UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE ENGENHARIAS, CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

RAFAEL DENKIEWICZ

FORMAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS E MECANISMOS DE FRATURA EM JUNTAS DISSIMILARES AA7004/DP600 PRODUZIDAS POR *FRICTION STIR WELDING* À APLICAÇÃO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

PONTA GROSSA
2026

RAFAEL DENKIEWICZ

FORMAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS E MECANISMOS DE FRATURA EM JUNTAS DISSIMILARES AA7004/DP600 PRODUZIDAS POR *FRICTION STIR WELDING* À APLICAÇÃO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Dissertação apresentada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, na Área de Concentração: Processamento de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho

Coorientadora: Prof.ª. Dra. Juliana de Paula Martins

PONTA GROSSA
2026

Denkiewicz, Rafael

D396 Formação de compostos intermetálicos e mecanismos de fratura em juntas dissimilares AA7004/DP600 produzidas por *friction stir welding* à aplicação na indústria automotiva / Rafael Denkiewicz. Ponta Grossa, 2026.

198 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho.
Coorientadora: Profa. Dra. Juliana de Paula Martins.

1. Soldagem dissimilar. 2. Friction stir welding. 3. Alumínio AA7004. 4. Aço DP600. 5. Compostos intermetálicos. I. Carvalho, André Luis Moreira de. II. Martins, Juliana de Paula. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Desenvolvimento e Caracterização de Materiais. IV.T.

CDD: 620.11

Ficha catalográfica elaborada por Maria Luzia Fernandes Bertholino dos Santos- CRB9/986

RAFAEL DENKIEWICZ

FORMAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS E MECANISMOS DE FRATURA EM JUNTAS DISSIMILARES AA7004/DP600 PRODUZIDAS POR *FRICTION STIR WELDING* À APLICAÇÃO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

Dissertação apresentada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, na Área de Concentração: Processamento de Materiais.

Ponta Grossa, 07 de agosto de 2026

Documento assinado digitalmente
gov.br
ANDRE LUIS MOREIRA DE CARVALHO
Data: 30/10/2026 09:38:41-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho
Doutor em Ciência dos Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa

Documento assinado digitalmente
gov.br
LUCIANA SGARBI ROSSINO
Data: 30/10/2026 18:38:08-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Prof. Dra. Luciana Sgarbi Rossino
Doutora em Ciência dos Materiais
Faculdade de Tecnologia de Sorocaba

Documento assinado digitalmente
gov.br
MARCIO FERREIRA HUPALO
Data: 06/11/2026 17:19:06-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo
Doutor em Ciência dos Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa

Documento assinado digitalmente
gov.br
SELAUCO VUROBI JUNIOR
Data: 04/11/2026 14:59:38-0300
Verifique em https://validar.iti.gov.br

Prof. Dr. Selauco Vurobi Jr
Doutor em Ciência dos Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela força e sabedoria concedidas para enfrentar todos os desafios. Seu apoio é a minha rocha.

Ao professor Dr. André Luis Moreira de Carvalho, por toda a confiança depositada, pela compreensão, pelo intenso incentivo e conselhos durante todo o processo de pesquisa.

Aos familiares e amigos, que nunca negaram palavras de força, incentivo e otimismo durante a pós-graduação.

Ao consórcio C2PA para Pesquisa e Desenvolvimento em Processamento de Fricção e Mistura, por proporcionar a oportunidade de desenvolver esta pesquisa.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG), por todo o conhecimento transmitido durante a pós-graduação.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG), por toda a assistência prestada durante a utilização dos laboratórios.

Ao técnico José Carlos, cujo auxílio foi indispensável à realização dos ensaios mecânicos.

Aos funcionários do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), por toda a assistência prestada durante a utilização dos laboratórios.

Aos colegas de pós-graduação, pela vivência de momentos inesquecíveis e pela ajuda em momentos de dificuldade.

À Bruna Leticia de Almeida Pedrozo, por todo o apoio, suporte e aprendizado nos dias mais nebulosos da jornada de redigir este trabalho.

RESUMO

A soldagem entre ligas de alumínio e de aço tem despertado grande interesse científico e tecnológico devido ao seu potencial para reduzir o peso de estruturas sem comprometer a integridade estrutural. A tecnologia de soldagem no estado sólido *Friction Stir Welding* (FSW) destaca-se por mitigar o aporte térmico e o potencial termodinâmico para reações difusivas, sendo teoricamente viável para o controle dimensional e para a obtenção de uma camada uniforme de compostos intermetálicos (CIMs). Contudo, constata-se escassez de pesquisas dedicadas a investigar a influência combinada das velocidades de rotação (ω) e de soldagem (v) sobre o desenvolvimento microestrutural da interface de juntas sobrepostas AA7004-T6/DP600. Este trabalho teve como objetivo preencher essa lacuna por meio da caracterização metalográfica, microestrutural e mecânica dos materiais base e das juntas soldadas, com o intuito de correlacionar os parâmetros com a microestrutura da interface. As análises macrográficas revelaram que baixas velocidades de rotação (400 RPM) induziram a formação de defeitos volumétricos, como túneis e vazios, enquanto o incremento para 600 e 800 RPM eliminou tais descontinuidades e otimizou a geometria das estruturas de intertravamento mecânico, os ganchos de ancoramento mecânico. Os perfis de microdureza evidenciaram fenômenos de superenvelhecimento e amolecimento localizado na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) da liga AA7004, em contraste com picos de endurecimento de até 319 HV detectados na interface com o aço DP600. Nos ensaios de cisalhamento, as juntas processadas com maior aporte térmico (800 RPM e 150 mm/min) apresentaram o melhor desempenho mecânico, alcançando resistência média à fratura de 129,3 MPa, com nítida deformação plástica macroscópica prévia à falha, que ocorreu na interface em todas as condições. A análise fractográfica por MEV indicou que, embora o intertravamento mecânico dos ganchos de ancoramento tenha atuado no suporte de carga, o desplacamento final ocorreu por fratura frágil por clivagem na interface, associada à presença da camada não uniforme de compostos intermetálicos detectada por DRX.

Palavras-chave: soldagem dissimilar; *friction stir welding*; alumínio AA7004; aço DP600; compostos intermetálicos.

ABSTRACT

Dissimilar welding between aluminum alloys and steel has attracted significant scientific and technological interest due to its potential to reduce structural weight without compromising structural integrity. Solid-state friction stir welding (FSW) technology stands out for its ability to mitigate heat input and the thermodynamic potential for diffusion reactions, making it theoretically viable for dimensional control and for achieving a uniform intermetallic compound (IMC) layer. However, there is a scarcity of research investigating the combined influence of spindle speed (ω) and welding speed (v) on the interfacial microstructural development of AA7004-T6/DP600 lap joints. This work aimed to fill this gap by characterizing the base materials and welded joints using metallography, microstructural analysis, and mechanical testing to correlate parameters with the interface microstructure. Macrographic analyses revealed that low rotational speeds (400 RPM) induced volumetric defects, such as tunnels and voids, whereas increasing the speed to 600 and 800 RPM eliminated these discontinuities and optimized the geometry of the mechanical interlocking structures, the hooks. Horizontal microhardness profiles revealed overaging and localized softening in the thermomechanically affected zone (TMAZ) of the AA7004 alloy, in contrast to hardening peaks up to 319 HV at the DP600 steel interface. In shear tests, joints processed with higher heat input (800 RPM and 150 mm/min) exhibited the best mechanical performance, reaching an average fracture strength of 129.27 MPa and showing distinct macroscopic plastic deformation before failure, which occurred at the interface under all conditions. Scanning electron microscopy (SEM) fractographic analysis indicated that although the mechanical interlocking of the hooks contributed to load-bearing capacity, the final debonding occurred via brittle cleavage fracture at the interface, associated with a non-uniform intermetallic compound layer detected by XRD.

Keywords: dissimilar welding, friction stir welding (FSW), AA7004 aluminum, DP600 steel, intermetallic compounds.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Aplicação das ligas de alumínio das classes 2XXX e 7XXXna construção de aeronaves 25

Figura 2 - Levantamento histórico dos diferentes aços utilizados na confecção do GM Astra 27

Figura 3 - Diagrama banana das diferentes famílias de aço 28

Figura 4 - Microestrutura do aço DP600 29

Figura 5 - Diagrama CCT para obtenção da microestrutura Dual-Phase 32

Figura 6 - Estrutura híbrida do chassi de um modelo Honda obtido pela tecnologia do FSW 35

Figura 7 - Diagrama representativo de uma solda na configuração sobreposta 36

Figura 8 - Geometria e design do ombro da ferramenta FSW 38

Figura 9 - Geometria e design do pino da ferramenta FSW 39

Figura 10 - Diagrama binário alumínio-ferro 40

Figura 11 - Diferentes estruturas dos ganchos de ancoramento mecânico resultantes da soldagem sobreposta dissimilar FSW 43

Figura 12 - Interface de soldagem entre alumínio e aço obtida por soldagem sobreposta FSW 44

Figura 13 - Mecanismos de fratura de uma solda dissimilar sobreposta em FSW 46

Figura 14 - Desenvolvimento dos compostos intermetálicos na interface de soldagem alumínio/aço para diferentes condições 49

Figura 15 - Microscopia eletrônica de transmissão da camada de CIM de uma solda dissimilar alumínio/aço obtida por FSW 50

Figura 16 - Superfície de fratura de interface de soldagem dissimilar que apresentou uma fratura semi-frágil 50

Figura 17 - Superfície de fratura de interface de soldagem dissimilar que apresentou uma fratura frágil 51

Figura 18 - Fluxograma das atividades 53

Figura 19 - Geometria e dimensões da chapa de AA7004 para soldagem 54

Figura 20 - Geometria e dimensões da chapa de DP600 para soldagem 55

Figura 21 - Representação esquemática da configuração de soldagem sobreposta dos materiais base 55

Figura 22 - Design e geometria da ferramenta de soldagem FSW 56

Figura 23 - Equipamento de soldagem FSW modelo MTI RM-1 58

Figura 24 - Exemplo de fixação das amostras segundo geometria sobreposta de soldagem 58

