, ou seja, ao qual não se apresentasse defeito superficial e/ou interno prejudiciais ao desempenho do material ou no mínimo possível para início do processo SFM.

Uma análise macroscópica via estereoscópio e visual buscou identificar os macrodefeitos presentes na seção transversal e na superfície da chapa processada. Para uma melhor análise quanto à influência das variáveis de processo, dividiram-se as amostras em 10 blocos decorrentes do processamento por fricção e mistura (PFM), conforme TAB. 4.1. A apresentação dos macrodefeitos nas amostras encontra-se descritos nas macrografias apresentadas nas FIG. 4.1 a 4.10 através da superfície da chapa processada e da seção transversal com ampliação de 8x com indicações dos lados de avanço (LA) e de retrocesso (LR). As variações de parâmetro encontram-se descritos conforme TAB. 4.2 a TAB. 4.11.

TAB. 4.1: Divisão das amostras em blocos de 1 a 10 processado por PFM.

Blocos	Amostras	Blocos	Amostras
1	PFM1/350/50/3/0	6	PFM8/1000/50/0/0
	PFM4/350/50/3/5		PFM9/1000/50/0/5
	PFM5/350/50/3/10	7	PFM9/1000/50/0/5
2	PFM 4/350/50/3/5		PFM10/1000/100/0/5
	PFM2/350/100/3/5	8	PFM10/1000/100/0/5
3	PFM2/350/100/3/5		PFM11/1500/100/0/5
	PFM3/500/100/3/5	9	PFM11/1500/100/0/5
4	PFM 7/500/50/3/0		PFM12/1500/100/0/8
	PFM 6/500/50/0/0	10	PFM 2/350/100/3/5
PFM 6/500/50/0/0	PFM 3/500/100/3/5		
PFM8/1000/50/0/0	PFM10/1000/100/0/5		
	PFM11/1500/100/0/5		
			PFM12/1500/100/0/8

Através da análise macroscópica via estereoscópio apresentada na FIG. 4.1, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 1, conforme TAB. 4.2. Sendo possível observar na FIG. 4.1 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado o valor de 0,1 mm para a profundidade de penetração da ferramenta em substituição aos valores de 0,00 e 0,05. Resultado este, de acordo com estudo de OLIVIECKI; BESKOW (2013), ao qual apresentam o resultado do aumento da força imersão exercida pelo ombro da ferramenta na superfície da amostra com a redução da área do macrodefeito de cavidade, favorecendo assim a ação de forjamento do material durante o desenvolvimento do fluxo plástico.

TAB. 4.2: Parâmetros bloco 1 com variação da profundidade de penetração da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	1	350	50	3	0,00
PFM	4	350	50	3	0,05
PFM	5	350	50	3	0,10

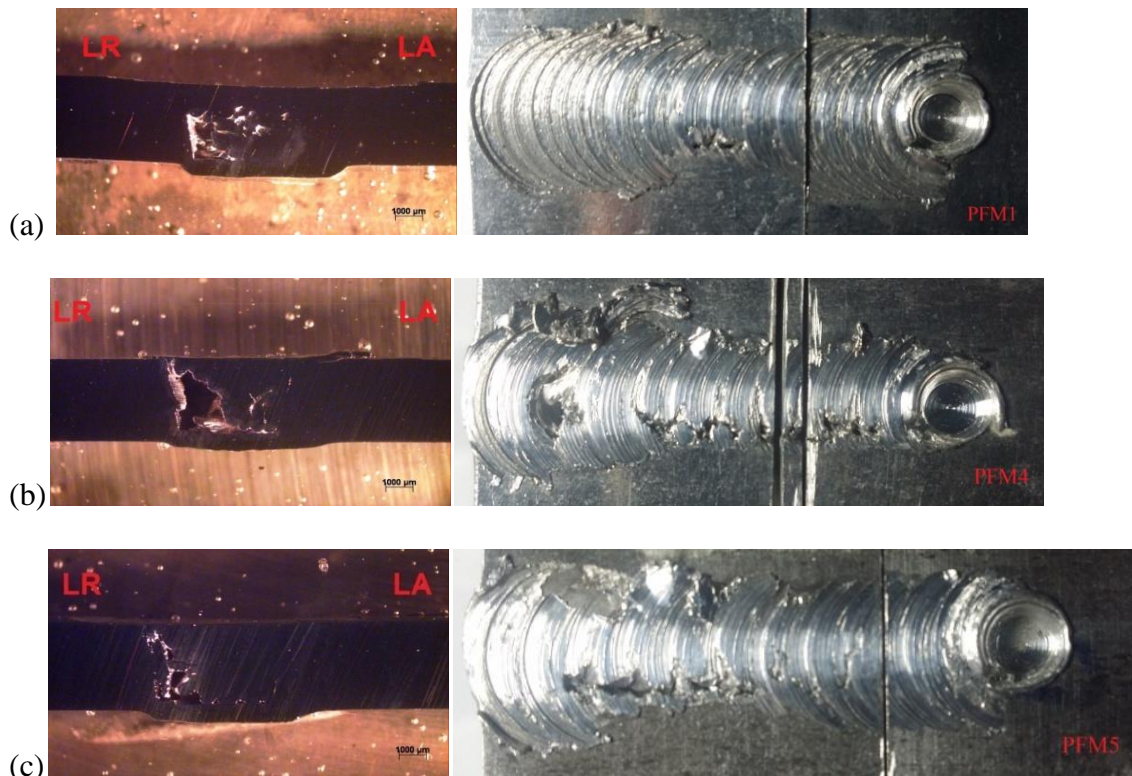


FIG. 4.2: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 1:(a) Amostra PFM1, (b) Amostra PFM4 e (c) Amostra PFM5.

De acordo com a FIG. 4.2, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 2, conforme TAB. 4.3. É possível observar na FIG. 4.2 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de avanço de soldagem de 100 mm/min em substituição ao valor de 50 mm/min. Resultado este, em desacordo com estudo de ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

A descontinuidade do tipo cavidade origina-se em decorrência da diminuição da temperatura ao redor do pino e conseqüentemente pela diminuição do efeito de mistura do fluxo plástico. Assim como pode ser gerada a partir de altas velocidades de avanço. Altas velocidades fazem com que o material tenha um baixo aporte térmico, ou seja, menos aquecido durante a rotação da ferramenta. Proposições estas feitas por ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

No caso da amostra 2, aumentos de velocidade de avanço, tenderiam a provocar uma redução no aporte térmico e conseqüentemente o aumento do macrodefeito em relação a amostra 4, fenômeno este não verificado na FIG. 4.2.

TAB. 4.3: Parâmetros bloco 2 com variação na velocidade de avanço da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	4	350	50	3	0,05
PFM	2	350	100	3	0,05

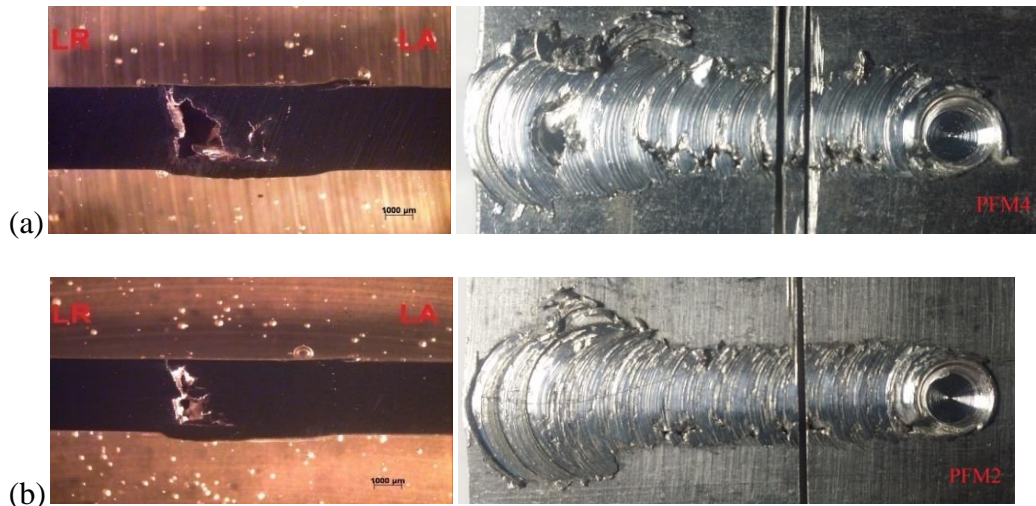


FIG. 4.3: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 2: Amostra PFM4 e (b) Amostra PFM2.

De acordo com a FIG. 4.3, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 3, conforme TAB. 4.4. É possível observar na FIG. 4.3 uma leve redução da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de 500 mm/min em substituição ao valor de 350 mm/min. Resultado este, em acordo com estudo de ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

TAB. 4.4: Parâmetros bloco 3 com variação na rotação por minuto da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	3	500	100	3	0,05
PFM	2	350	100	3	0,05

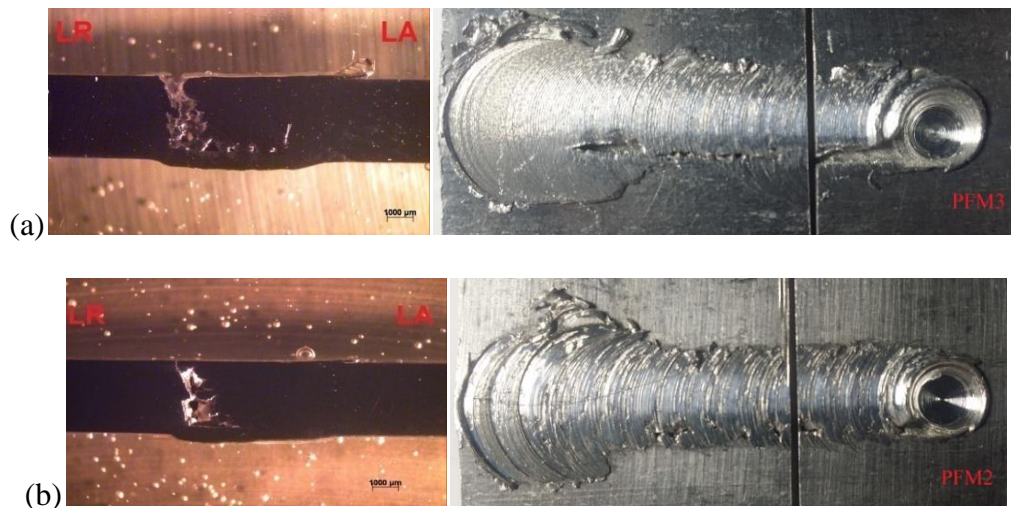


FIG. 4.4: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 3:(a) Amostra PFM3 e (b) Amostra PFM2.

De acordo com a FIG. 4.4, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 4, conforme TAB. 4.5. É possível observar na FIG. 4.4 uma movimentação na área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de 3° de inclinação em substituição ao valor de 0° de inclinação.

Resultado este, em acordo com estudo de CHEN *et al.* (2006). De acordo com CHEN *et al.* (2006), o aumento da inclinação eleva a força de forjamento exercida pelo ombro da ferramenta na parte traseira da junta de soldagem. Desta forma, durante o deslocamento da ferramenta, o material deformado plasticamente na parte traseira do pino é submetido a forças de forjamento mais intensas permitindo que o material deformado plasticamente preencha de forma mais eficaz a região de forjamento.

TAB. 4.5: Parâmetros bloco 4 com variação na inclinação da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	7	500	50	0	0,00
PFM	6	500	50	3	0,00

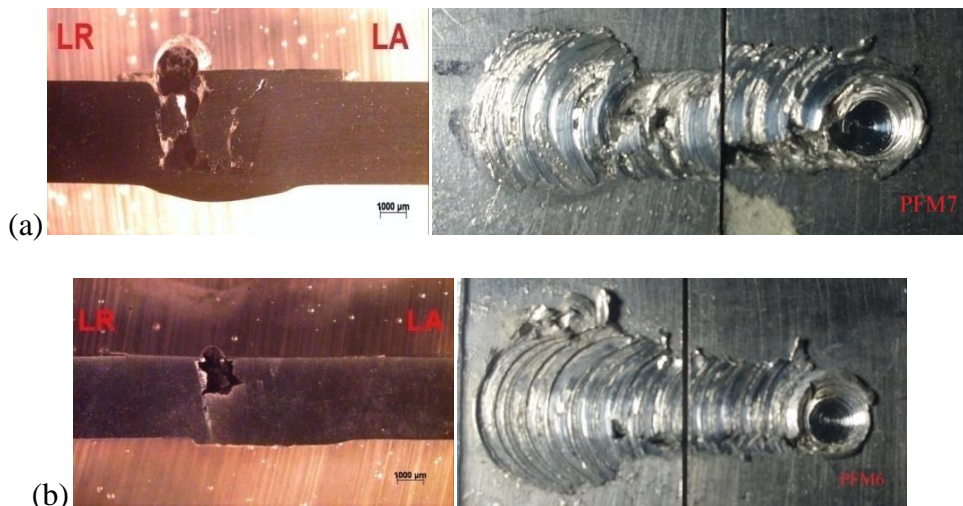


FIG. 4.5: Aspecto transversal e de superfícidas amostras do bloco 4:(a) Amostra PFM7 e (b) Amostra PFM6.

De acordo com a FIG. 4.5, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 5, conforme TAB. 4.6. É possível observar na FIG. 4.5 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de velocidade de rotação de 1000 RPM em substituição ao valor de 500 RPM. Resultado este, em acordo com estudo de ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

A descontinuidade do tipo cavidade origina-se em decorrência da diminuição da temperatura ao redor do pino e conseqüentemente pela diminuição do efeito de mistura do fluxo plástico. Assim como pode ser gerada a partir de altas velocidades de avanço. Altas velocidades fazem com que o material tenha um baixo aporte térmico, ou seja, menos aquecido durante a rotação da ferramenta. Proposições estas feitas por ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

No caso da amostra 8, aumentos de velocidade de rotação, provocam umaumento no aporte térmico e conseqüentemente uma melhoria no efeito de mistura do fluxo plástico. Gerando assim uma redução do macrodefeito em relação a amostra 6, fenômeno este verificado na FIG. 4.5.

TAB. 4.6: Parâmetros bloco 5 com variação na rotação da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	6	500	50	3	0,00
PFM	8	1000	50	3	0,00

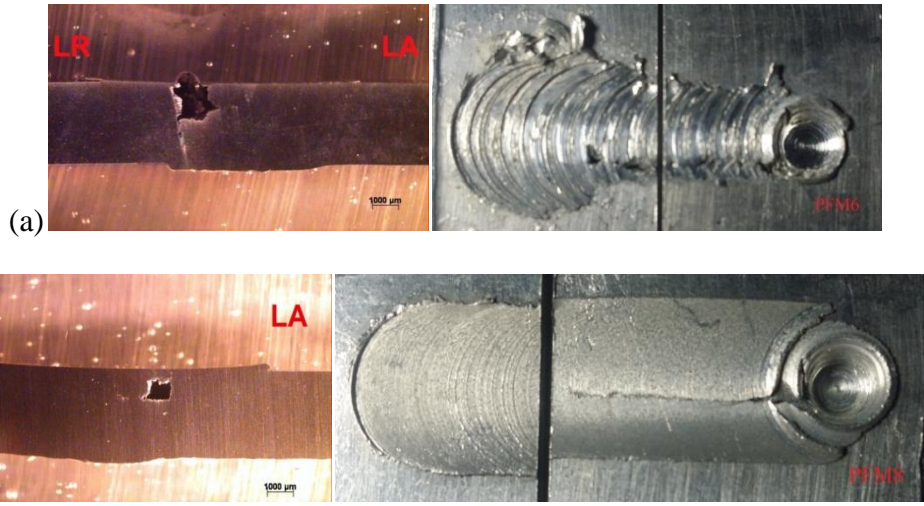


FIG. 4.6: Aspecto transversal e de superfícies das amostras do bloco 5:(a) Amostra PFM6 e (b) Amostra PFM8.

De acordo com a FIG. 4.6, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 6, conforme TAB. 4.7. Sendo possível observar na FIG. 4.6 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado o valor de 0,05 mm para a profundidade de penetração da ferramenta em substituição ao valor de 0,00. Resultado este, de acordo com estudo de OLIVIECKI; BESKOW (2013), ao qual apresentam o resultado do aumento da força imersão exercida pelo ombro da ferramenta na superfície da amostra com a redução da área do macrodefeito de cavidade, favorecendo assim a ação de forjamento do material durante o desenvolvimento do fluxo plástico.

TAB. 4.7: Parâmetros bloco 6 com variação na profundidade de penetração da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	8	1000	50	3	0,00
PFM	9	1000	50	3	0,05

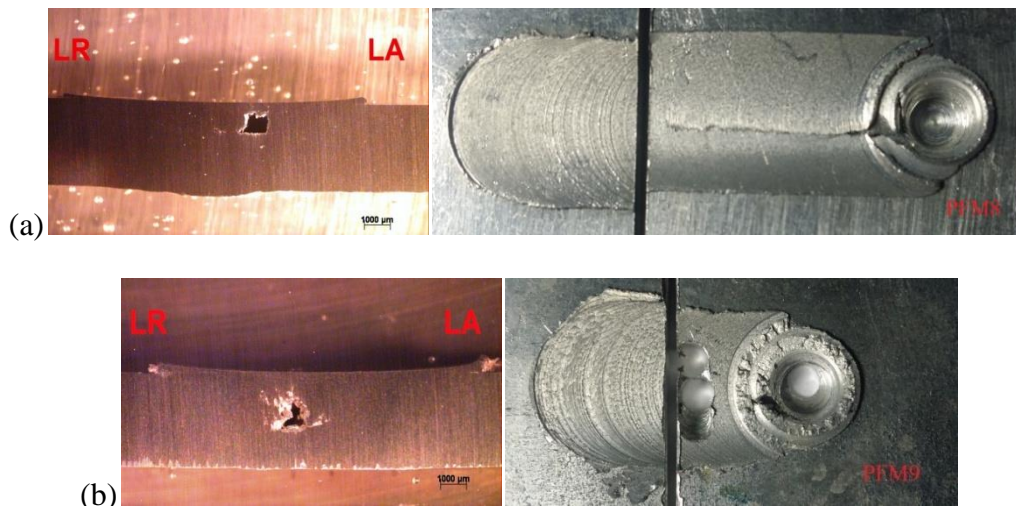


FIG. 4.7: Aspecto transversal e de superfíciedas amostras do bloco 6:(a) Amostra PFM8e (b) Amostra PFM9.

De acordo com a FIG. 4.7, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 7, conforme TAB. 4.8. Não sendo possível observar na FIG. 4.7 redução da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de 50 mm/min em substituição ao valor de 100 mm/min de velocidade de avanço de soldagem.

TAB. 4.8: Parâmetros bloco 7 com variação na velocidade de avanço.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	9	1000	50	3	0,05
PFM	10	1000	100	3	0,05

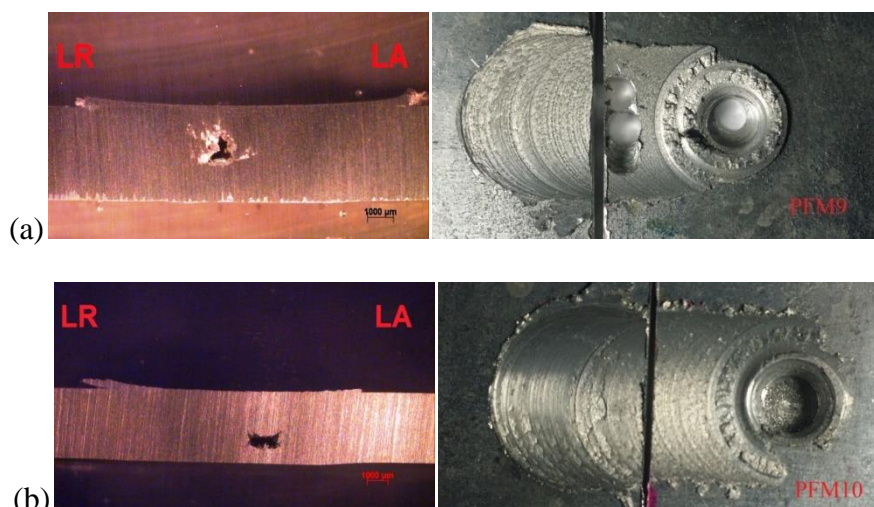


FIG. 4.8: Aspecto transversal e de superfíciedas amostras do bloco 7:(a) Amostra PFM9 e (b) Amostra PFM10.

De acordo com a FIG. 4.8, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 8, conforme TAB. 4.9. Não sendo possível observar na FIG. 4.8 redução da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de 1500 RPM em substituição ao valor de 1000 RPM de velocidade de rotação.

TAB. 4.9: Parâmetros bloco 8 com variação na velocidade de avanço.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	10	1000	100	3	0,05
PFM	11	1500	100	3	0,05

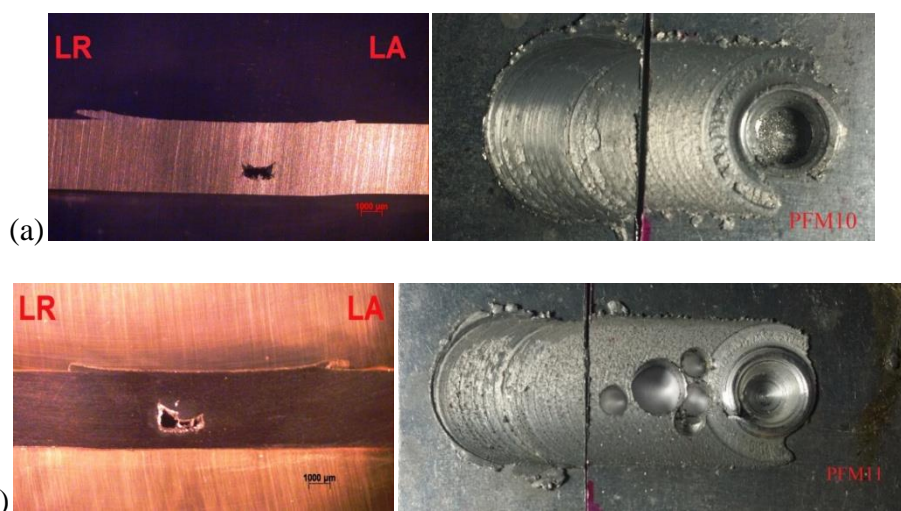


FIG. 4.9: Aspecto transversal e de superfíciedas amostras do bloco 8:(a) Amostra PFM10 e (b) Amostra PFM11.

De acordo com a FIG. 4.9, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 9, conforme TAB. 4.10. Sendo possível observar na FIG. 4.9 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado o valor de 0,08 mm para a profundidade de penetração da ferramenta em substituição ao valor de 0,05. Resultado este, de acordo com estudo de OLIVIECKI; BESKOW (2013), ao qual apresentam o resultado do aumento da força imersão exercida pelo ombro da ferramenta na superfície da amostra com a redução da área do macrodefeito de cavidade, favorecendo assim a ação de forjamento do material durante o desenvolvimento do fluxo plástico.

TAB. 4.10: Parâmetros bloco 9 com variação na velocidade de avanço.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	11	1500	100	3	0,05
PFM	12	1500	100	3	0,08

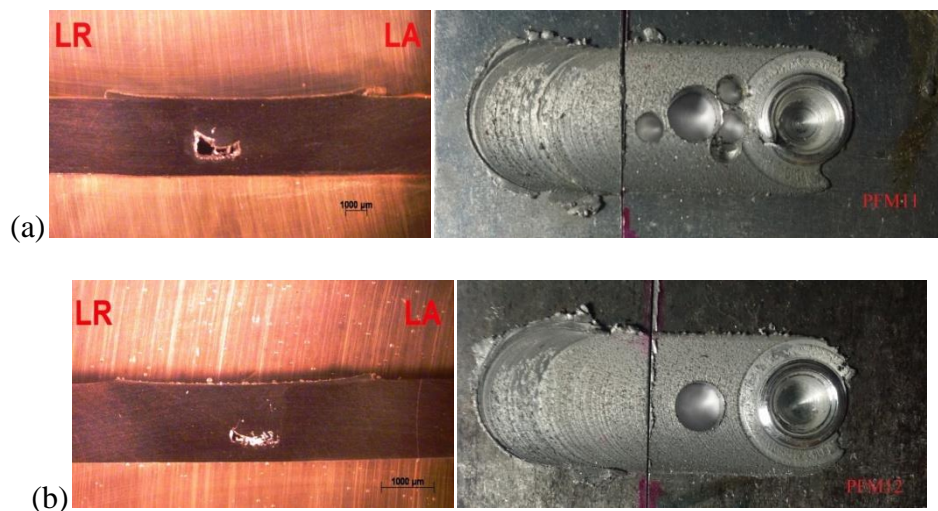


FIG. 4.10: Aspecto transversal e de superfícies das amostras do bloco 9:(a) Amostra PFM11 e (b) Amostra PFM12.

De acordo com a FIG. 4.10 é possível observar uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade para os aumentos sucessivos de velocidade de rotação no valor de 350, 500 e 1000 RPM. No entanto, quando realizado o aumento de velocidade de rotação no valor de 1000 RPM para 1500 RPM verifica-se a ausência de redução na área de macrodefeito de cavidade. Resultado este não esperado, tendo em vista o estudo de ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006). Por fim, observa-se uma melhoria significativa quanto a redução de área de macrodefeito de cavidade entre as amostras 11 e 12, cuja mudança no valor da variável, profundidade de penetração da ferramenta, de 0,05 para 0,08.