Figura 25 - Plano de extração de amostras dos materiais base 59

Figura 26 - Plano de extração de amostras do material soldado 60

Figura 27 - Referência de extração dos dados de dureza para perfil vertical 62

Figura 28 - Referência de extração dos dados de dureza para perfil horizontal 63

Figura 29 - Máquina servo-hidráulica modelo MTS 37025 Load Frame 64

Figura 30 - Geometria final do corpo de prova para ensaio de cisalhamento 65

Figura 31 - Dispositivo adaptador para o ensaio de cisalhamento e esquemático de montagem do corpo de prova 66

Figura 32 - Micrografia 3D da liga AA7004-T6 68

Figura 33 - Micrografia 3D da liga DP600 69

Figura 34 - Macrografia da interface de soldagem da condição AA (400 rpm, 150 mm/min) 71

Figura 35 - Macrografia da interface de soldagem da condição AB (400 rpm, 250 mm/min) 73

Figura 36 - Macrografia da interface de soldagem da condição AC (400 rpm, 350 mm/min) 74

Figura 37 - Macrografia da interface de soldagem da condição BA (600 rpm, 150 mm/min) 75

Figura 38 - Macrografia da interface de soldagem da condição BB (600 rpm, 250 mm/min) 77

Figura 39 - Macrografia da interface de soldagem da condição BC (600 rpm, 350 mm/min) 78

Figura 40 - Macrografia da interface de soldagem da condição CA (800 rpm, 150 mm/min)..... 79

Figura 41 - Macrografia da interface de soldagem da condição CB (800 rpm, 250 mm/min)..... 81

Figura 42 - Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 400 RPM..... 83

Figura 43 - Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 600 RPM..... 86

Figura 44 - Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 800 RPM..... 87

Figura 45 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 400 RPM..... 89

Figura 46 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 600 RPM..... 91

Figura 47 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 800 RPM..... 92

Figura 48 - Visão geral do corpo de prova da condição AA (400 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 93

Figura 49 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento – condição AA (400 RPM e 150 mm/min)..... 94

Figura 50 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004 /DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min)..... 94

Figura 51 - Visão geral do corpo de prova da condição BA (600 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 97

Figura 52 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BA (600 RPM e 150 mm/min)..... 98

Figura 53 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004 /DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min)..... 99

Figura 54 - Visão geral do corpo de prova da condição BB (600 RPM e 250 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 101

Figura 55 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BB (600 RPM e 250 mm/min)..... 101

Figura 56 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004 /DP600 — Condição BB (600 RPM e 250 mm/min) 102

Figura 57 - Visão geral do corpo de prova da condição BC (600 RPM e 350 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 103

Figura 58 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BC (600 RPM e 350 mm/min)..... 103

Figura 59 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar BC 7004 /DP600 — Condição BC (600 RPM e 350 mm/min) 104

Figura 60 - Visão geral do corpo de prova da condição CA (800 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 105

Figura 61 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição CA (800 RPM e 150 mm/min) 105

Figura 62 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004 /DP600 - Condição CA (800 RPM e 150 mm/min) 107

Figura 63 - Visão geral do corpo de prova da condição CB (800 RPM e 250 mm/min) após o ensaio de cisalhamento 108

Figura 64 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição CB (800 RPM e 250 mm/min) 108

Figura 65 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004 /DP600 — Condição CB (800 RPM e 250 mm/min) 109

Figura 66 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra AA1) obtida a 400 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c-d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo (f-j) fragmentos de material aderido em diferentes regiões 111

Figura 67 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BA1) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo e perfil das cavidades dos ganchos de ancoramento (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil do gancho de ancoramento do lado de recuo (d) perfil do gancho de ancoramento do lado de avanço, (e) fragmento de material aderido próximo a cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço e (e) camada de composto intermetálico 112

Figura 68 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BA2) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) visão do cordão de solda (SE+BSE), (d)interior da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, (e-f) fragmento de material na cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo e (g-h) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo 116

Figura 69 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BB1) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda e perfil da cavidade do gancho de ancoramento, (d) fragmentos de material aderido no cordão de solda 118

Figura 70 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BB2) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE),(b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo e fragmentos de material aderido no cordão de solda 120

Figura 71 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BC1) obtida a 600 RPM e 350 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo e fragmentos de material aderido e (e) detalhes da superfície de fratura do material aderido 122

Figura 72 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA1) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda e perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d-e) detalhes da fratura intergranular na chapa de alumínio, (f-h) superfície de fratura no cordão de solda e (i-j) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo 124

Figura 73 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA2) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE),(b) visão do cordão de solda, (c-d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (e) microtrincas no interior da cavidade e (f-g) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço 127

Figura 74 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA3) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) fragmento de material aderido na chapa de alumínio, (d) fratura intergranular adjacente ao material aderido, (e-f) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço e (g) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo 129

Figura 75 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CB1) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (e) microssulcamento no interior da cavidade e (f) fragmentos de material aderido na chapa de alumínio 132

Figura 76 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CB2) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE) e visão do cordão de solda, (b) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (d-e) detalhes da superfície de fratura do material aderido 134

Figura 77 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra AA1) obtida a 400 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) destacamento incompleto de parte da chapa DP600 (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo 137

Figura 78 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BA1) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) fragmentos de material aderido à chapa, (c) visão do cordão de solda (d) superfície do material aderido, (e) perfil gancho de ancoramento no lado de avanço, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (g-h) superfície de fratura frágil no gancho de ancoramento mecânico de recuo 139

Figura 79 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BA2) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo, (b) visão do cordão de solda, (c) destacamento incompleto da chapa DP600 (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo e (h) fratura intergranular no gancho de ancoramento no lado de recuo 142

Figura 80 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BB1) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo, (b-c) visão do cordão de solda, (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo 144

Figura 81 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BB2) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo, (b-c) visão do cordão de solda, (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo 146

Figura 82 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BC1) obtida a 600 RPM e 350 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda, (d) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e) superfície de fratura do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e-f) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo, e superfície de fratura do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo 148

Figura 83 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA1) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c-d) detalhamento da superfície de fratura no cordão, (e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (f-g) perfil do gancho de ancoramento mecânico de recuo, (h-i) superfície de fratura do topo e (j) da base do fragmento de alumínio aderido 150

Figura 84 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA2) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) superfície de fratura do material aderido, (d) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e-f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (g-h) superfície de fratura do topo dos fragmentos de alumínio aderidos 153

Figura 85 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA3) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) fragmento de material, (e) superfície do material aderido à chapa de aço(f) fratura intergranular adjacente ao material aderido, (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo 155

Figura 86 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CB1) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda e perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) superfície de fratura dúctil do material aderido, (e-f) superfície de fratura misto de um segundo material aderido, (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (i) superfície de fratura do gancho de ancoramento no lado de recuo 157

Figura 87 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CB2) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda e perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) superfície de fratura dúctil do material aderido, (e-f) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo 159

Figura 88 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min) 162

Figura 89 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min) 164

Figura 90 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BB (600 RPM e 250 mm/min) 165

Figura 91 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BC (600 RPM e 350 mm/min) 166

Figura 92 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição CA (800 RPM e 150 mm/min) 167

Figura 93 - Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição CB (800 RPM e 250 mm/min) 168

Figura 94 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface de soldagem, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (g-h) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento 170

Figura 95 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço, (d-e) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (g-h) interface alumínio/aço no gancho de ancoramento 173

Figura 96 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BB (600 RPM e 250 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (e-f) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (h-i) interface alumínio/aço no gancho de ancoramento 176

Figura 97 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BC (600 RPM e 350 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface, (f) estruturas lamelares, (g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (h-i) interface alumínio/aço e (j-k) fragmentos de aço retidos 178

Figura 98 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 – Condição CA (600 RPM e 150 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (e) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (f-g) interface alumínio/aço e (Figura 98h-i) formação de CIMs dentro de entalhe do gancho de ancoramento 182

Figura 99 – Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição CB (800 RPM e 250 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface de soldagem, (f-g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (h) interface alumínio/aço em um entalhe e (i-j) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento 184

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas das ligas AA1199 (puro) e AA7004 na condição recozida 22

Tabela 2 - Classes de ligas de alumínio trabalhadas 23

Tabela 3 - Composição química (% em massa) da ligaAA7004 24

Tabela 4 - Propriedades mecânicas de diferentes ligas de alumínio 7XXX 25

Tabela 5 - Função dos elementos de liga na composição de um aço DP600 33

Tabela 6 - Compostos intermetálicos tipicamente observados na caracterização de soldas FSW entre alumínio e aço 48

Tabela 7 - Velocidades de soldagem e de rotação para as 8 condições de soldagem estudadas 55

Tabela 8 - Dimensões do corpo de prova para as técnicas de caracterização 61

Tabela 9 - Microdureza Vickers do perfil extrudado de AA7004-T6 70

Tabela 10 - Microdureza Vickers da chapa laminada de DP600 70

Tabela 11 - Alturas dos ganchos de ancoramento mecânico dos lados de avanço e recuo das condições de soldagem 72

Tabela 12 - Aporte térmico das condições de soldagem 74

Tabela 13 - Resultado dos ensaios de cisalhamento das amostras soldadas 95

Tabela 14 - Resistência a fratura e integridade da junta das condições soldadas 96

Tabela 15 - Espessura aparente/altura da camada de compostos intermetálicos (CIM) medida ao longo da interface de soldagem via ImageJ 186

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Association
AISI	*American Iron and Steel Institute*
AHSS	*Advanced High-Strength Steels*
AS	Lado de Avanço (*Advancing Side*)
ASTM	*American Society for Testing and Materials*
BSE	Elétrons Retroespalhados (*Backscattered Electrons*)
C2PA	Consórcio para Pesquisa e Desenvolvimento em Processamento de Fricção e Mistura
CBA	Companhia Brasileira de Alumínio
CCT	Continuous Cooling Transformation
CFB	Bainita Livre de Carbetos (*Carbide-Free Bainite*)
CFC	Cúbica de Face Centrada
CIM	Composto Intermetálico
CLABMU	Complexo de Laboratórios Multiusuários
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
CP	Complex Phase
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
DEMA	Departamento de Engenharia de Materiais
DL	Direção de Laminação
DN	Direção Normal
DO	Diâmetro do Ombro
DP	Fase Dupla (*Dual Phase*) / Diâmetro do Pino
DRX	Difração de Raios X
DT	Direção Transversal
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Energia
EHF	Calor Efetivo de Formação (*Effective Heat of Formation*)
FB	Bainita Ferrítica (*Ferritic Bainite*)
FSW	*Friction Stir Welding*
GM	*General Motors*
GP	Guinier-Preston
HB	Dureza Brinell