TAB. 4.11: Parâmetros bloco 10 com variação na rotação da ferramenta.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	2	350	100	3	0,05
PFM	3	500	100	3	0,05
PFM	10	1000	100	3	0,05
PFM	11	1500	100	3	0,05
PFM	12	1500	100	3	0,08

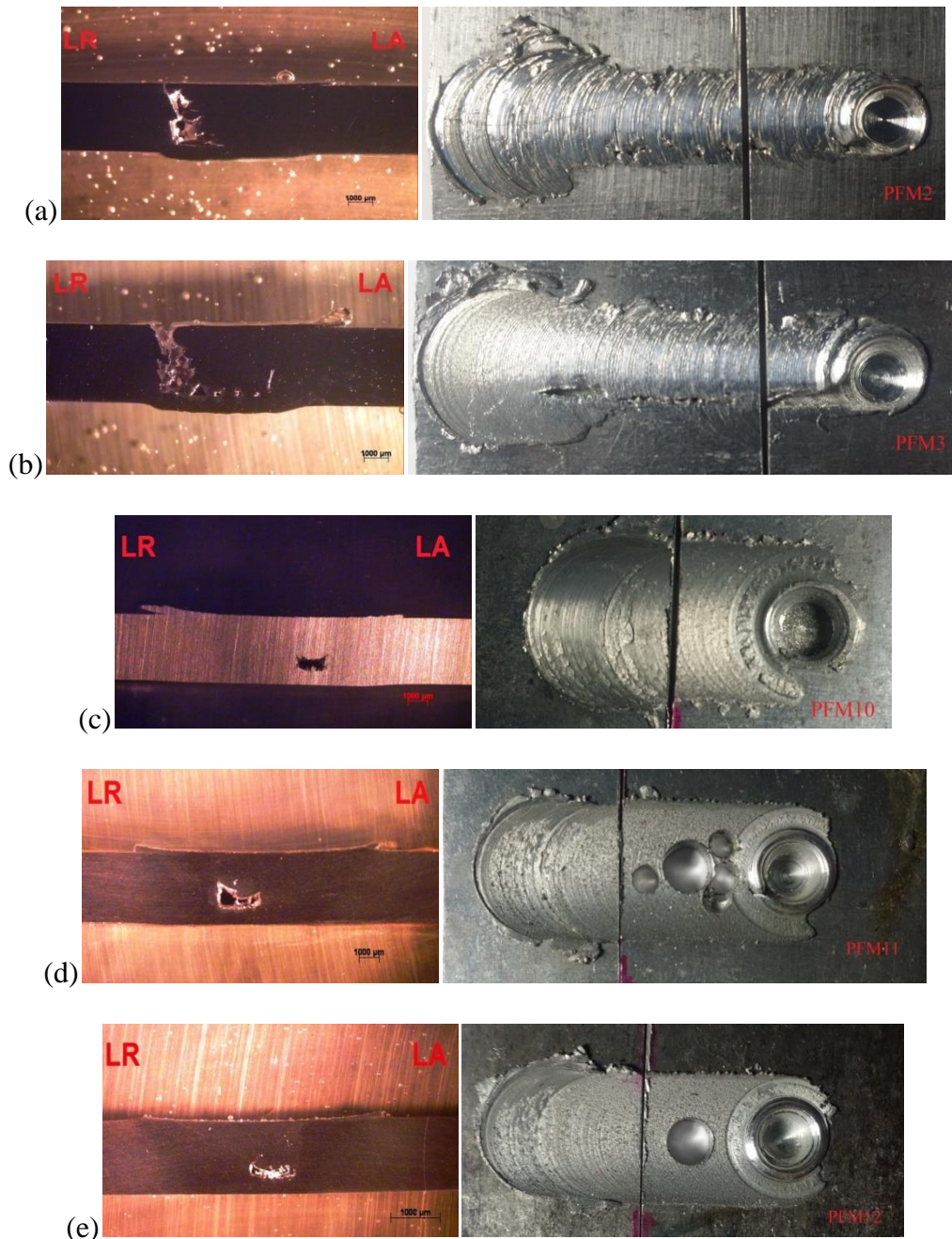


FIG. 4.11: Aspecto transversal e de superfícies das amostras do bloco 10: (a) Amostra PFM2, (b) Amostra PFM3, (c) Amostra PFM10, (d) Amostra PFM11 e (e) Amostra PFM12.

4.2 ANÁLISE MACROSCÓPICA DOS MACROS DEFEITOS APRESENTADO VIA SFM

Posteriormente ao PFM, executou-se o processo de SFM onde através de uma análise visual e macroscópica via estereoscópico buscou-se identificar os macrodefeitos presentes na superfície da chapa processada e na seção transversal da amostra de junta soldada. Para uma

melhor análise quanto à influência das variáveis de processo, dividiram-se as amostras em 2 blocos decorrentes do processo de soldagem por fricção e mistura (SFM), conforme TAB. 4.12.

A apresentação dos macrodefeitos nas amostras encontra-se descritos nas macrografias apresentadas na FIG. 4.11 e 4.12 através da superfície da chapa processada e da seção transversal com ampliação de 8x com indicações dos lados de avanço (LA) e de retrocesso (LR). As variações de parâmetro encontram-se descritos conforme TAB. 4.13 e TAB. 4.14.

TAB. 4.12: Divisão das amostras em blocos de 1 a 2 processado por SFM.

Bloco	Amostra
1	SFM14/1000/100/3/8
	SFM13/1500/100/3/8
	SFM16/2000/100/3/8
2	SFM18/2000/50/3/10
	SFM19/2500/50/3/10

De acordo com a FIG. 4.11, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em todas as amostras contidas no bloco 1, conforme TAB. 4.13. Sendo possível observar na FIG. 4.11 uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado valor de velocidade de rotação de 2000 RPM em substituição aos valores de 1000 e 1500 RPM. Resultado este, em acordo com estudo de ZENG *et al.* (2006) e CHEN *et al.* (2006).

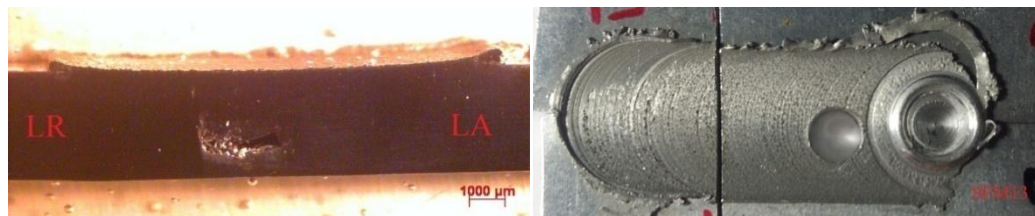
Conforme observado na amostra 16, aumentos de velocidade de rotação provocam um aumento no aporte térmico e conseqüentemente uma ação favorável no efeito de mistura do fluxo plástico. Gerando assim uma redução do macrodefeito em relação às amostras 14 e 13, fenômeno este verificado na FIG. 4.11.

TAB. 4.13: Parâmetros bloco 1 com variação na rotação da ferramenta processado por SFM.

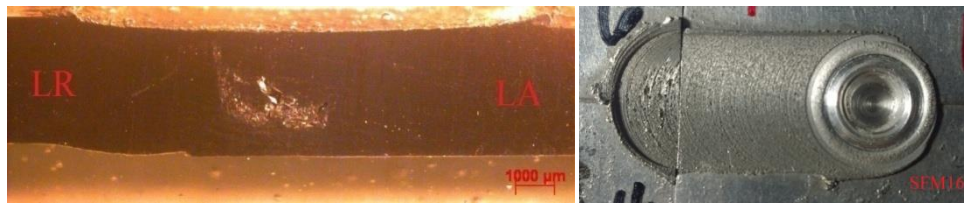
Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
SFM	14	1000	100	3	0,08
SFM	13	1500	100	3	0,08
SFM	16	2000	100	3	0,08



(a)



(b)



(c)

FIG. 4.11: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 1: (a) Amostra SFM14 (b) Amostra SFM13 e (c) Amostra SFM16.

Em virtude da melhoria significativa na qualidade da junta soldada, foi executada uma alteração em três variáveis em paralelo, velocidade de rotação, velocidade de avanço de soldagem e profundidade de penetração da ferramenta, conforme TAB. 4.16. Objetivando uma redução significativa da área de macrodefeito de cavidade, realizou-se aumentos da velocidade de rotação no valor de 2000 e 2500 RPM, na redução da velocidade de soldagem para 50 mm/min, assim como a penetração do ombro da ferramenta em 0,1 mm conforme apresentado pela TAB. 4.16. Com estas ações foi possível observar a redução significativa da área de macrodefeito de cavidade, conforme FIG. 4.12. e de acordo o estudo de ZENG *et al.* (2006); CHEN *et al.* (2006) e de OLIVIECKI; BESKOW (2013).

TAB. 4.14: Parâmetros bloco 2 com variação na rotação da ferramenta processado por SFM.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
SFM	18	2000	50	3	0,10
SFM	19	2500	50	3	0,10

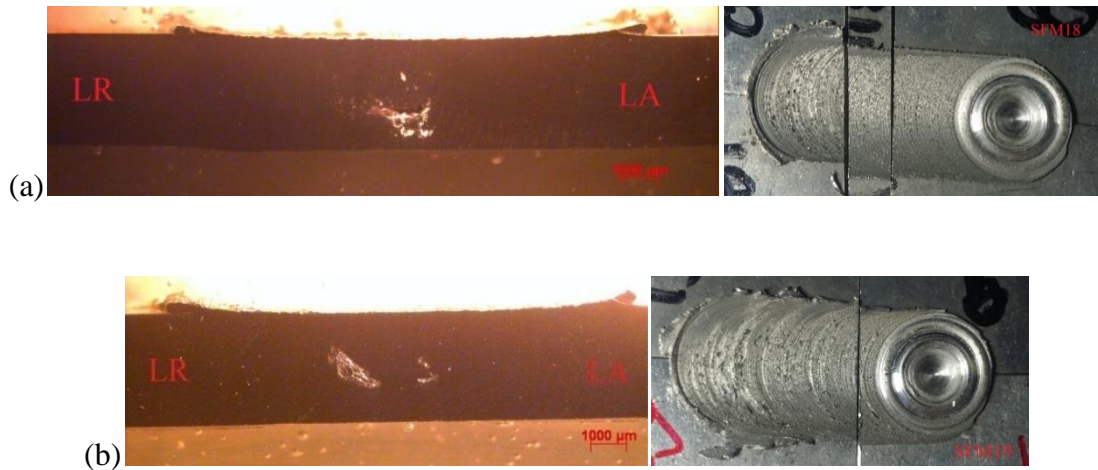


FIG. 4.12: Aspecto transversal e de superfície das amostras do bloco 2; (a) Amostra SFM18 e(b) Amostra SFM19.

Após analisar a presença de macrodefeitos na seção transversal das amostras processadas por PFM e SFM em separado, procedeu-se a análise comparativa entre as amostras 12 e 13 processadas respectivamente por PFM e SFM conforme FIG. 4.13.

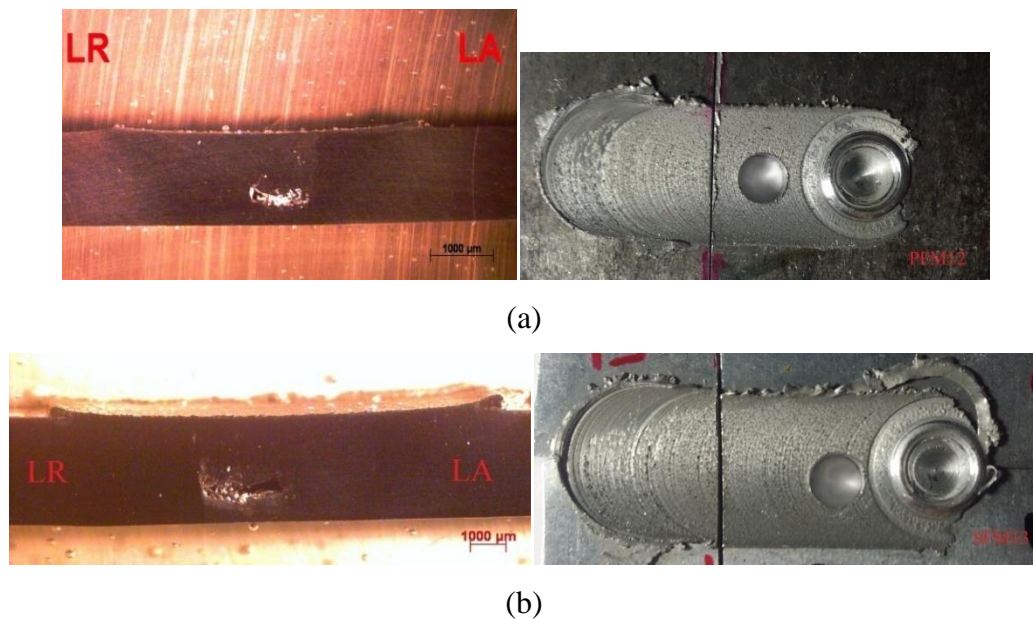


FIG. 4.13: Aspecto transversal e de superfície das amostras PFM12 e SFM13.

De acordo com a FIG. 4.13, é possível identificar a presença de macrodefeitos do tipo cavidade na seção transversal em ambas as amostras independentemente da condição de processo. Não sendo possível afirmar qualquer influencia na redução ou aumento da área de macrodefeito de cavidade quando utilizado processos distintos.

TAB. 4.7: Variáveis de processo para as amostras 12 e 13.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)
PFM	12	1500	100	3	0,08
SFM	13	1500	100	3	0,08

4.3 ANÁLISE MICROSCÓPICA DE AMOSTRAS PROCESSADAS VIA PFM E SFM

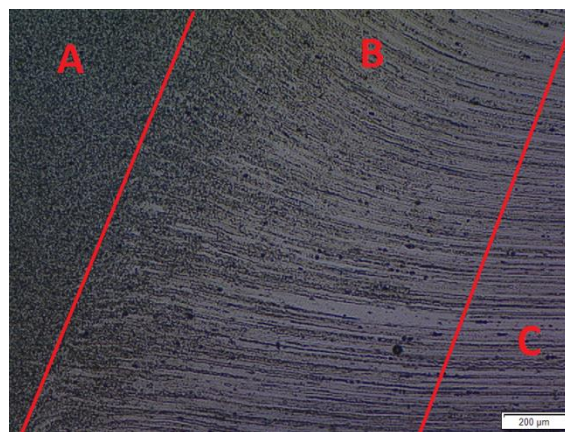
A análise via microscópio eletrônico de varedura buscou identificar uma evolução microestrutural presente na seção transversal da chapa processada e soldadas. Para uma melhor análise quanto à influência das variáveis de processo, selecionaram-se três amostras decorrentes do processamento por fricção e mistura (PFM) e soldagem por fricção e mistura (SFM) tendo em vista que as mesmas apresentaram um melhor resultado quanto à redução de macrodefeito gerados.

A apresentação destas evoluções nas amostras encontra-se descritos nas imagens apresentadas nas FIG. 4.14 a 4.18 através da seção transversal com ampliação de 50x, 500x, 1000x, 2000x e 5000x com indicações das respectivas regiões de metal base, zona termicamente afetada, zona mecanicamente afetada e nugget. As variações de parâmetro das amostras selecionadas para análise microestrutural encontram-se descritos conforme TAB. 4.17.

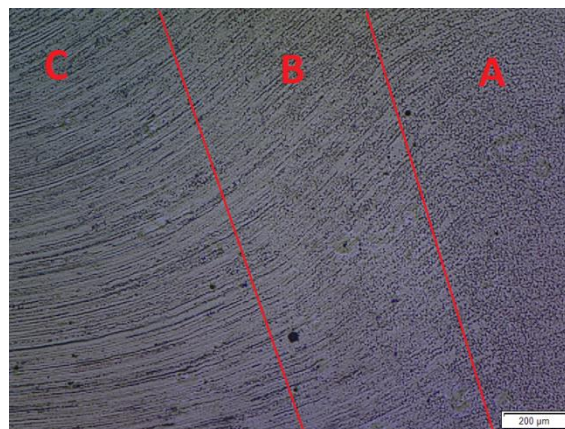
TAB. 4.17: Amostras selecionadas para identificação de evolução microestrutural.

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)	Presença de Macrodefeito
PFM	12	1500	100	3	0,08	SIM
SFM	13	1500	100	3	0,08	SIM
SFM	19	2500	50	3	0,10	SIM

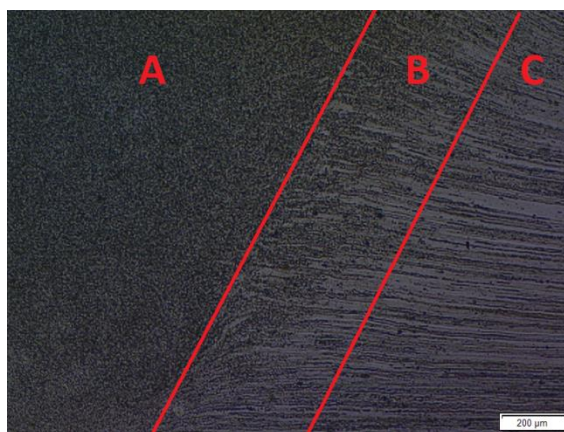
Neste primeiro momento, será apresentada uma visão ampla das regiões do nugget, ZTMA e ZTA apresentadas através de uma análise por microscopia ótica com aumento de 50x. Onde se observa uma evolução microestrutural presente na seção transversal da chapa processada e soldada, conforme FIG. 4.15.



(a)



(b)

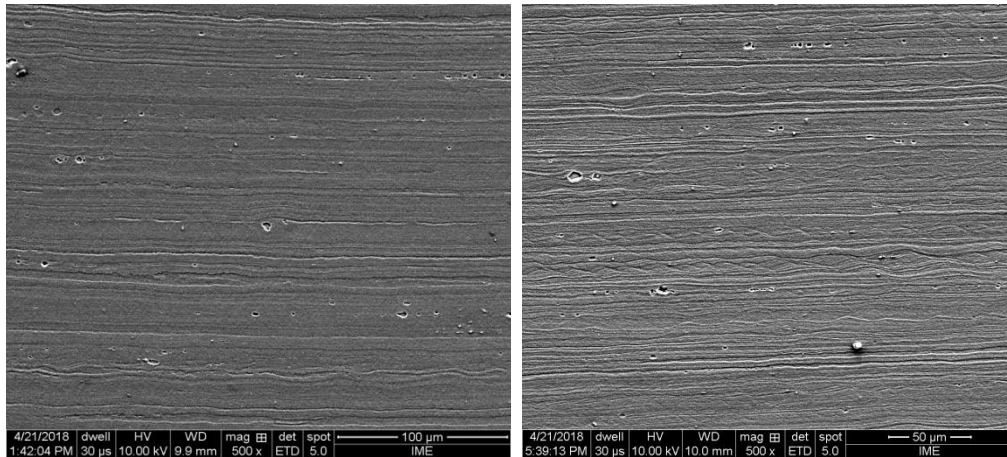


(c)

FIG. 4.14: Análise microestrutural via microscopia ótica para as amostras 12 (a), 13 (b) e 19 (c). (“A” refere-se a região do nugget, “B” refere-se a região da ZTMA e “C” refere-se a região da ZTA).

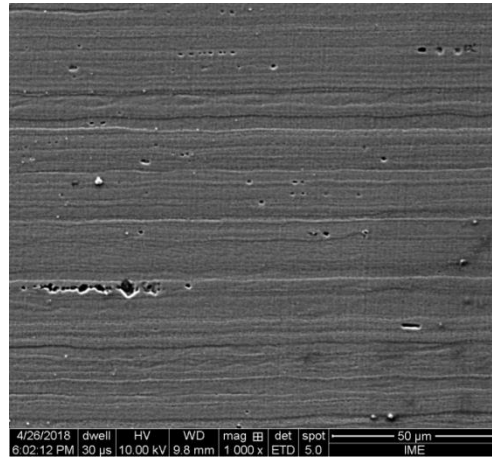
Quanto ao aspecto microestrutural na região do metal base, verificou-se similaridade ao longo de toda espessura para as três amostras. Deste modo, foi possível verificar a presença de grãos alongados e alinhados na direção de laminação, conforme apresentado na FIG. 4.16.

De acordo com DINIZ *et al.*(2017), os precipitados visualizados na microestrutura da amostra laminada convencionalmente (material de partida desta dissertação) são originados do tratamento térmico -T7351 na liga 7475, no qual uma das etapas deste tratamento térmico consiste em realizar um superenvelhecimento na amostra, cujo tratamento térmico proporciona precipitados grosseiros e estáveis. Ainda de acordo com DINIZ *et al.*(2017), observa-se que a laminação convencional executada na liga 7475 tratada por -T7351 aparentemente não influenciou quanto a sua fração volumétrica e/ou tamanho dos precipitados, tendo em vista que continuam com o mesmo formato, fração volumétrica e tamanho. Precipitados estes, que se mostraram não efetivos para reter o crescimento dos grãos recristalizados e/ou aumentar sua taxa de nucleação a fim de resultar em um menor refino microestrutural conforme observado na FIG. 4.18.



(a)

(b)



(c)

FIG. 4.15: Análise microestrutural na região do metal base das amostras de número 12 (a) processada por PFM, de número 13 (b) processada por SFM e de número 19 (c) processada por SFM.

Por fim, observa-se na microestrutura evidências de precipitados/inclusões. Os precipitados/inclusões têm o mesmo aspecto/distribuição daqueles observados na análise do metal base, conforme apresentado do DINIZ, *et. al.*, (2017) na FIG. 4. 17, Por outro lado, as cavidades são resultantes da ação do eletrólito durante o polimento eletrolítico, em função da dissolução da interface matriz precipitado/inclusão.

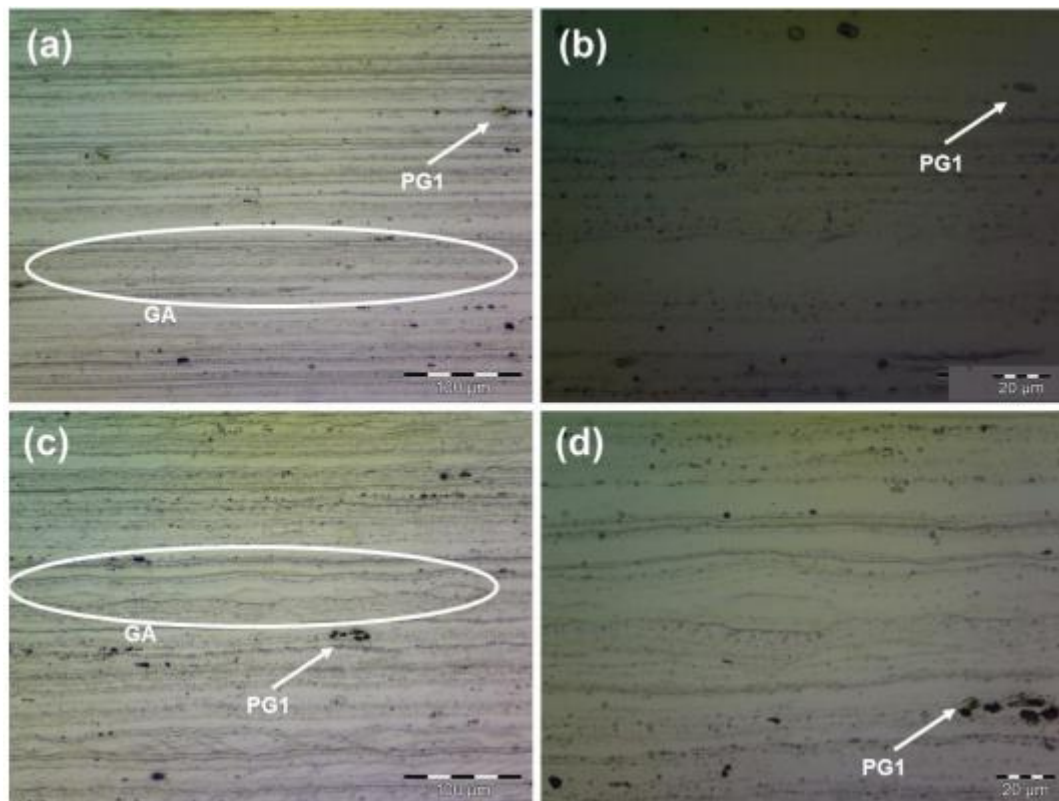
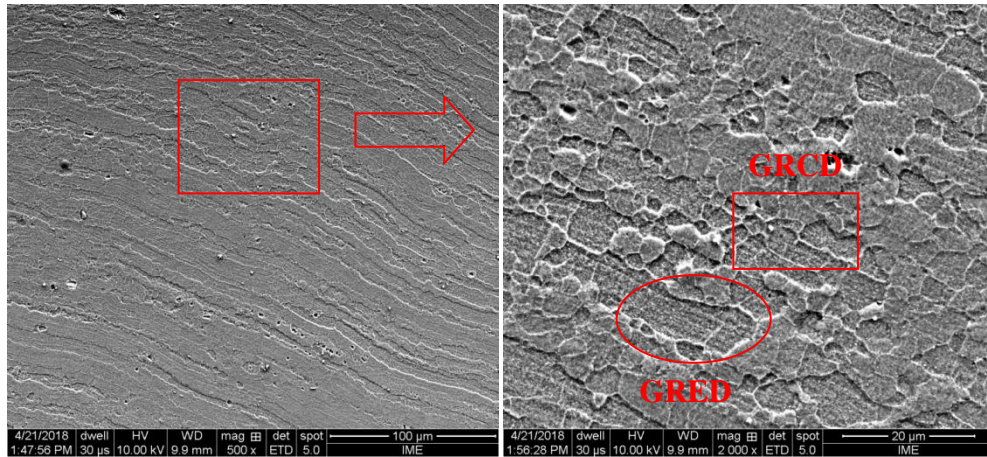


FIG. 4.17: Microestrutura da amostra Laminada Convencionalmente com menor ampliação (a, c) e maior ampliação (b, d), visualizadas em regiões a $\frac{1}{4}$ (a, b) e $\frac{1}{2}$ (c, d) da espessura. Na Figura, “PG1” indicam os precipitados grosseiros preexistentes na matriz e “GA” grãos alongados. (Adaptado de DINIZ, *et. al.*, (2017))

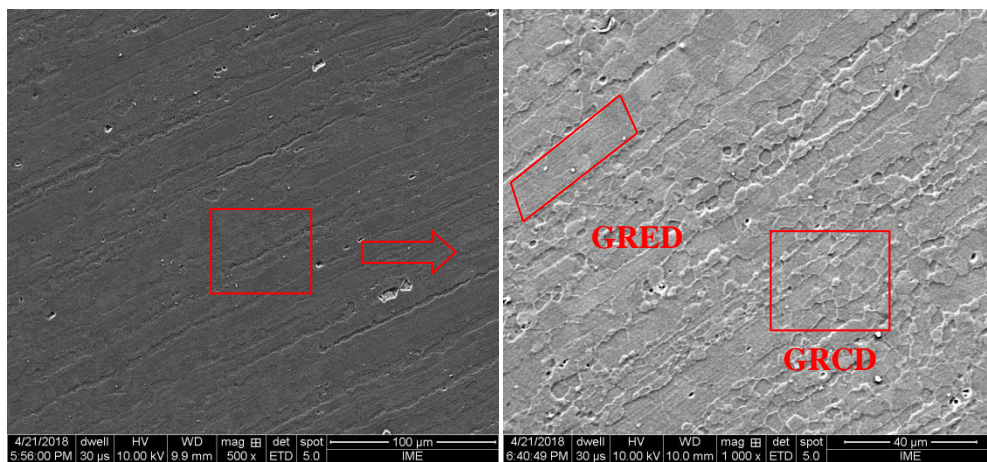
Quanto ao aspecto microestrutural na região da ZTA/ZTMA formada, foi possível observar um desvio da direção longitudinal de seus grãos para as três amostras, devido à deformação plástica originada de um fluxo plástico ascendente desenvolvido ao redor do nugget, conforme mostrado na FIG. 4.18. Observações estas em consonância com SCIALPI *et al.* (2006) ao qual apresenta a deformação plástica na ZTMA como resultante de um grande encurvamento da estrutura dos grãos, sendo evidenciada uma alteração na forma e nas dimensões dos grãos dessa região.

Por tanto, acredita-se que a estrutura desta zona, seja formada pela influência de taxas de deformação imposta pelo pino da ferramenta e por temperaturas menores que as desenvolvidas no nugget.



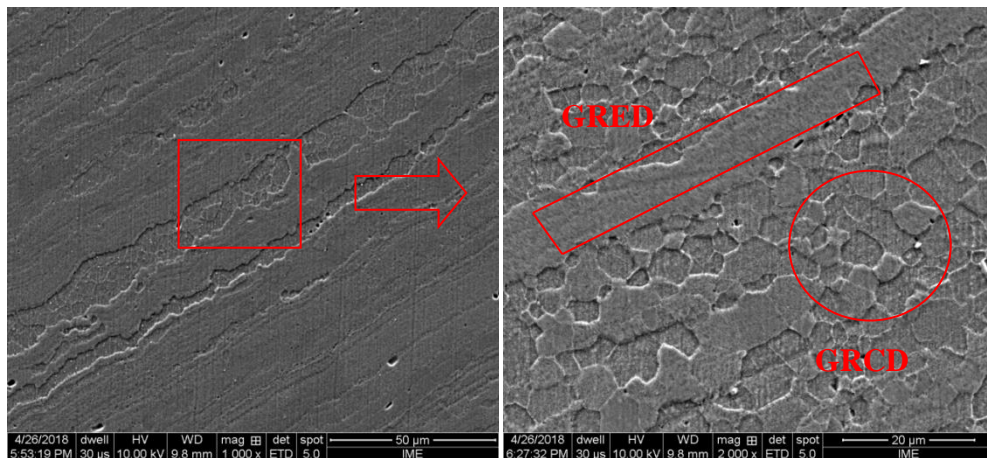
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

(f)

FIG. 4.18: Análise microestrutural na região termo-mecanicamente afetada das amostras de número 12 (a) e (b) processada por PFM, de número 13 (c) e (d) processada por SFM e de número 19 (e) e (f) processada por SFM.