HSLA	Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (High-Strength Low-Alloy)
HSS	*High Strength Steel*
HV	Dureza Vickers
IF	Interstitial Livre (*Interstitial Free*)
IMCs	Intermetallic Compounds
LBT	Espessura Efetiva de Carga (*Load Bearing Thickness*)
LE	Limite de Escoamento
LIP	Plasticidade Induzida por Transformação Linear (*Linear Transformation-Induced Plasticity*)
LRT	Limite de Resistência à Tração
MB	Material Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MO	Microscopia Óptica
PCBN	Nitreto Cúbico de Boro Policristalino
Q&P	Têmpera e Partição (*Quenching and Partitioning*)
RHA	Blindagem Homogênea Laminada (*Rolled Homogeneous Armour*)
RPM	Rotações por Minuto
RS	Lado de Recuo (Retreating Side)
SE	Elétrons Secundários (Secondary Electrons)
SSSS	Solução Sólida Supersaturada
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
TWI	The Welding Institute
TWIP	Twinning Induced Plasticity
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa
WC	Carbeto de Tungstênio
ZLP	Zona Livre de Precipitados
ZM	Zona de Mistura (ou Misturada)
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 19

2 OBJETIVOS 21
2.1 OBJETIVO GERAL 21
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS 21

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 22
3.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS 22
3.1.1 Sistema de designação das ligas de alumínio trabalhadas 23
3.1.2 Liga de alumínio AA7004 24
3.2 AÇO *DUAL PHASE* 26
3.2.1 Gerações de aços AHSS 26
3.2.2 Microestrutura dos aços *Dual-Phase* 29
3.2.3 Rotas de processamento e obtenção dos aços *Dual-Phase* 30
3.2.4 Aço DP600 32
3.3 TECNOLOGIA DE SOLDAGEM *FRICTION STIR WELDING* 34
3.3.1 Descrição do processo de soldagem por FSW 36
3.3.2 Geometria e design da ferramenta 37
3.4 SOLDAGEM DISSIMILAR ALUMÍNIO NO AÇO 39
3.4.1 Parâmetros de soldagem 41
3.4.2 Região da junta sobreposta dissimilar alumínio/aço 43
3.4.3 Compostos Intermetálicos 47

4 MATERIAIS E MÉTODOS 52
4.1 MATERIAIS 52
4.2 MÉTODOS 52
4.2.1 Procedimento de soldagem por FSW 53
4.2.1.1 Preparação do material base e parâmetros 53
4.2.1.2 Ferramenta e maquinário 56
4.2.2 Preparação das amostras 57
4.2.3 Análise metalográfica 61
4.2.4 Ensaio de Microdureza Vickers 62
4.2.5 Ensaios mecânicos de cisalhamento sob tração 63
4.2.6 Análise de falha da interface de soldagem 66
4.2.7 Análise de Difração de Raios X (DRX) 67

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 68
5.1 RESULTADOS DO MATERIAL BASE 68
5.1.1 Micrografia 3D 68
5.1.2 Dureza Vickers 70
5.2 RESULTADOS DO MATERIAL SOLDADO 71
5.2.1 Macrografia das interfaces de soldagem 71
5.2.2 Perfis de microdureza da interface de soldagem 82
5.2.2.1 Perfil de microdureza vertical 82
5.2.2.2 Perfil de microdureza horizontal 88
5.2.3 Ensaio de cisalhamento 93
5.2.3.1 Resultados das amostras soldadas a 400 RPM 93
5.2.3.2 Resultados das amostras soldadas a 600 RPM 97
5.2.3.3 Resultados das amostras soldadas a 800 RPM 104

5.2.4 Análise fractográfica da chapa AA7004 109
5.2.4.1 Grupo 400 RPM 109
5.2.4.2 Grupo 600 RPM 112
5.2.4.3 Grupo 800 RPM 123
5.2.5 Análise fractográfica da chapa DP600 136
5.2.5.1 Grupo A 400 RPM 136
5.2.5.2 Grupo B 600 RPM 138
5.2.5.3 Grupo C 800 RPM 149
5.2.6 Difratografia por Raios X das superfícies de fratura 161
5.2.6.1 Grupo A 400 RPM 161
5.2.6.2 Grupo B 600 RPM 163
5.2.6.3 Grupo C 800 RPM 166
5.2.7 Interface de soldagem por microscopia eletrônica de varredura 169
5.2.7.1 Grupo A 400 RPM 169
5.2.7.2 Grupo B 600 RPM 172
5.2.7.3 Grupo C 800 RPM 180

6 CONCLUSÃO 189

REFERÊNCIAS 192

1 INTRODUÇÃO

A busca contínua pela redução do peso de estruturas visa a reduzir o consumo de combustível e, consequentemente, a mitigar a emissão de poluentes. Nos setores de transporte, essa demanda tem impulsionado diversas frentes de pesquisa com foco no desenvolvimento e na viabilização da soldagem entre ligas dissimilares, destacando-se, pela relevância industrial, a união sobreposta entre o alumínio e o aço[1-4].

A união direta do alumínio sobre o aço apresenta-se como uma alternativa altamente vantajosa, pois concilia as melhores propriedades mecânicas e físicas de ambas as ligas em uma única estrutura híbrida. De um lado, a liga de alumínio AA7004, endurecível por precipitação, é um material de baixa densidade e elevada resistência mecânica, com aplicação predominante em componentes estruturais críticos, como reforços de fuselagem, longarinas e vigas de quilha de aeronaves. De outro lado, a liga DP600, pertencente à família dos aços avançados de alta resistência (AHSS), apresenta uma microestrutura multifásica complexa, composta por ilhas de martensita de elevada dureza dispersas em uma matriz dúctil de ferrita. Essa combinação permite reduzir a espessura de componentes e otimizar a absorção de energia em estruturas, sem perda da rigidez e de integridade estrutural exigidas pelas normas de segurança[1-4].

Entretanto, a execução da soldagem dissimilar entre esses materiais por métodos convencionais de fusão impõe desafios metalúrgicos complexos. Devido à discrepância entre as suas propriedades físicas, como o ponto de fusão e o coeficiente de expansão térmica, ocorre fusão excessiva do alumínio e a indução de tensões térmicas durante o resfriamento, gerando tensões residuais elevadas na junta. Adicionalmente, a baixíssima solubilidade mútua entre o alumínio e o ferro no estado sólido faz com que a poça de fusão atue como um ambiente de grande potencial termodinâmico e cinético para a difusão. Isso resulta na nucleação e no crescimento de uma camada espessa e contínua de compostos intermetálicos (CIMs) ricos em alumínio na interface, que possuem natureza intrinsecamente frágil. Do ponto de vista microestrutural, o elevado ciclo térmico da fusão também promove mudanças microestruturais nos materiais base, provocando o superenvelhecimento e a dissolução de precipitados na liga de alumínio, além de alterar a morfologia e o particionamento de carbono na microestrutura do aço *Dual-Phase*. Desse modo, o

efeito combinado entre a fragilidade dos CIMs, a degradação das fases e as tensões residuais frequentemente culmina no aparecimento de trincas a quente e de porosidades, resultando em juntas soldadas com baixíssima eficiência mecânica[1-4].

Neste contexto, a tecnologia de soldagem *friction stir welding* (FSW) desenvolvida originalmente pelo TWI (*The Welding Institute*) em 1991, surge como uma alternativa promissora para contornar tais limitações. Por se tratar de um processo de união em estado sólido, a operação ocorre abaixo da temperatura de fusão dos materiais de base, o que reduz os defeitos associados à solidificação. Na soldagem dissimilar sobreposta entre alumínio e aço, essa tecnologia permite um controle mais preciso do ciclo termomecânico na interface, por meio do ajuste de parâmetros operacionais, limitando a energia disponível para os processos difusivos e restringindo o crescimento da camada de CIMs frágeis a espessuras nanométricas. A união passa a ser governada pela intensa deformação plástica severa e pela mistura mecânica imposta pela ferramenta, promovendo o intertravamento mecânico por meio dos ganchos de ancoramento e pela união dos materiais confirmada pela formação de CIMs[1-4].

Contudo, embora o processo FSW mitigue a formação excessiva de fases intermetálicas e minimize a distorção dimensional, a obtenção de uma junta com alta capacidade de suporte de carga depende da otimização das variáveis de processo, uma vez que o aporte térmico e a ação cisalhante governam tanto o fluxo plástico quanto a geometria dos ganchos de ancoramento e a formação de CIMs. Atualmente, observa-se escassez de pesquisas focadas especificamente na união sobreposta AA7004-T6 e DP600[1-4].

Diante dessa lacuna científica e tecnológica, o presente trabalho teve como objetivo geral avaliar como a velocidade de rotação e a velocidade de soldagem atuam no desenvolvimento microestrutural da interface e na formação de CIMs de uma junta sobreposta dissimilar AA7004-T6 sobre o aço DP600, estabelecendo uma correlação direta entre o aporte térmico, as características geométricas da interface, a formação dos CIMs e as propriedades mecânicas da junta[1-4].

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é avaliar como os parâmetros de soldagem *FSW* influenciam no desenvolvimento dos compostos intermetálicos em uma solda dissimilar entre as ligas AA7004 e DP600, na configuração sobreposta.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Avaliar a influência dos parâmetros operacionais na formação de defeitos volumétricos e nas características geométricas dos ganchos de ancoramento mecânico;
- Mapear as variações microestruturais e mecânicas por meio de perfis verticais e horizontais de microdureza Vickers do material base e das juntas soldadas;
- Determinar o desempenho mecânico sob carregamento cisalhante das juntas dissimilares sobrepostas, avaliando a resistência à ruptura e a integridade mecânica das uniões;
- Investigar a formação e a distribuição morfológica da camada interfacial de compostos intermetálicos (CIMs);
- Analisar a superfície de fratura por microscopia eletrônica para proposição do mecanismo de fratura da solda;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3. 1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio e suas ligas estabeleceram-se como materiais metálicos não ferrosos de grande versatilidade, competitividade e apelo econômico em nível global. Essa relevância, consolidada desde o final do século XIX, se reflete em ampla aplicação nos setores aeroespacial e automotivo. Isto ocorre em virtude da sua baixa densidade, elevada resistência mecânica, tenacidade à fratura e resistência à fadiga[5-8].