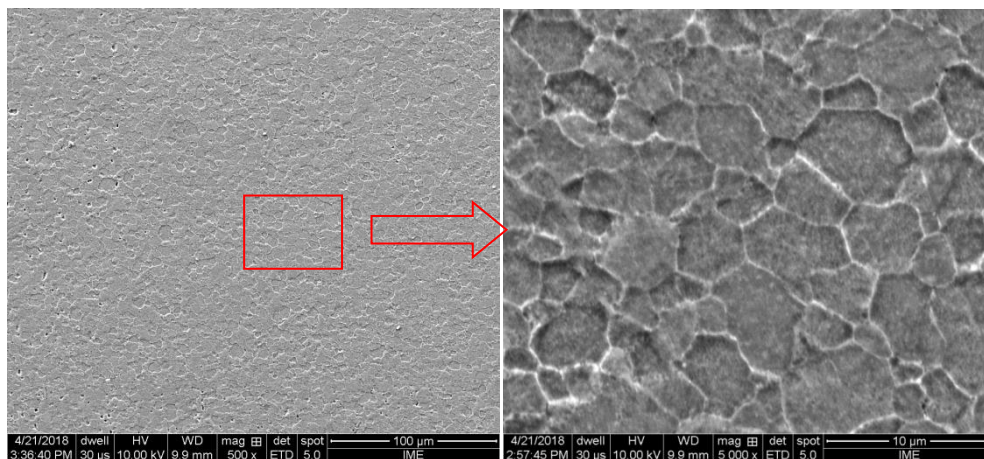
De acordo com PADILHA; SICILIANO (2005), as ligas de Al com precipitados de segunda fase é observada uma combinação de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica.

Ainda de acordo com PADILHA; SICILIANO (2005), a ocorrência da recristalização dinâmica está associada à geração de um grande número de defeitos durante a deformação a quente. Neste presente trabalho, esta geração elevada de defeito, localizada na região do nugget.

Esses defeitos não podem ser eliminados apenas por recuperação dinâmica, devido às altas taxas de deformação, aumentando assim o potencial termodinâmico para a recristalização.

Quanto ao aspecto microestrutural na região da Nugget, foi possível observar uma mudança significativa quanto à morfologia dos grãos nesta região apresentada. Região esta conforme MISHRA; MA (2005), submetida a uma intensa deformação plástica e elevado aquecimento friccional. Conforme apresentado na FIG. 4. 19 é possível observar a estrutura de grãos equiaxiais na região do nugget.

De acordo com SU et al. (2003) a região do nugget apresenta uma estrutura caracterizada por grãos equiaxiais isentos de tensões residuais em substituição a estrutura alongada. Grãos separados por contornos de alto ângulo e por um grande número de discordâncias conforme apresentado por MISHRA; MAHONEY (2001).



(a)

(b)

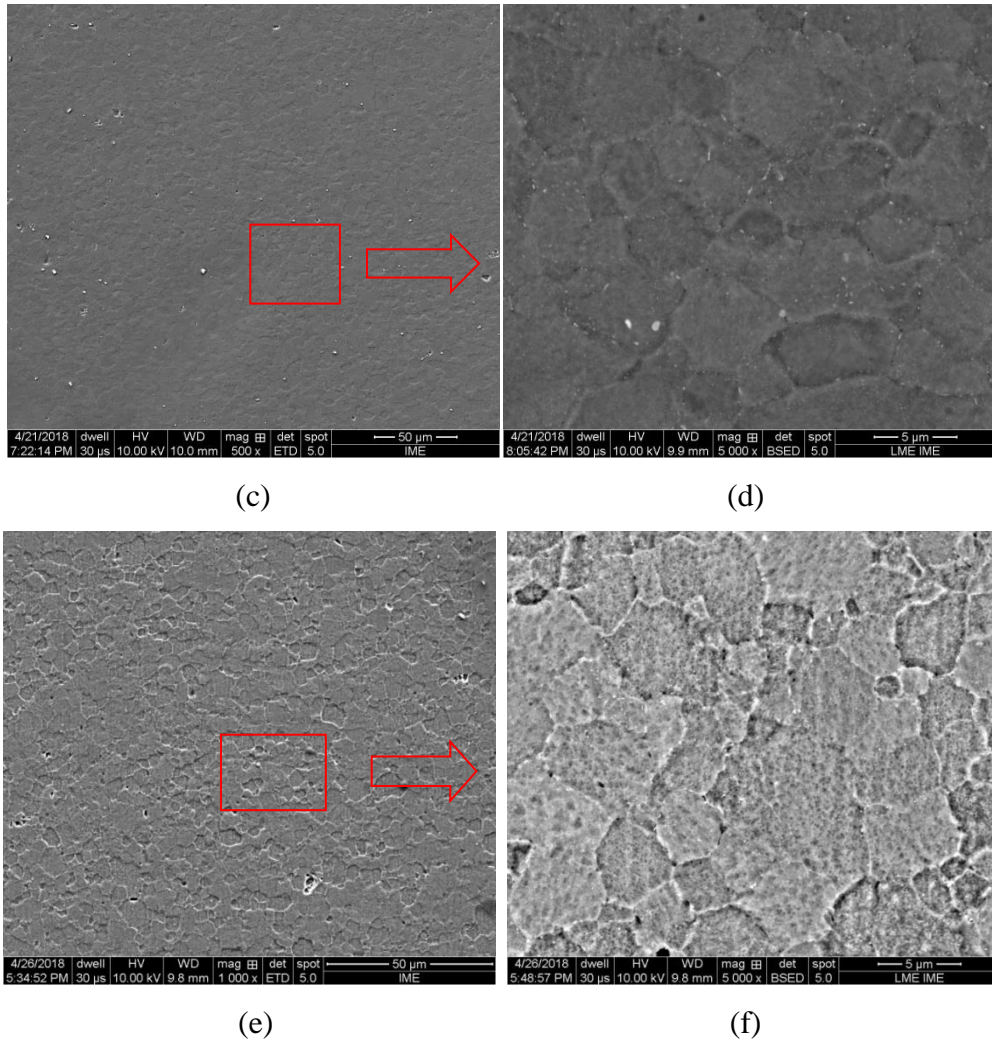
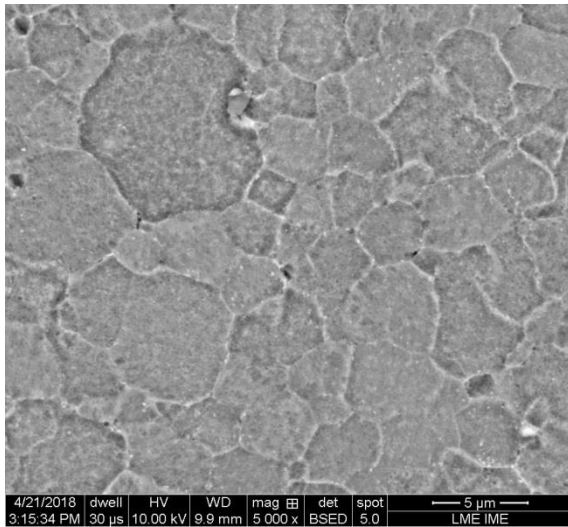
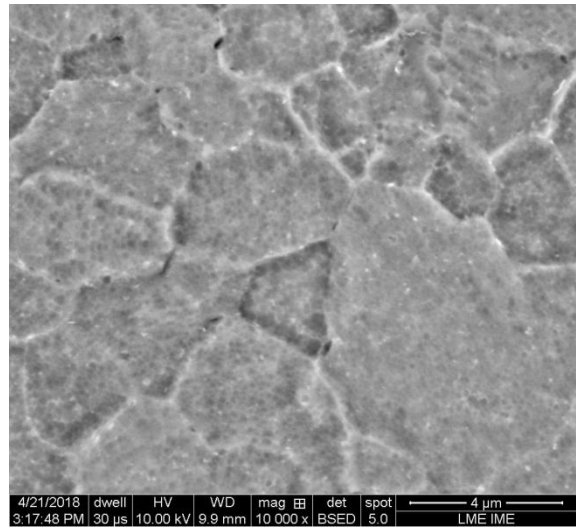


FIG. 4.19: Análise microestrutural na região do nugget das amostras de número 12 (a) e (b) processada por PFM, de número 13 (c) e (d) processada por SFM e de número 19 (e) e (f) processada por SFM.

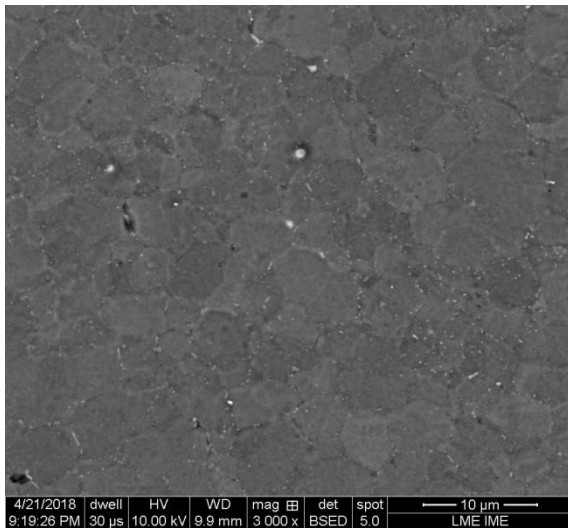
De acordo com a FIG 4.20, é possível observar a presença de precipitados dispersos no interior e contornos de grãos equiaxiais.



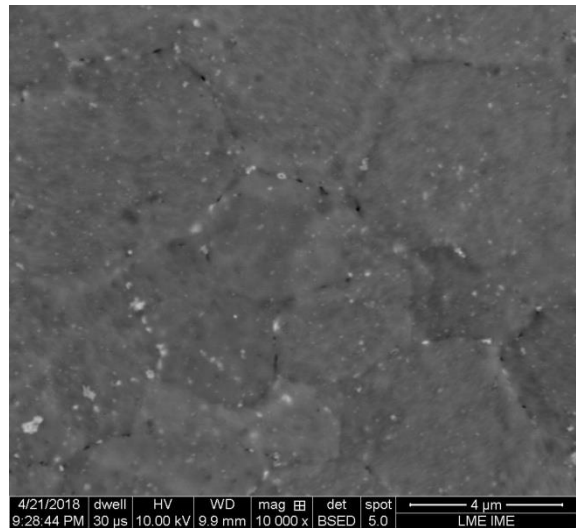
(a)



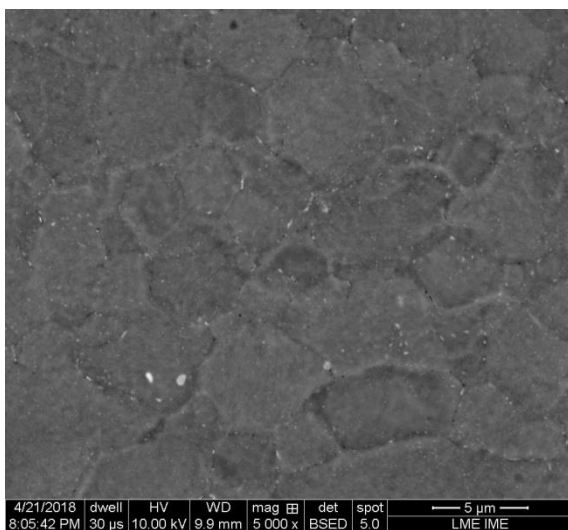
(b)



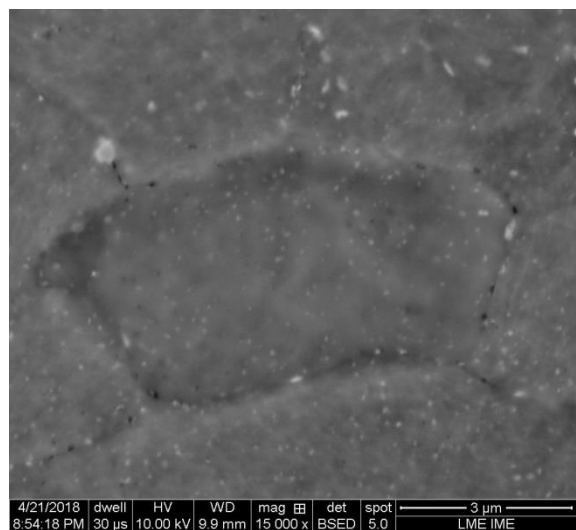
(c)



(d)



(e)



(f)

FIG. 4.20: Precipitados no interior/contorno de grão na região do nugget das amostras de número 12 (a) e (b) processada por PFM, de número 13 (c) e (d) processada por SFM e de número 19 (e) e (f) processada por SFM.

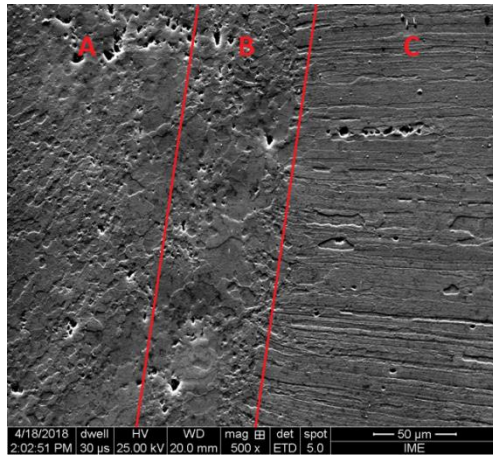
De acordo com a análise microestrutural/microtextural feita com o auxílio do detector de EBSD na amostra com melhores resultados na soldagem SFM (amostra 19), foi possível observar os seguintes resultados:

- a presença de uma única fase, ou seja, fase alfa cúbica de face centrada rica em alumínio, conforme mapa de fase apresentado na FIG. 4.21 (e).