Para atingir essas excelentes propriedades mecânicas, recorre-se à adição de elementos de liga que, ao formarem soluções sólidas na matriz de alumínio, melhoram, em um primeiro momento, o desempenho mecânico da matriz. Além disso, as ligas de alumínio são submetidas a tratamentos sequenciais que aprimoram ainda mais suas propriedades mecânicas. A Tabela 1 apresenta uma comparação entre o alumínio puro e a liga AA7004[5-8].

Tabela 1 - Propriedades mecânicas das ligas AA1199 (puro) e AA7004 na condição recozida.

Propriedades Mecânicas	AA1199 (recozido)	AA7004 T7
Limite de escoamento (MPa)	10	375
Limite de resistência à tração (MPa)	45	425
Ductilidade (%)	50	14
Dureza (HB)	15	135

Adaptado de: Verma et al.[4], Davis et al.[5]

A ascensão das ligas de alumínio na indústria aeroespacial teve início em 1930, quando Alfred Wilm realizou as primeiras descobertas sobre o mecanismo de endurecimento por precipitação. Esse fato fez com que as ligas de alumínio se tornassem atrativas, pela possibilidade de ajustar suas propriedades mecânicas por meio de tratamentos térmicos[9-12].

Segundo a classificação da *Aluminum Association* (AA), as ligas de alumínio são divididas em duas categorias principais: fundidas e trabalhadas. As ligas fundidas produzidas em moldes têm ampla aplicação na indústria automobilística. As ligas

trabalhadas, que englobam produtos laminados, extrudados, forjados, entre outros, são predominantes em estruturas de aeronaves, mas que vem ganhando espaço na indústria automotiva[9-12].

3.1.1 Sistema de designação das ligas de alumínio trabalhadas

Dada a complexidade e a vasta gama de composições possíveis, tornou-se necessária a criação de sistemas de designação padronizados que permitem não apenas a identificação inequívoca de cada liga, mas também fornecer informações essenciais sobre sua composição química, características intrínsecas, processo de fabricação e alterações necessárias[11, 12].

A padronização da nomenclatura das ligas de alumínio, tanto fundidas quanto trabalhadas, é regida pelo sistema da *Aluminum Association* (AA), que agrupa os materiais em classes ou séries. Todas essas designações são iniciadas pelo prefixo "AA" para indicar sua origem normativa[8, 9].

Para as ligas trabalhadas, o sistema utiliza um código numérico de quatro dígitos (XXXX), capaz de identificar até oito séries principais. A Tabela 2 apresenta as diferentes classes de ligas de alumínio, seus principais elementos de liga e como suas propriedades mecânicas são otimizadas[8,9].

Tabela 2 - Classes de ligas de alumínio trabalhadas.

Classe da liga	**Elemento de liga principal**	**Mecanismo de endurecimento**
1XXX	Alumínio puro	Endurecimento por encruamento
2XXX	Cobre	Endurecimento por precipitação
3XXX	Manganês	Endurecimento por precipitação
4XXX	Silício	Endurecimento por precipitação
5XXX	Magnésio	Endurecimento por encruamento
6XXX	Magnésio e Silício	Endurecimento por precipitação
7XXX	Zinco	Endurecimento por precipitação
8XXX	Lítio	Endurecimento por precipitação

Fonte: Kaufman et al.[11]

Para além da composição química, a condição metalúrgica de uma liga de alumínio é também especificada por um sistema de designação de têmpera (tratamentos térmicos), desenvolvido pela *Aluminum Association*. Este código alfanumérico é posicionado após a nomenclatura de quatro dígitos da liga, separado por hífen[11, 12].

A liga de alumínio (AA7004-T6) utilizada no presente trabalho apresenta a designação T6. A condição é iniciada pela letra "T", indicando que a liga foi tratada termicamente e, além disso, é invariavelmente complementada por um ou mais algarismos que detalham a sequência de processamento termomecânico. O dígito 6, de acordo com as normas, indica que a liga foi inicialmente solubilizada, resfriada rapidamente e, por fim, envelhecida artificialmente, isto é, acima da temperatura ambiente[11, 12].

3.1.2 Liga de alumínio AA7004

A Liga AA7004, pertencente à classe 7XXX, possui o zinco (Zn) como principal elemento de liga. Adicionalmente, possui magnésio (Mg) e uma baixa concentração de cobre (Cu). A composição química nominal desta liga pode ser observada na tabela 3[4, 5, 13].

Tabela 3 – Composição química (% em massa) da liga AA7004.

Zn	**Mg**	**Cu**	**Fe**	**Si**	**Mn**	**Al**
5,8	1,5	0,1	0.4	0.3	0.5	Bal.

Adaptado de: Verma et al.[4], Mouritz et al.[13]

Sendo uma liga de alumínio da série 7XXX, trata-se de um material com resistência mecânica superior à das demais classes. Por conta deste desempenho mecânico superior é que sua aplicação é predominante na indústria aeronáutica, especialmente em peças e estruturas submetidas a altos níveis de carregamento. A Tabela 4 está apresentando algumas propriedades mecânicas das ligas AA7004 e compara com algumas das ligas da mesma classe[4, 5, 13].

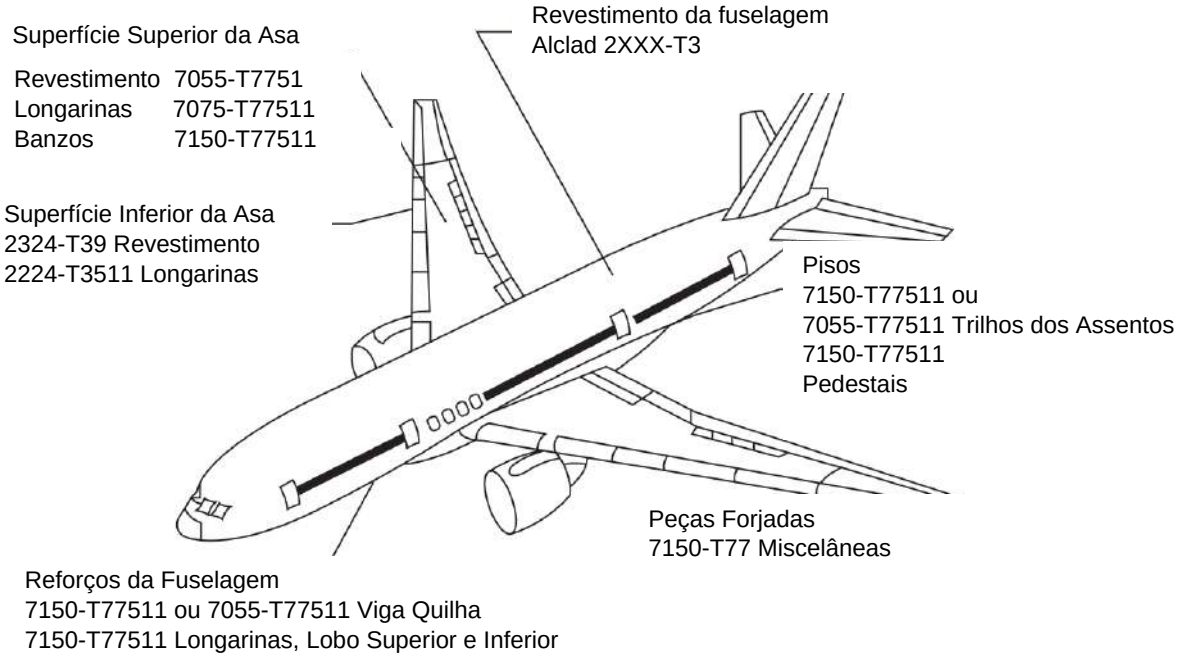
Tabela 4 - Propriedades mecânicas de diferentes ligas de alumínio da classe 7XXX.

Liga	Têmpera	Tensão de escoamento (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
7004	T6	470	530	11
7004	T7	510	550	11
7075	T6	500	570	11
7079	T6	470	540	14
7178	T6	540	610	10

Adaptado de: Verma et al.[4], Davis et al.[5], Totten et al.[7], Mouritz et al.[13]

Mais especificamente, a aplicação destas ligas inclui componentes críticos como reforços de fuselagem, vigas de quilha, longarinas, superfícies superiores de asa, pisos de aeronaves, trilhos de assento e escoras estruturais. Além disso, a liga AA7004 é objeto de estudos sobre a tecnologia de soldagem FSW, o que aumenta seu potencial de aplicação. A aplicação das diferentes ligas da série 7XXX nos componentes estruturais de uma aeronave estão ilustradas na Figura 1[13].

Figura 1 - Aplicação das ligas de alumínio das classes 2XXX e 7XXX na construção de aeronaves.



Adaptado de: Mouritz et al.[13]

A ligas de alumínio AA7004 são ligas endurecíveis por precipitação e possuem a seguinte sequência de evolução de precipitados: solução sólida supersaturada (SSSS), zonas GP (I ou II), η' ($MgZn_2$) e η ($MgZn_2$)[4, 13, 14, 15].

As zonas GP (I) e GP (II) dissolvem-se a temperaturas relativamente baixas, em torno de 100 °C e 125 °C, respectivamente. Acima dessas temperaturas, o crescimento dos precipitados metaestáveis η' e da fase de equilíbrio η é favorecido. Ambas as fases possuem estrutura cristalina hexagonal, sendo a η' semicoerente e a η incoerente com a matriz de alumínio[4, 13, 14, 15].

A precipitação da fase estável η ocorre preferencialmente nos contornos de grão. Este crescimento consome os elementos de liga (Mg e Zn) das regiões adjacentes, resultando na formação de zonas livres de precipitados (ZLP), que podem ter algumas dezenas de nanômetros de largura e prejudicam as propriedades mecânicas. Embora a precipitação nos contornos seja um fenômeno importante, partículas da fase η também podem ser encontradas no interior dos grãos, coexistindo com uma distribuição homogênea de precipitados η' e zonas GP[4, 13, 14, 15].

Do ponto de vista da fabricação, a união de ligas de alumínio por soldagem por fusão apresenta desafios significativos. A alta condutividade térmica e o elevado coeficiente de expansão térmica do material suscitam preocupações quanto à ocorrência de trincas na solda. Especificamente para a liga AA7004, a soldabilidade por fusão é considerada baixa, não apenas pelo risco de trincas de solidificação, mas também pela suscetibilidade à corrosão sob tensão na junta soldada e dissolução de precipitados[17, 18].