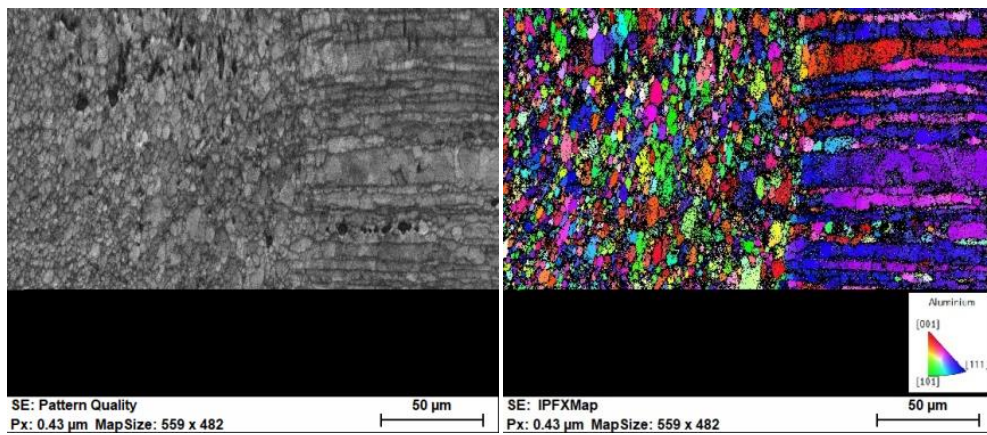
- uma baixa misorientação (vinculada coloração única) intragranular resultado de uma baixa tensão residual presente na região de transição da ZTMA com o nugget, no entanto um incremento na misorientação (vinculada a variação de cores) em grãos alongados na região da ZTA, conforme FIG. 4.21 (d).

- Uma distribuição aleatória das orientações dos grãos presentes na região do nugget e uma orientação preferencial com grão com planos próximos a (111) na seção transversal analisada na região da ZTA associada aos grãos que mantém aspecto alongado, apresentado na FIG. 4.21 (c), reforçando o entendimento de recristalização na região do nugget e recuperação dinâmica na região da ZTMA. Com o efeito da temperatura sobre a microestrutura encruada do metal base, resultando na ZTA.

- Como último item analisado via EBSD, o mapa de qualidade padrão FIG. 4.21 (b), onde pontos brancos a cinzas claros estão associados a maior qualidade / confiabilidade no padrão de Kikuchi coletado e o inverso para pontos de tons de cinza escuro a preto. Sendo assim, é possível observar o perfeito delineamento dos grãos por contornos e microporos com baixos valores de qualidade de padrão (pontos pretos). Confirmando assim o aspecto equiaxial dos grãos do nugget e ZTMA, e a ZTA parcialmente recristalizada junto a grão somente recuperados.

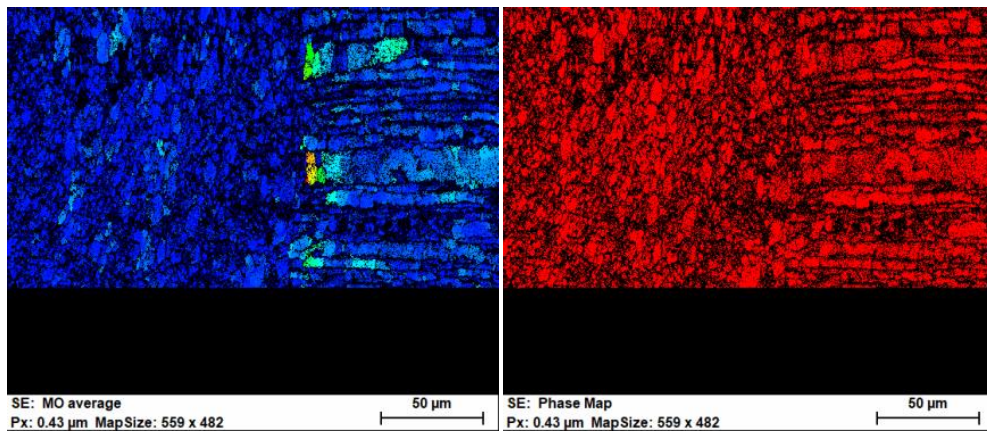


(a)



(b)

(c)



(d)

(e)

FIG. 4.21: Análise microestrutural/microtextural via EBSD da região de interface entre o Nugget-ZTMA-ZTA referente a amostra 19. (a) Imagem SE e respectivos mapas da área analisada: (b) Padrão de Qualidade, (c) Orientação, (d) Misorientação, e (e) Fase. (“A” refere-se a região do nugget, “B” refere-se a região da ZTMA e “C” refere-se a região da ZTA).

4.4 ANÁLISE MECÂNICA POR NANOINDENTAÇÃO DE AMOSTRAS PROCESSADAS VIA PFM E SFM

A análise via ensaio de nanoindentação instrumentada buscou identificar uma evolução mecânica presente na seção transversal da chapa processada por meio da obtenção de valores de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) através das três regiões distintas na amostra. Com o objetivo de analisar a influência das variáveis adotadas no comportamento mecânico de dureza dinâmica.

Assim como ocorrido para a análise por microscopia eletrônica de varredura, selecionaram-se três amostras decorrentes do processo de PFM e SFM tendo em vista que as mesmas apresentaram um melhor resultado quanto à redução de macrodefeito gerados. Sendo estas, as amostras de número 12 processada por PFM, e a amostra de número 19 processada por SFM. Também objetivou-se analisar a evolução do comportamento mecânico da amostra de número 13 processada por SFM, em decorrência da mesma apresentar os mesmos valores de velocidade de rotação, velocidade de soldagem, inclinação da ferramenta e penetração da amostra de número 12 processada por PFM.

TAB. 4.18: Amostras selecionadas para identificação de evolução do comportamento mecânico

Processo	Amostra	RPM	VA (mm/min)	Inclinação (Graus)	Profundidade de Penetração da ferramenta (mm)	Presença de Macrodefeito
PFM	12	1500	100	3	0,08	SIM
SFM	13	1500	100	3	0,08	SIM
SFM	19	2500	50	3	0,10	SIM

Para cada amostra adotou-se o padrão de 20 pontos de indentação intercalados a cada 1,4 mm, posicionados a 1/4, 1/2 e 3/4 de espessura com o propósito de verificar a ocorrência de variações da dureza das zonas formadas ao longo da espessura. Tomando-se o devido cuidado no posicionamento das referidas faixas para as indentações não se posicionassem sobre o macrodefeito.

Para uma melhor análise dos perfis de dureza dos gráficos 4.22 a 4.23 (a) a (f), admitiu-se que a extensão do nugget desenvolvido das amostras 12, 13 e 19 fosse igual ao diâmetro do ombro da ferramenta, tendo seu diâmetro reduzido conforme o ângulo do próprio pino utilizado, sendo este de 9,5°. Assim como, se admitiu uma extensão fixa lateral de 4,2 mm nas regiões de ZTMA/ZTA das amostras nos locais onde os perfis de dureza foram obtidos.

Comparando-se os três perfis de dureza dinâmica (DHT-1) do gráfico da FIG. 4.19 (a), (b) e (c) referente a amostra 12 processada por PFM, observa-se uma variação de perfil de dureza (DHT-1) para as três faixas distintas. Outro ponto importante observado foi a existência de uma variação significativa no perfil de dureza para a faixa de espessura de $\frac{3}{4}$ na região da ZTA/ZTMA.

De acordo com SU *et al.* (2003) a região da ZTMA é o compartilhamento dos fenômenos de recuperação dinâmica e de recristalização dinâmica dos grãos, originado a partir das grandes deformações plásticas e do aquecimento localizado via fricção entre ferramenta e metal base. Sendo assim, uma possível hipótese para a ocorrência deste aumento de perfil de dureza na ZTA/ZTMA na faixa de espessura de $\frac{3}{4}$ seja decorrente de uma ação mais efetiva do fenômeno de recristalização dinâmica sobre o de recuperação dinâmica.

Para os três perfis de dureza dinâmica (DHT-2) do gráfico da FIG. 4.22 (d), (e) e (f), pode-se afirmar que as faixas de espessura de $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ não apresentam variações significativas de perfis de dureza dinâmica (DHT-2) para as três regiões apresentadas. Para a região do nugget na faixa de espessura de $\frac{3}{4}$ observa-se uma acentuada elevação de dureza.

Ainda de acordo com SU *et al.* (2003) a região do nugget é o produto único do fenômeno da recristalização dinâmica dos grãos, partindo das grandes deformações plásticas e do elevado aquecimento localizado por fricção proporcionando assim um elevado aporte de energia suficiente para a recristalização dinâmica. Portanto, acredita-se que o aumento da dureza no nugget nesta faixa de espessura possa ter sido causado por uma maior eficiência do fenômeno de recristalização dinâmica e refinamento de grão em comparação as outras faixas de espessura de $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ ocasionando assim valores de dureza dinâmica (DHT-2) superiores.

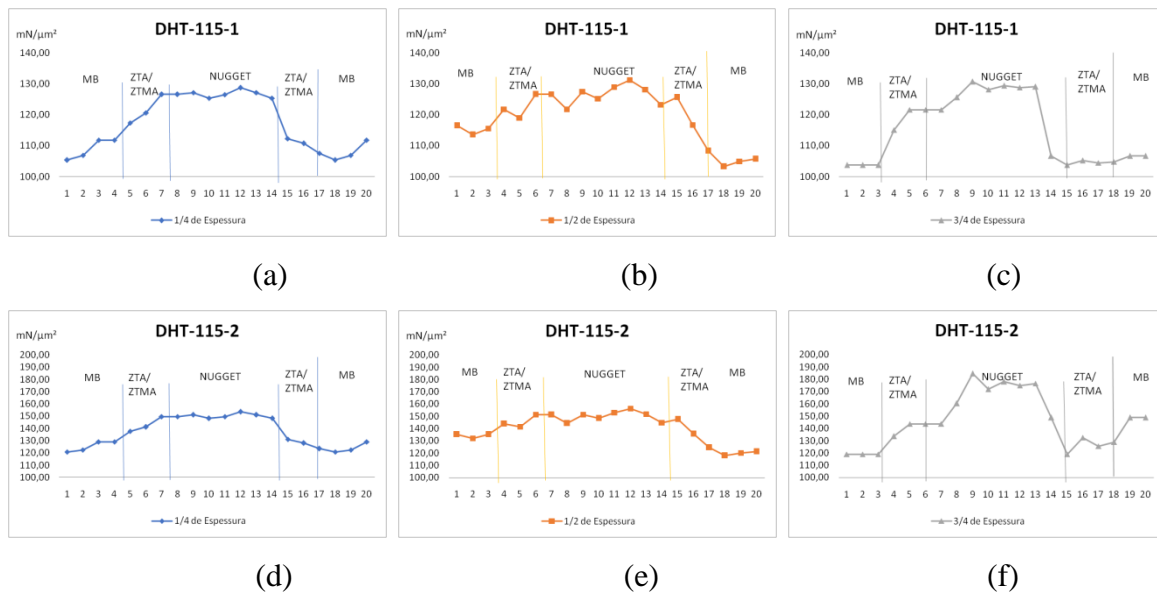


FIG. 4.22: Comportamento mecânico de dureza dinâmica elasto-plástica (a), (b) e (c) e dureza dinâmica plástica (d), (e) e (f) ao longo da espessura da amostra 12 processada por PFM.

Em relação aos valores médios apresentados na TAB. 4.18, verifica-se variações pouco significativas de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) ao longo da espessura.

TAB. 4.18: Valores médios de dureza dinâmica elasto-plástica e plástica para amostra de número 12 em três faixas de espessura e três regiões: metal base, ZTA/ZTMA e nugget.

	DHT-1			DHT-2		
	MB	ZTA/ZTMA	NUGGET	MB	ZTA/ZTMA	NUGGET
1/4 Espessura	108,46	115,88	126,71	124,67	135,13	150,17
1/2 Espessura	109,88	119,67	126,61	126,84	140,65	150,11
3/4 Espessura	105,17	109,12	122,52	133,81	130,48	160,12

Comparando-se os três perfis de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) dos gráficos da FIG. 4.23 (a) ao (f) referente à amostra 13, pode-se afirmar a existência de uma variação pouco significativa no perfil de dureza para as três faixas de espessura, em análise nas regiões apresentadas. Com tudo, observa-se um leve deslocamento da região do nugget para o lado de avanço, lado este posicionado entre os pontos 10 a 20.

De acordo OLIVIECKI (2013) os parâmetros utilizados no processamento por PFM e SFM devem fornecer a combinação necessária de calor e pressão. Esses parâmetros são ajustados com o objetivo de atingir uma temperatura na interface entre ferramenta e material ao qual provoque um devido fluxo de material na região circular ao pino. Sendo assim,

acredita-se que este deslocamento possa ter sido causado por um fluxo anormal de material em estado plástico em decorrência do macrodefeito presente no nugget.

Observa-se também uma queda no perfil de dureza localizado no lado recuo posicionado entre os pontos 1 ao 10 para as durezas dinâmicas (DHT-1 e DHT-2) nas faixas de espessura de 1/4 e 3/4 conforme gráficos da FIG. 4.23 (a), (c), (d) e (f). Uma possível hipótese para a ocorrência desta queda de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) esta correlacionada à recuperação dinâmica presente na decorrência do processo.