Neste contexto, a técnica de soldagem por fricção-mistura (FSW) surge como uma alternativa mais adequada para estas ligas. Por ser um processo em estado sólido, o FSW evita os problemas associados à fusão e solidificação, resultando em juntas de maior integridade[17,18].

3.2 AÇO *DUAL PHASE*

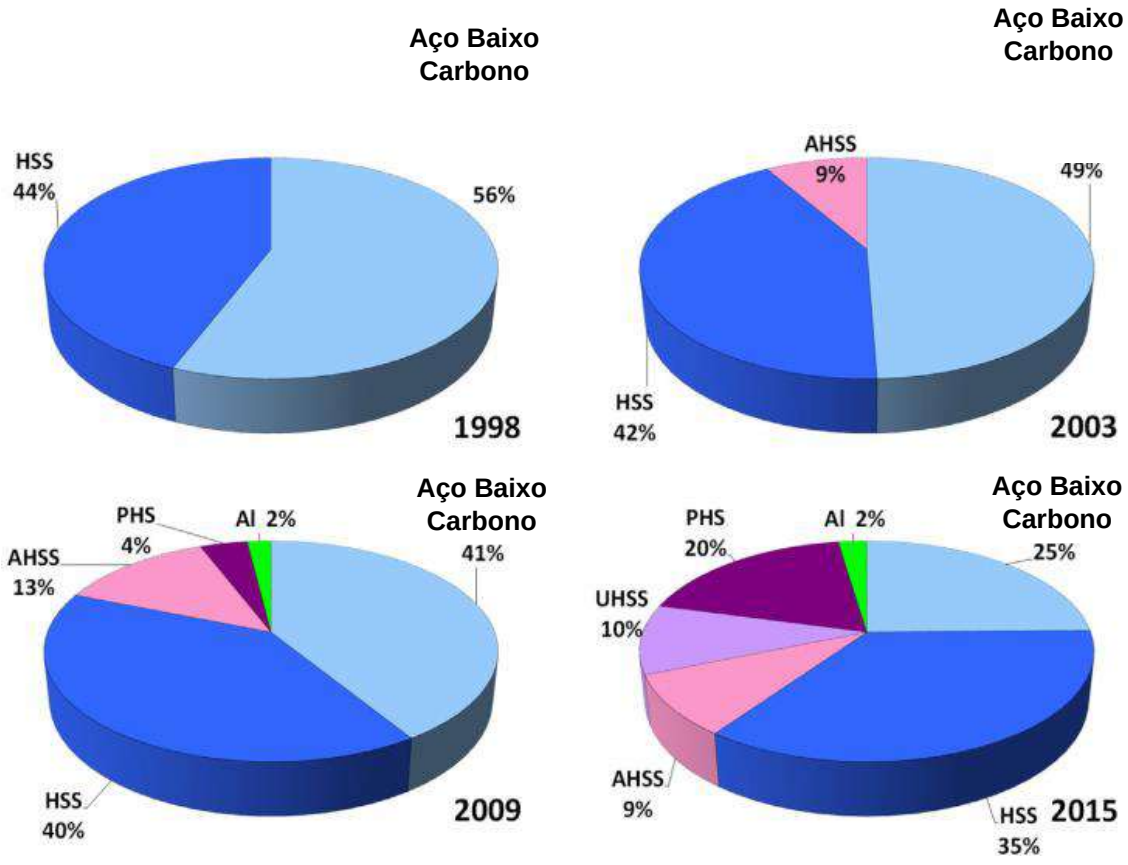
3.2.1 Gerações de aços AHSS

Os aços DP são um dos pilares da primeira geração de AHSS, que também inclui os aços TRIP (*Transformation-Induced Plasticity*), CP (*Complex Phase*) e martensíticos. Todos representam um avanço tecnológico em relação aos aços de alta resistência convencionais (HSS – High Strength Steel). O princípio fundamental da primeira geração, conforme apontado por Lesch[19], é a obtenção de propriedades superiores por meio do controle de uma microestrutura multifásica complexa,

alcançando um patamar mais elevado na relação entre resistência e alongamento[19, 20].

Além disso, em seu trabalho[19], foi realizado um levantamento sobre a implementação dos aços AHSS em substituição dos aços convencionais como os aços baixo carbono e aços HSS na estrutura do modelo de carro Astra contemplando um intervalo de tempo compreendido entre 1998 e 2015, o histórico de substituição está plotado na Figura 2[19, 20]:

Figura 2 - Levantamento histórico dos diferentes aços utilizados na confecção do GM Astra.

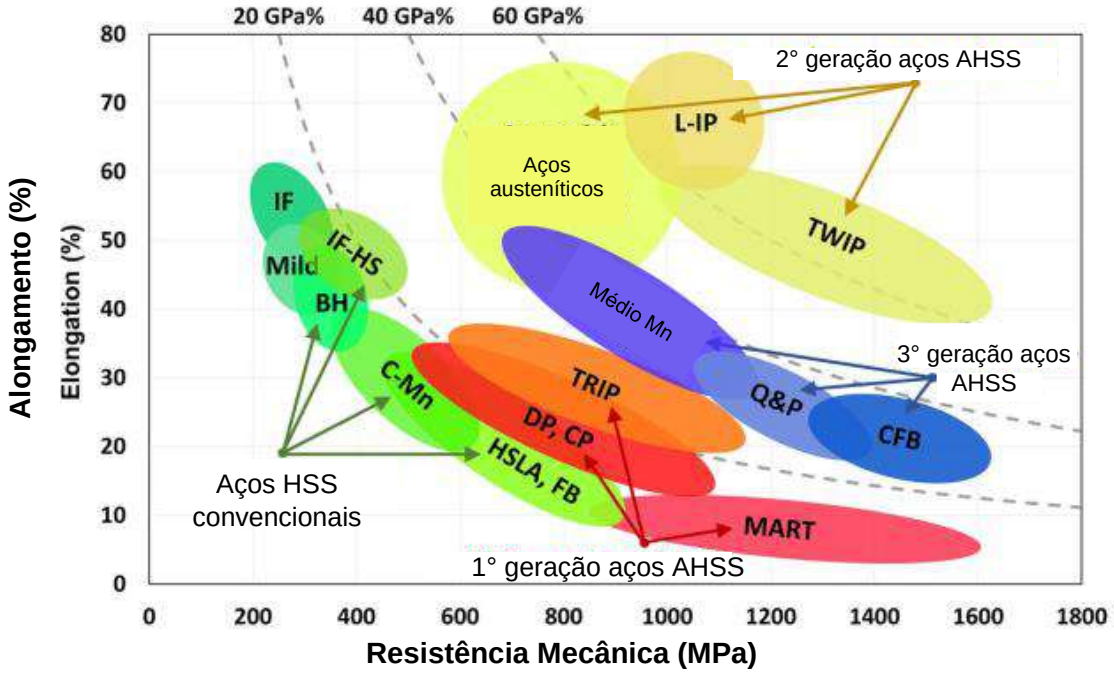


Adaptado: Lesch et al.[19]

Como pode ser observado na Figura 2, adaptada do trabalho de Lesch[19], a adoção de aços DP, isto é, dos aços da família AHSS, aumentou consideravelmente ao longo dos anos. A principal motivação da substituição é a possibilidade de utilizar chapas mais finas, que, em comparação aos aços convencionais, apresentam melhores propriedades mecânicas, o que possibilita a redução de peso dos veículos sem perda de segurança e/ou de rigidez estrutural[19, 20].

A relação entre o alongamento e a resistência mecânica das diferentes gerações de ligas de aço estão ilustrados na Figura 3. Este tipo de gráfico, frequentemente denominado "diagrama banana" (*banana plot*), posiciona as diferentes famílias de aço em um mapa de propriedades que correlaciona a resistência à tração (eixo X) com o alongamento total (eixo Y) [19, 20].

Figura 3 - Diagrama banana das diferentes famílias de aço.



Adaptado de: Lesch et al.[19]

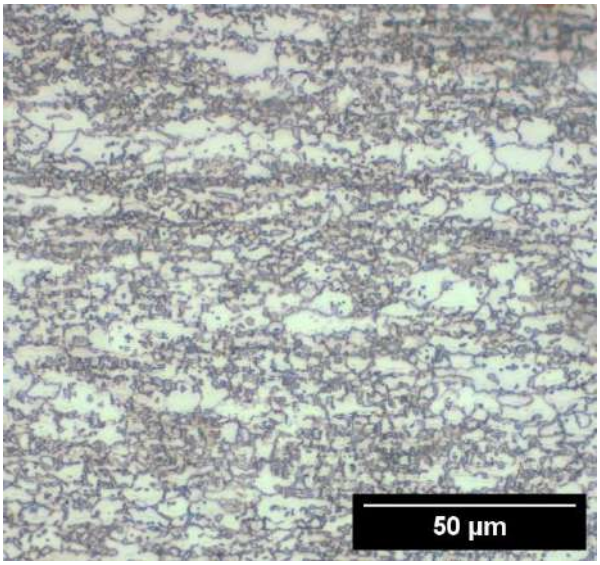
Fica evidente o avanço significativo proporcionado pela 1ª Geração de AHSS, na qual se inserem os aços DP. Eles ocupam uma região de desempenho consideravelmente superior à dos aços convencionais, oferecendo um balanço muito mais favorável entre resistência e ductilidade[19, 20, 21].

O diagrama também contextualiza o desenvolvimento posterior, com a 2ª Geração (aços TWIP – *Twinning Induced Plasticity*) atingindo um patamar de desempenho excepcional e a 3ª Geração buscando preencher a lacuna de custo e de processabilidade entre as duas primeiras. Essa representação visual consolida a importância dos aços DP como um marco tecnológico que viabilizou a fabricação de componentes mais leves e seguros, estabelecendo a base para o desenvolvimento contínuo de novos materiais[19, 20, 21].

3.2.2 Microestrutura dos aços *Dual-Phase*

Os aços *Dual-Phase* (DP) representam uma classe fundamental e, como visto anteriormente, têm sido historicamente utilizados na família dos aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High-Strength Steels*). O grande diferencial deste material é a sua microestrutura, que consiste em ilhas de uma fase dura e de alta resistência, a martensita, dispersas em uma matriz dúctil de ferrita. A microestrutura de um aço DP está ilustrada na Figura 4[21, 22].

Figura 4 - Microestrutura do aço DP600.



Fonte: O autor.

O desenvolvimento das microestruturas *dual-phase* (DP), a partir da década de 1970, foi impulsionado por duas frentes principais. A primeira, a indústria automotiva, pressionada pelas crises do petróleo, buscou reduzir o peso dos veículos para diminuir o consumo de combustível, sem atritos com as normas de segurança. Na segunda frente, os pesquisadores realizavam estudos para investigar novas rotas termomecânicas capazes de atender a essa demanda. Os trabalhos pioneiros de M. S. Rashid[23] na General Motors e de Hayami e Furukawa marcaram o início da era dos *aços avançados de alta resistência* (AHSS), consolidando a obtenção da microestrutura DP por meio do recozimento intercrítico[20-23].

O resultado desses avanços foi uma classe de aços com comportamento mecânico distinto do dos aços convencionais, como apontado por Rashid[23]. Essa combinação microestrutural confere escoamento contínuo, baixa razão entre o limite

de escoamento e o limite de resistência e, fundamentalmente, elevada taxa de encruamento inicial. O material é facilmente deformado no início da estampagem e endurece rapidamente devido ao aumento da densidade de discordâncias, garantindo que a peça, em seu formato final, apresente resistência mecânica consideravelmente superior à da chapa original, devido ao efeito de resistência à deformação plástica (deslizamento de discordâncias) causado pela alta densidade de discordâncias[20-23].

O desempenho microscópico é um reflexo direto da interação micromecânica entre as fases. A matriz ferrítica é responsável por garantir a ductilidade, a alta estampabilidade e o baixo limite de escoamento inicial. Por sua vez, a martensita, presente como segunda fase dispersa, desempenha diversas funções na microestrutura, como obstáculo ao movimento de discordâncias, eliminando o fenômeno do escoamento descontínuo, evitando o aparecimento das bandas de Lüders e tornando possível a redução do peso de estruturas por meio da redução de suas dimensões ou espessura, mantendo as condições de resistência mecânica e tenacidade exigidas em normas de segurança[20-23].

Contudo, trabalhos como o de Tasan[22] revelam que não apenas a fração volumétrica, mas também o tamanho, a morfologia, a distribuição das ilhas de martensita e a composição química de ambas as fases são cruciais para o comportamento à fratura. A dureza da martensita, por exemplo, é diretamente proporcional ao teor de carbono, determinado pelo particionamento desse elemento entre as fases ferrita e austenita durante o recozimento[20-23].

Por fim, a morfologia da martensita tem impacto direto na tolerância ao dano. Uma distribuição de ilhas finas, discretas e uniformemente distribuídas é preferível a uma morfologia em faixas ou em rede contínua. Estruturas interconectadas tendem a criar caminhos preferenciais para a concentração de tensões, facilitando a decoesão na interface e a propagação de trincas, o que reduz a tenacidade à fratura do material[20-23].

3.2.3 Rotas de processamento e obtenção dos aços *Dual-Phase*

A obtenção da microestrutura dos aços DP pode ser alcançada, basicamente, por duas rotas de processamento, baseadas no controle equilibrado da deformação mecânica e do ciclo térmico. Em uma revisão da literatura, pode-se destacar a laminação a quente e o recozimento contínuo[22-25].

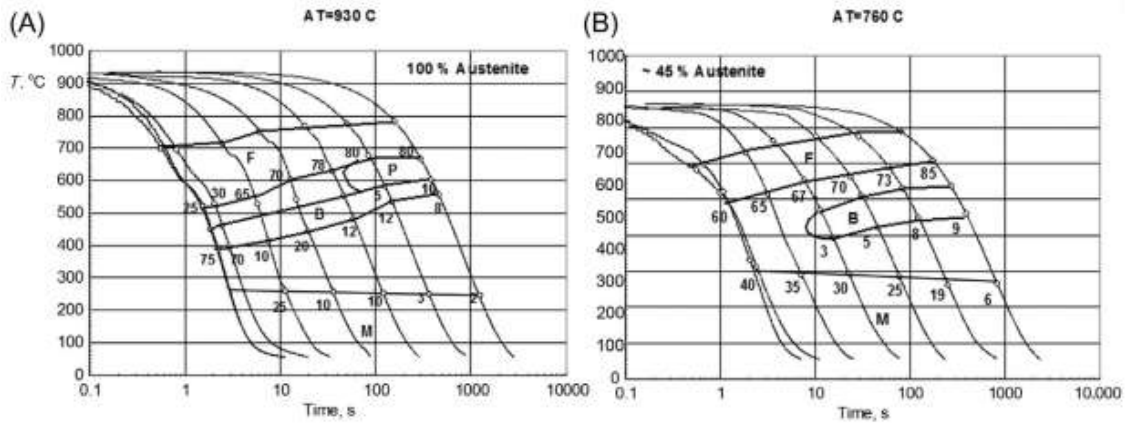
A rota de processamento por laminação a quente é uma alternativa economicamente viável para os aços DP. Nesse processo, a maior parte da laminação ocorre no campo austenítico e a temperatura final de laminação situa-se na região intercrítica. A composição química do aço é rigorosamente escolhida para que entre 80% e 90% da austenita se transforme em ferrita ainda na mesa de saída (run-out table).

Esta composição combina baixo teor de carbono com elementos de liga, como o silício, que aceleram a formação de ferrita e retardam a precipitação de cementita. Além deste, o manganês é utilizado para estabilizar a austenita residual e retardar a formação da perlita enquanto o cromo e molibdênio atuam impedindo a formação da bainita e perlita[22-26].

Esta combinação permite que os 10 a 20% restantes da austenita não se convertam por resfriamento brusco, mas se transformem em martensita durante o resfriamento lento na bobina. Isso é possível porque o diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) destas ligas apresenta uma expansão do campo de transformação ferrítica e um atraso na formação de perlita, criando uma janela que permite o bobinamento antes que transformações indesejadas ocorram[22-26].

Embora a laminação a quente elimine etapas subsequentes de outras rotas, o controle preciso da microestrutura e a consistência das propriedades finais tornam-se mais desafiadores. Rashid[23] e Kalhor[26], destacam que o controle preciso da microestrutura e a consistência das propriedades finais são mais desafiadores do que nas rotas baseadas em recozimento. O diagrama CCT (Continuos Cooling Trasnformation), ilustrado na Figura 5, pode descrever a rota de processamento de um aço DP[23-26].

Figura 5 - Diagrama CCT para a obtenção da microestrutura Dual-Phase.



Adaptado de: Fonstein et al.[24]

Como ilustrado na Figura 5, a rota de laminação a quente pode ocorrer com austenitização completa (A) ou na faixa de temperatura intercrítica (B). No caso intercrítico (Figura 5B), o material é resfriado diretamente após a conformação, preservando a ferrita (com recuperação/recristalização dinâmica) e transformando a austenita enriquecida em martensita. No caso totalmente austenítico (Figura 5A), o resfriamento inicial intercepta o campo ferrítico para formar a fração desejada de ferrita; em seguida, aplica-se um resfriamento acelerado para transformar a austenita remanescente em martensita, obtendo-se a microestrutura *dual-phase*[23-26].

3.2.4 Aço DP600

Na nomenclatura dos aços dual phase, a designação numérica indica o valor mínimo de resistência à tração em megapascais (MPa). Portanto, o aço DP600 pertence à classe de aços DP, com limite de resistência à tração (LRT) mínimo de 600 MPa. Ele se consolidou como um dos materiais mais utilizados na indústria automotiva devido ao seu equilíbrio otimizado entre custo, desempenho (resistência e conformabilidade), processabilidade e soldabilidade[19, 20, 23, 27].

É crucial notar que não existe uma composição química padrão para os aços DP, em que variações nos teores de elementos de liga são comuns entre diferentes fabricantes para atingir a janela de propriedades desejada. A composição química de um aço DP600 é tipicamente a de um aço de baixo teor de carbono (0,05–0,18% C), com adições significativas de manganês (1,2–2,2% Mn) e silício (0,2–0,8% Si). Na Tabela 5, abaixo, pode-se entender a função dos principais elementos de liga utilizados[19, 20, 27, 28]:

Tabela 5 - Função dos elementos de liga na composição de um aço DP600.

Elemento de Liga	Função
Manganês (Mn)	Aumenta a temperabilidade da liga, ou seja, retarda a transformação da perlita durante o resfriamento, favorecendo a formação de martensita.
Silício (Si)	Retarda a cinética de precipitação da cementita durante o resfriamento, mantendo a austenita enriquecida em carbono até a transformação martensítica.
Cromo (Cr) e Molibdênio (Mo)	Aumenta a temperabilidade da liga quando são confeccionadas chapas mais grossas ou quando são utilizadas menores taxas de resfriamento.
Nióbio (Nb) e Vanádio (V)	São adicionados em processos de laminação, com a função de refino microestrutural e de melhoria das propriedades mecânicas.

Fonte: Tasan et al.[22]

A microestrutura do aço DP600 é composta por uma matriz ferrítica, que constitui a maior parte do volume (tipicamente 75-85%), e por uma fração volumétrica de martensita entre 15% e 25%, podendo ainda conter percentuais de bainita e de austenita retida. Em termos de propriedades mecânicas, o aço DP600 apresenta um limite de escoamento tipicamente entre 340 e 450 MPa, enquanto seu limite de resistência à tração (UTS) varia de 600 e 700 MPa. Sua excelente ductilidade é evidenciada por valores de alongamento total frequentemente superiores a 20%[19, 20, 27, 28].

3.3 TECNOLOGIA DE SOLDAGEM *FRICTION STIR WELDING*

A busca contínua por estruturas mais leves e eficientes, especialmente nos setores automotivo e aeroespacial, impulsionou o desenvolvimento de materiais, como as ligas de alumínio de alta resistência mecânica e a família dos aços avançados de alta resistência (AHSS), como o aço dual-phase (DP). Contudo, a união desses materiais distintos representa um desafio tecnológico significativo[29-31].