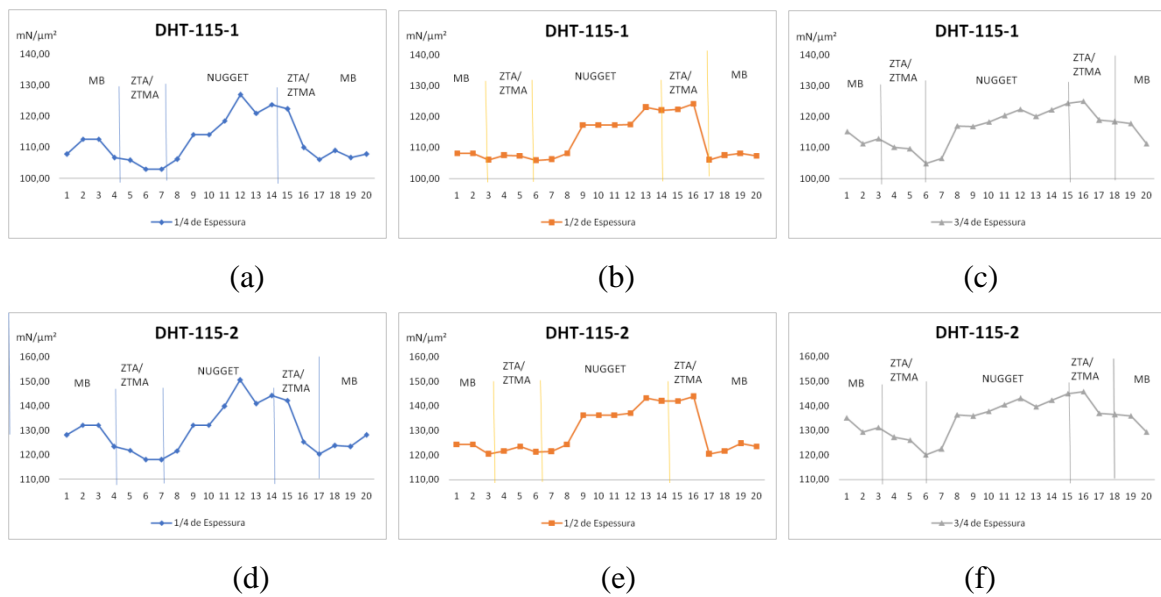


FIG. 4.23: Comportamento mecânico de dureza dinâmica elasto-plástica (a), (b) e (c) e dureza dinâmica plástica (d), (e) e (f) ao longo da espessura da amostra 13 processada por SFM.

Em relação aos valores médios apresentados na TAB. 4.19, verifica-se variações pouco significativas de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) para a amostra 13.

TAB. 4.19: Valores médios de dureza dinâmica elasto-plástica e plástica para amostra de número 13 em três faixas de espessura e três regiões: metal base, ZTA/ZTMA e nugget.

	DHT-1			DHT-2		
	MB	ZTA/ZTMA	NUGGET	MB	ZTA/ZTMA	NUGGET
1/4 Espessura	108,87	108,37	117,78	127,03	124,28	137,35
1/2 Espessura	107,57	112,22	116,11	123,16	128,78	134,60
3/4 Espessura	113,95	115,86	117,33	132,42	133,93	136,30

Comparando-se os três perfis de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) dos gráficos da FIG. 4.24 (a) ao (f) referente à amostra 19, pode-se afirmar a existência de uma variação significativa no perfil de dureza para as três faixas de espessura, em análise nas regiões apresentadas.

Observa-se na FIG. 4.21 (a), (b), (d) e (e) uma queda no perfil de dureza localizado na região de ZTA/ZTMA, fenômeno este já esperado. Decorrente da redução da densidade de discordâncias a partir da recuperação dinâmica. Em contra partida, observa-se FIG. 4.24 (c) e (f) a inexistência do perfil de redução de dureza na ZTA/ZTMA. Uma possível hipótese para a ocorrência deste aumento de perfil de dureza na ZTA/ZTMA é decorrente de uma ação mais efetiva do fenômeno de recristalização dinâmica sobre o de recuperação dinâmica na faixa de espessura de 3/4.

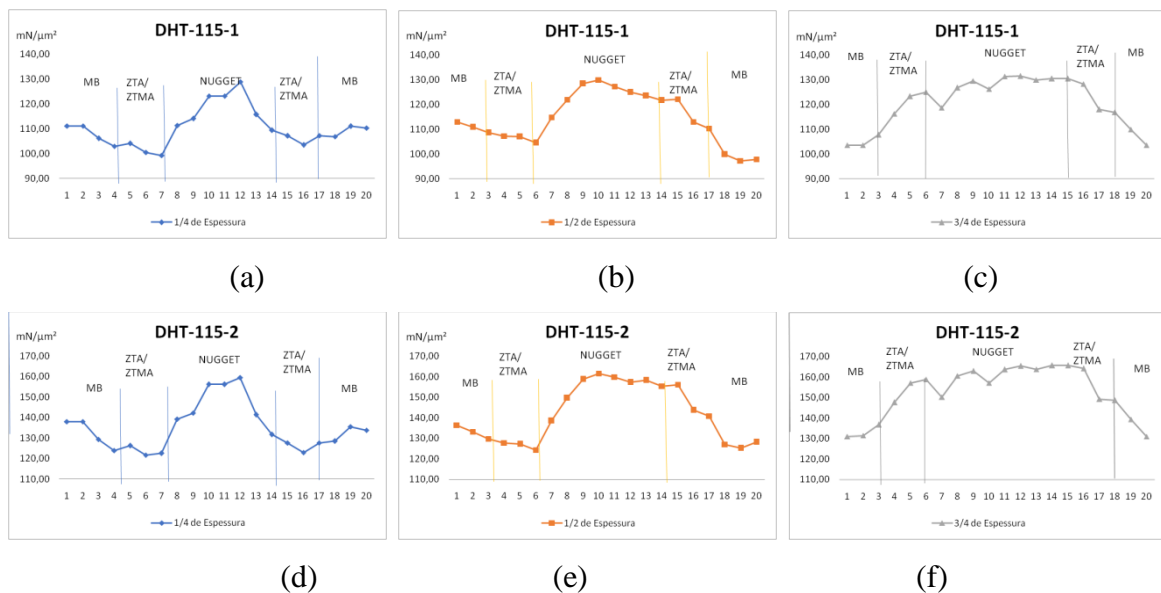


FIG. 4.24: Comportamento mecânico de dureza dinâmica elasto-plástica (a), (b) e (c) e dureza dinâmica plástica (d), (e) e (f) ao longo da espessura da amostra 19 processada por SFM.

Em relação aos valores médios apresentados na TAB. 4.20, verifica-se variações pouco significativas de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) para a amostra 19.

TAB. 4.20: Valores médios de dureza dinâmica elasto-plástica e plástica para amostra de número 19 em três faixas de espessura e três regiões: metal base, ZTA/ZTMA e nugget.

DHT-1			DHT-2		
MB	ZTA/ZTMA	NUGGET	MB	ZTA/ZTMA	NUGGET

1/4 Espessura	108,59	103,58	117,95	132,49	124,81	146,63
1/2 Espessura	104,52	110,66	124,01	129,91	136,60	154,87
3/4 Espessura	119,36	134,88	127,93	133,21	150,62	161,42

De acordo com MISHRA *et al.*, 2005 o metal base é a região não afetada pelos efeitos termomecânicos produzidos durante o processamento SFM e/ou PFM, permanecendo com suas características metalúrgicas originais. Ao contrário da ZTA/ZTMA, cujo efeito é possível observar uma deformação plástica acentuada, associado com o calor gerado pelo processo, provocando assim uma recuperação e recristalização dinâmica dos grãos. Sendo a recuperação associada ao decréscimo e a recristalização ao aumento da propriedade mecânica.

Ainda de acordo com MISHRA *et al.*, 2005 o Nugget apresenta uma região totalmente recristalizada, com microestrutura de grãos refinados com contorno de grão de alto ângulo, contribuindo assim para o aumento de resistência mecânica.

Após uma análise quanto ao comportamento do perfil das durezas dinâmicas (DHT-1 e DHT-2) ao longo da espessura de cada uma das três amostras, será apresentada uma análise quanto ao comportamento mecânico referente ao valor médio de dureza dinâmica (DHT-1 e DHT-2) para as amostras 12, 13 e 19 conforme descritos nas FIG. 4.22 (a) a (f).

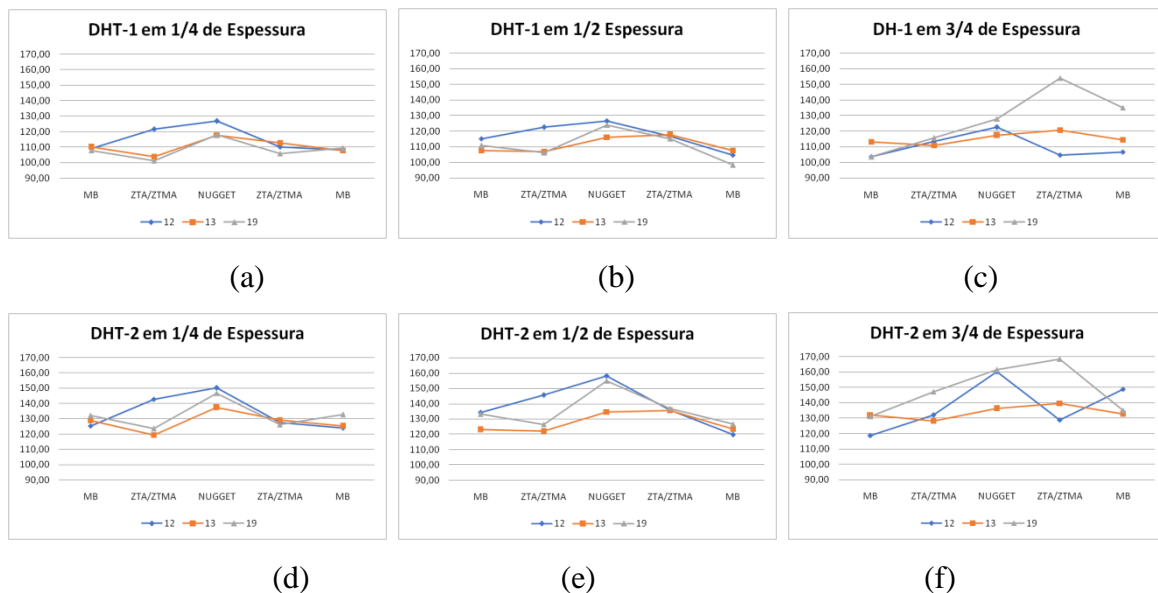


FIG. 4.26: Comportamento mecânico referente ao valor médio de dureza dinâmica elásto-plástica (a), (b) e (c) e de dureza dinâmica plástica (d), (e) e (f).

Para a dureza dinâmica DHT-1 e DHT-2 em 1/4 e 1/2 de espessura, FIG. 4.26 (a), (b), (d) e (e) é possível observar que a amostra 12 processada por PFM apresentou valor médio de

dureza dinâmica DHT-1 e DHT-2 superior as amostras 13 e 19 processadas por SFM nas regiões de nugget e ZTA/ZTMA lado recuo, valores estes posicionados a esquerda do nugget.

Segundo CHEN *et al.* (2006) a utilização de altas velocidades de rotação e baixas velocidades de soldagem potencializam a ação de forjamento do material na região de forjamento, localizada atrás da parte traseira da ferramenta de soldagem. Assim como no lado de recuo do fluxo de material plástico. No entanto, como há uma mudança de processo neste caso a proposição feita por CHEN *et al.*, não se mostra adequada para uma possível afirmação de aumento de perfil médio de dureza dinâmica (DHT-1).

Conforme FIG. 4.26 (a), para amostra de número 12 processada por PFM é possível observar a não redução do perfil de valor médio de dureza na transição entre metal base e ZTA/ZTMA, acredita-se que este comportamento seja associado a uma maior efetivação do fenômeno de recristalização dinâmica sobre a recuperação dinâmica, esta responsável por uma redução no perfil de dureza na zona de ZTA/ZTMA.

Ainda de acordo com a FIG. 4.26 (a), a amostra de número 19 processada por SFM, observa-se um perfil esperado de comportamento mecânico de dureza ao qual apresenta a redução de valor médio de dureza entre metal base e ZTA/ZTMA, assim com um aumento no valor médio de dureza entre ZTA/ZTMA e nugget.

De acordo a dureza DHT-1 e DHT-2 na faixa de espessura de 3/4, FIG. 4.26 (c) e (f) é possível observar que a amostra 19 processada por SFM apresentou valor médio de dureza para a região da ZTA/ZTMA lado avanço muito superior as demais amostras.

De acordo com KIM *et al.* (2006) a utilização de altas energias de soldagem originadas por altas rotações e baixa velocidade de avanço da ferramenta podem contribuir para a geração de um excesso de calor ocasionado pelo atrito direto entre o ombro da ferramenta e a superfície do material, provocando um fluxo anormal do material plástico, conforme caracterizado pelo deslocamento do perfil do gráfico da FIG. 4.26 (c) e (f) para a amostra de número 19. Fenômeno este levemente notado para a amostra de número 13, gráfico da FIG. 4.26 (c) e (f).

Para a dureza DHT-2, FIG. 4.26 (d) a (f), observa-se comportamento mecânico análogo a dureza DHT-1, porém em valores de dureza levemente superiores a DHT-1. Resultado este já esperado em virtude de uma menor profundidade de penetração permanente (h_p) quanto em comparação a profundidade de penetração máxima (h_{max}) conforme apresentado na FIG. 4.26 (a), (b) e (c).