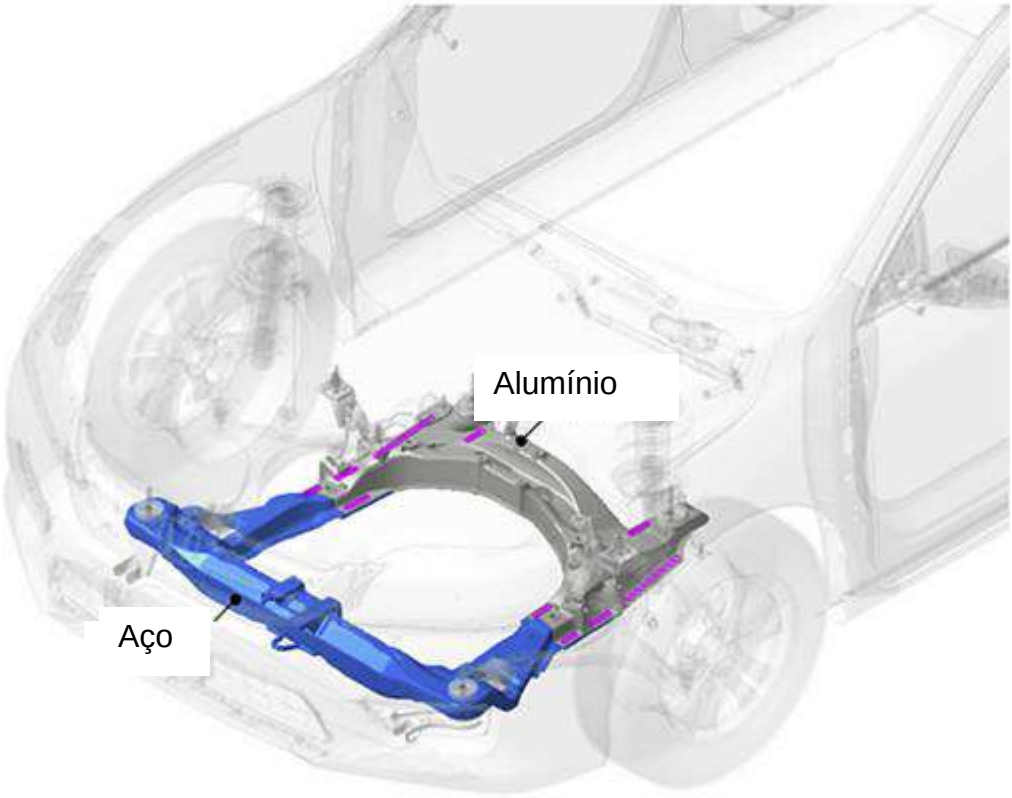
Processos de soldagem dissimilares pela técnica de fusão convencional têm baixo sucesso devido à grande diferença nas propriedades dos materiais. Em termos de propriedades físicas e metalúrgicas, a diferença entre os pontos de fusão e os coeficientes de expansão térmica do alumínio e do aço resulta em fusão excessiva do alumínio e na formação de tensões residuais na interface de soldagem, devido à contração distinta entre as chapas[29-31].

Além disso, são materiais de composição química diferente; durante o processo convencional de soldagem por fusão, na poça de fusão, há um grande potencial termodinâmico e cinético para a formação e o crescimento de compostos intermetálicos, de natureza frágil, que, durante o resfriamento, podem levar à fratura da interface. Um agravante desse problema é a presença de tensões residuais durante o resfriamento, que levam as soldas pouco eficientes à fratura prematura[29-31].

Nesse contexto, a tecnologia de soldagem por fricção e atrito (FSW), desenvolvida pelo The Welding Institute (TWI) em 1991, surgiu como uma tecnologia revolucionária de união no estado sólido, ou seja, opera abaixo da temperatura de fusão dos materiais, de modo a contornar os problemas associados à solidificação, como porosidade e trincas a quente. Sendo assim, é uma tecnologia capaz de unir com sucesso ligas de alumínio consideradas "não soldáveis" por métodos tradicionais, como as das séries 2xxx e 7xxx. Além disso, é capaz de soldar materiais dissimilares, como o alumínio no aço[30-32].

A importância do processo de soldagem FSW reside em suas múltiplas vantagens: é energeticamente eficiente, pois não é necessário fundir os materiais, o que resulta em juntas com baixa distorção, tensões residuais reduzidas e excelentes propriedades mecânicas. Além disso, é uma tecnologia ambientalmente amigável, por não gerar fumos nem necessitar de gases de proteção na maioria das aplicações. Na Figura 6, observa-se o uso desta tecnologia na soldagem dissimilar entre alumínio e aço para a confecção da estrutura do chassi do motor de um modelo Honda [30-32].

Figura 6 - Estrutura híbrida do chassi de um modelo Honda obtida por meio da tecnologia FSW.



Adaptado de: Haghshenas et al.[30]

A crescente demanda por estruturas híbridas, que combinam a leveza do alumínio com a alta resistência e capacidade de absorção de energia dos aços DP, impulsiona a necessidade de um processo de união confiável. Ao promover a união por meio de intensa deformação plástica e de mistura mecânica no estado sólido, o FSW minimiza a formação de compostos intermetálicos, viabilizando a criação de estruturas que combinam as melhores propriedades dos materiais[29-32].

Esta capacidade de produzir soldas dissimilares é fundamental para projetos de redução de peso em veículos e aeronaves, permitindo a otimização de componentes e a fabricação de estruturas mais eficientes e seguras. A repetibilidade e a automação do processo FSW também o tornam altamente atraente para aplicações industriais de larga escala, nas quais a consistência e a qualidade são essenciais[30-33].

3.3.1 Descrição do processo de soldagem por FSW

No processo de soldagem por fricção e atrito (FSW) na configuração sobreposta, utiliza-se uma ferramenta cilíndrica não consumível, composta por um ombro e um pino, para unir duas chapas posicionadas uma sobre a outra. O processo inicia-se com a ferramenta em alta rotação, pressionada verticalmente pela chapa superior. O pino pode penetrar parcialmente na chapa inferior ou manter-se ligeiramente acima de sua superfície, dependendo de como a união ocorrerá e dos materiais a serem unidos. Um esquema representativo deste processo está ilustrado na Figura 7[7, 29-31].

Figura 7 - Diagrama representativo de uma solda na configuração sobreposta.



Adaptado de: Geng et al.[3]

A combinação do atrito gerado pelo contato da ferramenta com a peça e da intensa deformação plástica eleva a temperatura dos materiais até a condição de amolecimento, sem que ocorra a fusão. Isto é, o calor gerado amolece o material ao redor do pino, enquanto o ombro da ferramenta exerce uma força de forjamento contínua que contém o material plastificado e evita sua expulsão da zona de solda[29-31].

Com o início do avanço, a ferramenta percorre a linha de junta, e o pino promove a mistura mecânica do material plastificado. Este fluxo complexo transporta o material da região frontal para a traseira da ferramenta de modo a criar uma ligação metalúrgica na interface entre as chapas superior e inferior[29-31].

3.3.2 Geometria e design da ferramenta

A ferramenta de soldagem por *friction stir welding* é um componente crítico cujo projeto e material determinam diretamente a qualidade da junta e a eficiência do processo. Ela é composta por duas partes principais: o ombro (*shoulder*) e o pino (*pin* ou sonda). O ombro, de maior diâmetro, tem a função tripla de gerar a maior parte do calor de atrito, aplicar a força de forjamento necessária para consolidar a junta e conter o material plastificado em sua superfície[31-34].

O pino, por sua vez, é o que penetra no material e é responsável pela deformação plástica severa, pelo cisalhamento e pela mistura mecânica que caracterizam a união no estado sólido. Parâmetros geométricos, como os diâmetros do ombro (DO) e do pino (DP), a razão DO/DP e a altura do pino, são fundamentais para o sucesso da soldagem[31-34].

A razão DO/DP é um parâmetro muito importante na construção da ferramenta, pois influencia a geração de calor e o fluxo de material plastificado. Estudos indicam que a razão 3:1 é um bom ponto de partida para definir a melhor proporção entre os diâmetros do ombro e do pino[31-34].

A seleção do material da ferramenta é igualmente importante e depende dos materiais a serem soldados, uma vez que esta tecnologia permite soldar materiais dissimilares. Idealmente, o material da ferramenta deve manter suas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, apresentar alta tenacidade para resistir às forças de mergulho, excelente resistência ao desgaste e estabilidade dimensional[31-34].

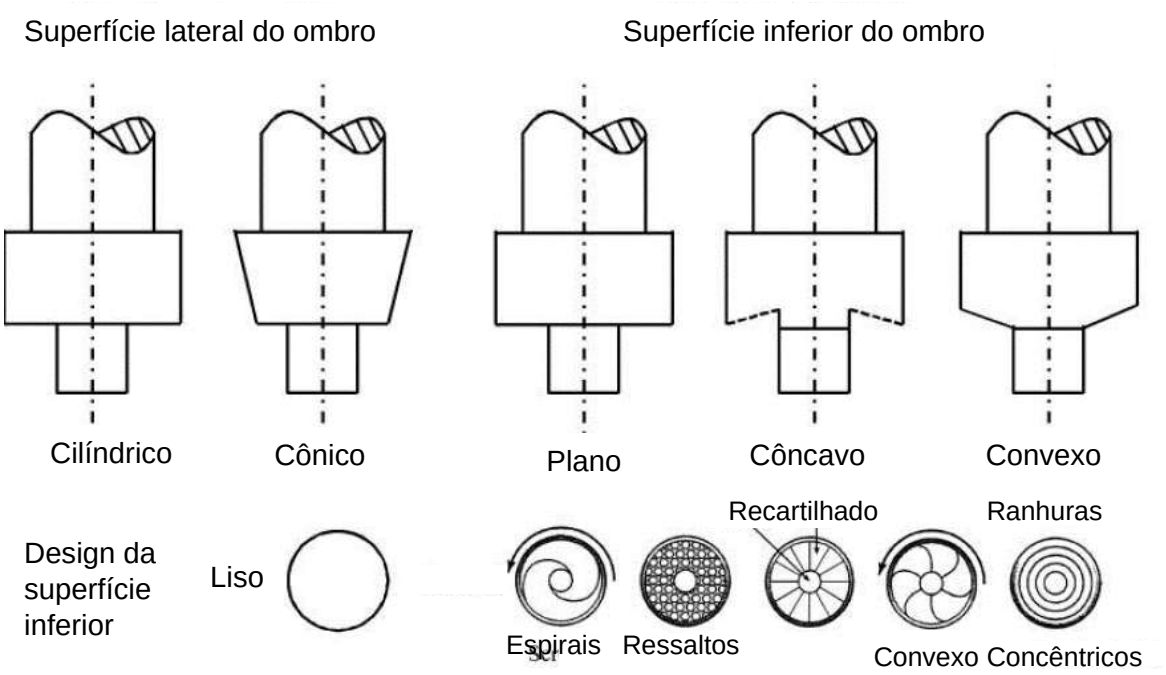
Na soldagem de ligas de alumínio, os aços-ferramenta, como o AISI H13, são amplamente utilizados devido ao bom custo-benefício e à boa usinabilidade. No entanto, para materiais de maior ponto de fusão e resistência, como os aços, são necessários materiais mais avançados, como ligas refratárias à base de tungstênio, o carbeto de tungstênio (WC) e o nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN), que apresentam maior tempo de uso por possuírem maior resistência ao desgaste e estabilidade sob altas temperaturas; contudo, o custo é maior para a confecção de ferramentas a partir destes materiais[31-34].