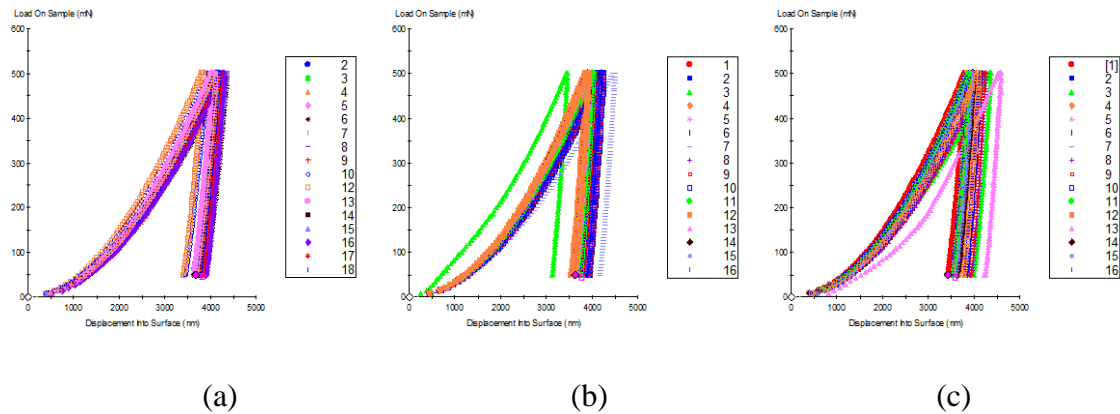


FIG. 4.27: Perfil da curva de carregamento e descarregamento do ensaio de nanoindentação para as amostras 12 (a), 13 (b) e 19 (c) processada por SFM e PFM na faixa de espessura de 1/4.

5 CONCLUSÃO

A detecção de macrodefeitos através de uma análise macroscópica via estereoscópio mostrou-se eficiente com o objetivo de detectar macrodefeitos na seção transversal das amostras. Após esta ação foi possível determinar que as amostras de número 12 e 19 apresentaram uma menor área defeito classificado como de cavidade.

Foi possível concluir que a formação de macrodefeito do tipo cavidade na região do nugget origina-se da não geração de um fluxo plástico adequado, decorrência da não obtenção de energia de soldagem ou de processo adequada, sendo caracterizada por baixas rotações da ferramenta e altas velocidades de soldagem ou em decorrência de elevadas rotações e velocidades de soldagem ou de processo.

Quanto à análise de evolução microestrutural das regiões de metal base, ZTA/ZTMA e nugget para as três amostras selecionadas após análise macroscópica foi possível concluir através de imagens obtidas via MEV/EBSD a presença dos fenômenos de recuperação na região da ZTA/ZTMA e de recristalização dinâmica na região do nugget. Corroborando assim com a literatura apresentada.

Em relação à evolução da propriedade mecânica de dureza dinâmica, de caráter plástico e elatoplástico, ao longo de pontos distintos da espessura de 1/4, 1/2, 3/4. Os valores encontrados apresentaram leve variação através das três faixas de espessura, mostrando-se assim homogeneidade quanto a propriedade mecânica de dureza dinâmica ao longo da espessura do material.

Por fim, em relação à evolução da propriedade mecânica de dureza média dinâmica por região, observou-se um comportamento da média de dureza dinâmica não compatível com o proposto pela literatura para a amostra de número 12 processada por PFM. Comportamento este proposto pela literatura de redução da dureza média na transição de metal base para ZTA/ZTMA, decorrente do fenômeno de recuperação dinâmica.

Para a amostra de número 13 processada por SFM observou-se uma redução da dureza média na transição de metal base para ZTA/ZTMA lado recuo, comportamento este em consonância com a literatura. Não se repetindo na transição de metal base para ZTA/ZTMA lado avanço.

Para a amostra de número 19 processada por SFM observou-se uma redução da dureza média na transição de metal base para ZTA/ZTMA lado recuo para as faixas de espessura de 1/4 e 1/2, comportamento este não se repetindo para a faixa de espessura de 1/2 lado avanço e faixa de espessura de 3/4 lado avanço e recuo.

Portanto, existe um forte indício que o comportamento da média de dureza dinâmica das três amostras sofreu influência direta do macrodefeito presente no nugget entre as faixas de espessura de 1/2 e 1/4. Portanto, não sendo possível fazer quaisquer proposições ou suposições entre seus resultados.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar ensaios mecânicos de tração e de dobramento em corpos de prova, baseados em normas utilizadas no setor aeronáutico, com o propósito de avaliar de forma mais completa as propriedades mecânicas das soldas.

Realizar ensaios não destrutíveis como ultrassom com o objetivo de avaliar de forma mais completa a presença de possíveis defeitos ou descontinuidades ao longo do cordão de solda ou da região processada.

Medir as temperaturas desenvolvidas no metal de base através de análise térmica durante as soldagens para avaliar adequadamente as influências do aporte de calor

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, ABAL. **Vantagens e Desvantagens do Alumínio**. Disponível em <<http://abal.org.br/aluminio/vantagens-do-aluminio/#accordion9>> Acesso em: 14 de outubro de 2017 às 22:36.

ARBEGAST, W. J. **Technology Gaps that Stand in The Way of Taking Friction Stirwelding To An Industrial Standard**. SAE Friction Stir Welding Symposium, p. 10-11, New Mexico, 2004.

ARCONIC. **7475 Aluminum Alloy Sheet and Plate Description**. Disponível em <https://www.arconic.com/global/en/products/product.asp?bus_id=5&cg_id=24&cat_id=1478&prod_id=611> Acesso em: 30 de outubro de 2017 às 01:06.

ASM Handbook. **Alloy Phase Diagrams**. ASM International: volume 3, 1992.

ASM Handbook. **Welding, Brazing and Soldering**. ASM International: volume 6, 1993.

ASM Handbook. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. ASM International: volume 2, 1990.

ASM Handbook, **Atlas of Microstructures of Industrial Alloys**. ASM International: volumes 1, 2, 7, 8a, 1984.

ASM Handbook. **Heat Treating**. ASM International: volume 4, 2004.

BERG, L. K. *et al.* **GP Zones in Al-Zn-Mg Alloys and Their Role in Artificial Aging**. *Acta Materialia*. v. 49, p. 3443-3451, 2001.

BRAGA A.P.V. **Análise de Ligas de Alumínio Aeronáuticas Conformadas por Jateamento com Granalhas – Caracterização e Previsão de Deformação**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2011

CARLETTI, C.B. **Propriedades Mecânicas de Juntas Sobrepostas da Liga Al 6061 Soldadas por FSSW**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e Tecnologia da Universidade Federal de São Carlos, 2002.

CASANOVA, A. M. B. **Recristalização em Chapa de Liga de Alumínio 7475 Deformada Severamente Via Laminação Assimétrica e Acumulativa**. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, 2016.

CHEN, H.; YAN, K.; LIN, T.; CHEN, S.; JIANG, C.; ZHAO, Y. **The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds**. *Materials Science and Engineering A*, n. 433, p. 64-69, 2006.

DIEGUEZ, T.; BURGUEÑO, A.; SVOBODA, H. **Superplasticity of a Friction Stir Processed 7075-T651 Aluminum Alloy**. *Procedia Materials Science*, vol. 1, p. 110-117, 2012.

DINIZ, S. B.; **Avaliação Estrutural da Liga de Alumínio 7475-T7351 Deformada Severamente e Submetida ao Processo de Soldagem por Fricção Linear**. Proposta de Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, 2015.

DINIZ, S. B.; DOS SANTOS A. P.; BRANDÃO, L. P. M. **A Utilização da Nanoindentação Instrumentada para Caracterização de Materiais Metálicos**. 70º Congresso Anual da ABM, 2014.

DINIZ, S. B.; CASANOVA, A. M. B.; PAULA, A. S.; BRANDÃO, L. P. M. **Efeito da Condição de Encharque no Recozimento de uma Liga de Alumínio 7474-T7351 Laminada A Temperatura Ambiente**. 72º Congresso Anual da ABM, 2017.

GURGEL, M. **Evolução Estrutural de um Aço DP Laminado a Frio e Submetido ao Recozimento Inter crítico Sob Distintas Condições de Resfriamento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal Fluminense, 2016.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M.; **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. Second English Edition, Elsevier, 2004.

KIM, Y.G. et al. **Three Defects Types in Friction Stir Welding of Aluminum Die Casting Alloy**. *Materials Science and Engineering A*, v. 415, n.1-2, p. 250-254, 2006.

LANGDON; T. G. **Achieving Superplasticity in Ultrafine Grained Metals**. *Mechanics of Materials*, v. 67, p. 2-8, 2013.

LÖFFLER, H.; KOVÁCS, I.; LENDVAI, J. **Decomposition Process in Al-Zn-Mg Alloys**. *Journal of Materials Science*. v. 18, p. 2215-2216, 1983.

MA, Z.Y.; MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W.; **Superplastic Deformation Behaviour of Friction Stir Processed 7075Al Alloy**. *Acta Materialia*, p. 4419-4430, 2002.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Editora UFMG, 2005.

MATHERS, G. **The Welding of Aluminium and Its Alloys**. First English Edition, Elsevier, 2002.

MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. Second English Edition Cambridge University Press, 2009.

MISHRA, R. S.; Ma, Z.Y. **Friction Stir Welding and Processing**. *Materials Science and Engineering*, n°. 50, p. 1-78, 2005.

- MISHRA, R. S.; KOMARASAMY, M. **Friction Stir Welding of High-Strength 7xxx Aluminum Alloys**. First Edition, Elsevier, 2016.
- MISHRA, R. S.; KUMAR, N. **Friction Stir Welding and Processing, Science and Engineering**. First English Edition, Springer, 2014.
- MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W.; MCFADDEN, S.X.; MARA, N.A.; MUKHERJEE, A.K. **High Strain Rate Superplasticity in a Friction Stir Processed 7075 Al Alloy**. Scripta Materialia, v. 42, p. 163-168, 1999
- MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W. **Friction Stir Processing a New Grain Refinement Technique to Achieve High Strain Rate Superplasticity in Commercial Alloys**. Materials Science Forum; v. 507, p. 357-359, 2001
- MUKHOPADHYAY, A. K.; PRASAD, K. S. **Formation of Plate Shaped Guinier Preston Zones During Natural Ageing of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy**. Philosophical Magazine Letters, v. 91, n. 3, p. 214-222, 2011.
- MURR, L. E.; LIU, G.; MCCLURE, J. C. **Dynamic Recrystallization in Friction Stir Welding of Aluminium Alloy 1100**. Journal of Materials Science Letters, n. 16, p. 1801-1803, 1997.
- NOVIKOV, V. Y. **On Grain Growth in the Presence of Mobile Particles**. Acta Materialia, v. 58, p. 3326-3331, 2010.
- OLEA, C.A.W. **Influence of Energy Input in Friction Stir Welding on Structure Evolution and Mechanical Behavior of Precipitation Hardening in Aluminium Alloys (AA2024-T351, AA6013-T6 and Al-Mg-Sc)**. Doutorado – Institute of Materials Research, Universität Bochum, 2008.
- OLIVIECKI, N. J.; BESKOW, A. B. **Análise dos Parâmetros do Processo de Solda por Fricção em uma Liga de Alumínio**. Perspectiva, Erechim. v.37, n.138, p.15-29, 2013.
- OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Sensing Indentation Experiments**. Journal of Materials Research 7, p.1564-1583, 1992.
- OOSTERKAMP, A.; OOSTERKAMP, L.D.; NORDEIDE, A. **Kissing Bond Phenomena in Solid-State Welds of Aluminum Alloys**. Welding Research, p. 225-231, 2004.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO F.J. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. Terceira Edição, Volume Único, ABM Livros, 2005.
- PORTER, D. A.; EASTERLING, K. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. Second English Edition, Chapman and Hall, 1992.
- REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Guanabara dois, Segunda Edição, 1982

RIMOLDI, L. E. **Materiais na Industria Aeronáutica**. Disponível em <http://www.automotivebusiness.com.br/Luiz%20Eduardo%20Rimoldi%20-%20Embraer.pdf>> Acesso em: 18 de novembro de 2017 às 17:58.

SACCON V. T. **Investigação Microestrutural e Estudo das Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio AA2139 T3 E T8 Soldadas por Friction Stir Welding – FSW**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, 2011.

SELLERS, C. M. **Modelling Micro Structural Development During Hot Rolling**. Material Science and Technology, v. 6, p.1072-1078, 1990.

SHAFIEIZARGHANI, A. *et al.*, **Ultrafine Grained 6082 Aluminium Alloy Fabricated By Friction Stir Processing**. International Journal of Modern Physics B, v. 22, n. 18-19, p. 2874-2878, 2008.

SHIMADZU. **Dynamic Ultra-Micro Hardness Tester DUH-211/ DUH-211S Instruction Manual**. Shimadzu Corporation, Japan, 2009.

SLÁMOVÁ, M.; OCENÁSEK, V.; VOORT, G. V. **Polarized Light Microscopy: Utilization in the Investigation of the Recrystallization of Aluminum Alloys**. Materials Characterization, v. 52, n. 3, p. 165-177, 2004.

THE WELDING INSTITUTE (TWI). **Materials Joining Technology Home Page**. Disponível em <http://www.twi-global.com/capabilities/joining-technologies/friction-processes/friction-stir-welding/> Acesso em: 20 de outubro de 2017 às 12:55.

THREADGILL, P. L. **Friction Stir Welding – The State of The Art**. Publicação TWI, Relatório 678, p. 1-99, 1999.

XU, C.; FURUKAWA, M.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. **Using ECAP to Achieve Grain Refinement, Precipitate Fragmentation and High Strain Rate Superplasticity in a Spray Cast Aluminum Alloy**. Acta Materialia, n. 51, p. 6139- 6149, 2003.

ZARGHANI A. S.; BOZORG, S. F. K.; HANZAKI, A. Z. **Ultrafine Grained 6082 Aluminium Alloy Fabricated By Friction Stir Processing**. International Journal of Modern Physics B, v. 22, 2008.

ZENG, W. M.; WU, H. L. **Effect of Tool Wear on Microstructure, Mechanical Properties and Acoustic Emission of Friction Stir Welded 6061 Al Alloy**. Acta Metallurgica Sinica, n. 1, v. 19, p. 9-19, 2006.