Além da seleção do material, o projeto geométrico do ombro e do pino é necessário para melhorar as condições de fluxo plástico e geração de calor. O ombro pode apresentar uma superfície de contato plana, côncava ou convexa. O perfil

côncavo é o mais comum e utilizado, pois auxilia na contenção do material, na aplicação eficaz de pressão de forjamento e na eliminação da inclinação da ferramenta[33-36].

Além da superfície do ombro, podem ser incorporadas características especiais (features), como espirais (*scrolls*) ou ranhuras, que promovem um fluxo de material mais homogêneo ao longo do diâmetro do ombro. As diferentes geometrias do ombro, bem como seus respectivos perfis estão ilustrados na Figura 8[33-36].

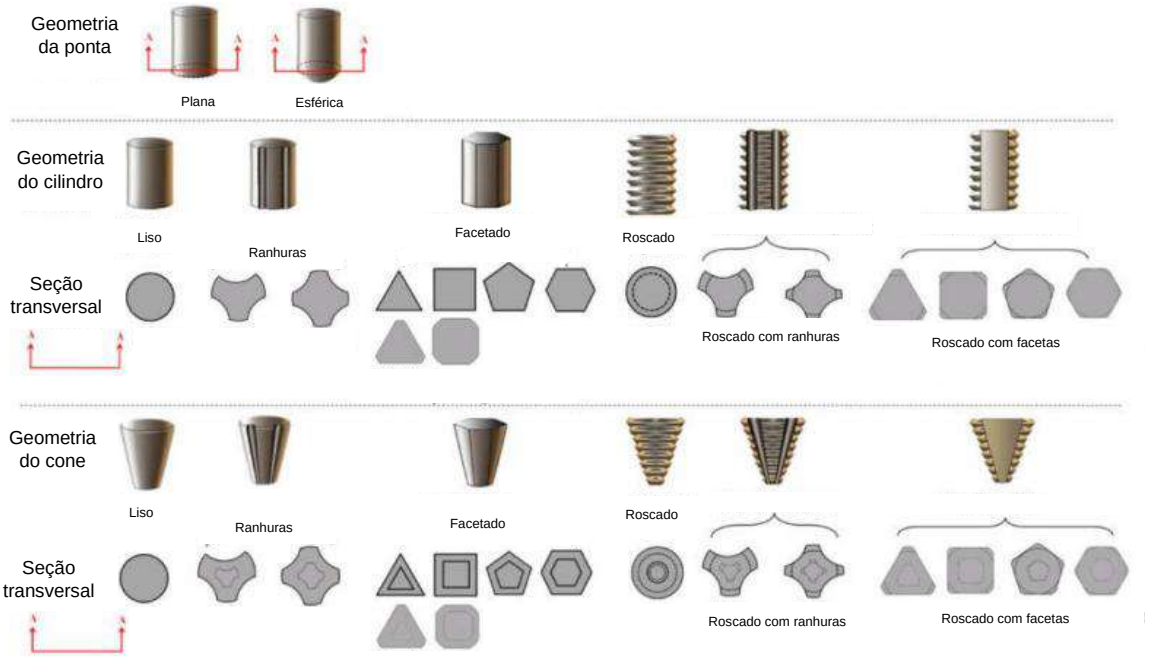
Figura 8 - Geometria e design do ombro da ferramenta FSW.



Adaptado de: Zhang et al.[33]

A geometria do pino é um fator predominante na determinação do fluxo de material e na integridade da solda. O pino pode apresentar perfis externos cilíndricos ou cônicos e extremidades planas ou abauladas. O perfil cônico, por exemplo, promove maior pressão hidrostática na zona de solda. A adição de características, como roscas, faces planas ou canais (*flutes*), é amplamente utilizada para intensificar a mistura e o transporte vertical do material plastificado. Todas essas características estão ilustradas na Figura 9[33-36].

Figura 9 - Geometria e design do pino da ferramenta FSW.



Adaptado de: Zhang et al.[33]

Por fim, a geometria do pino impacta diretamente na microestrutura final; por exemplo, um pino de perfil triangular pode gerar um refinamento de grão mais significativo e, consequentemente, melhores propriedades mecânicas em comparação com pinos de perfil quadrado ou cilíndrico na liga de alumínio AA6061, devido a uma combinação mais eficiente de fluxo de material e do aporte térmico[33-36].

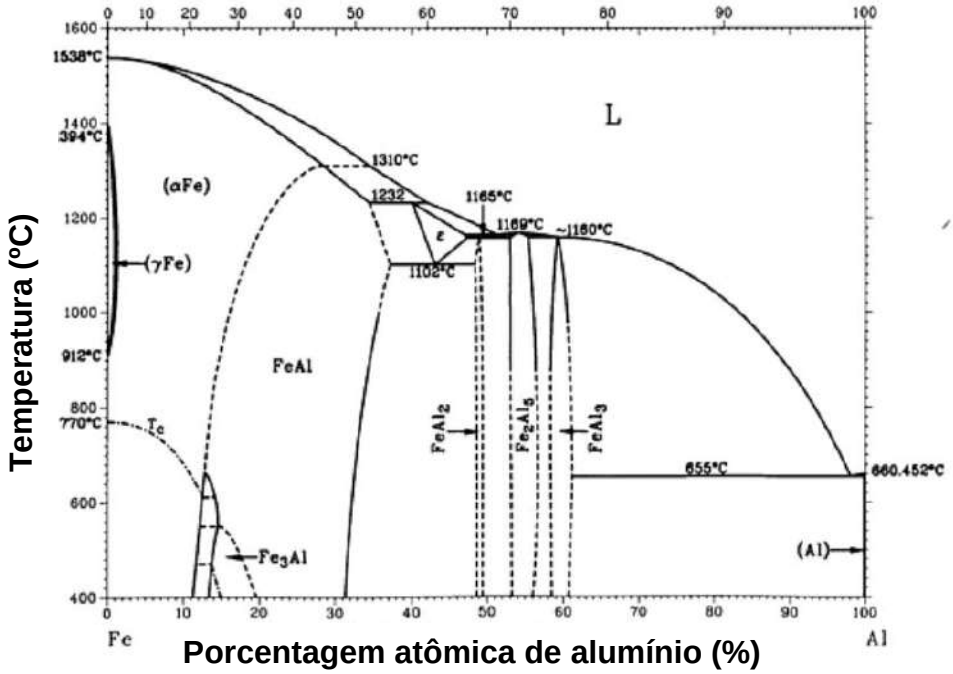
3.4 SOLDAGEM DISSIMILAR ALUMÍNIO NO AÇO

A união de ligas de alumínio com ligas de aço constitui uma frente de pesquisa com relevância industrial e grande interesse do setor automotivo, na qual a combinação da elevada resistência específica do alumínio (densidade por resistência mecânica) com a alta resistência mecânica do aço, em estruturas híbridas, permite reduzir o peso de veículos e, consequentemente, o consumo de combustível[37, 38].

Contudo, a soldagem dissimilar por processos convencionais de fusão é metalurgicamente complexa. Devido às diferenças entre suas propriedades físicas, como ponto de fusão e coeficiente de expansão térmica, induzem-se tensões térmicas durante o resfriamento e tensões residuais ao final do processo, que, consequentemente, podem levar à fratura prematura da solda[37-40].

Além disso, observando seu diagrama binário, representado na Figura 10, o alumínio apresenta baixa solubilidade no ferro, ainda que o pico de temperatura, logo abaixo do pino da ferramenta, durante a operação de soldagem FSW de uma junta sobreposta alumínio/aço, atinja quase 400°C. Logo, há favorecimento da formação de compostos intermetálicos (CIMs) espessos e frágeis na interface da junta, como $FeAl_3$ e Fe_3Al_5, devido ao efeito de saturação dos elementos alumínio e ferro nessa interface[37-40].

Figura 10 - Diagrama binário alumínio-ferro.



Adaptado de: ASM International.[9]

Nesse cenário, a soldagem FSW, por operar em temperaturas abaixo do ponto de fusão dos materiais base, permite um controle mais preciso do aporte térmico na interface, minimizando a energia disponível para as reações de difusão e, assim, restringindo o crescimento da camada de CIMs a espessuras nanométricas. Essa característica permite a obtenção de juntas alumínio/aço com propriedades mecânicas superiores às obtidas por processos de fusão, tornando a fabricação de componentes híbridos uma rota industrial viável. A configuração de junta sobreposta (*lap joint*) é de particular interesse para a indústria automotiva e é o foco desta revisão[38-40].

3.4.1 Parâmetros de soldagem

Os parâmetros de soldagem são as variáveis de processo que controlam o ciclo termomecânico ao qual os materiais são submetidos durante a soldagem dissimilar sobreposta Alumínio/Aço por meio da tecnologia FSW. Nestes termos, os parâmetros mais influentes são a velocidade de rotação (ω) e a velocidade de avanço (v), além de outros que, em conjunto, definem o aporte térmico, o fluxo de material e, consequentemente, a integridade e as propriedades da junta[39-41].

A velocidade de rotação (ω) é a principal fonte de geração de calor por atrito. Geng[3], ao estudarem juntas dissimilar entre AA5052 e DP600, observaram que o aumento da velocidade de rotação eleva o aporte térmico, intensificando a formação de CIMs e aumentando a probabilidade de defeitos. Em sistemas Al/Ti, Zhou[39], correlacionaram o aumento da temperatura de pico e a melhora da mistura entre os materiais com o aumento da velocidade de rotação[3, 37-39].

Entretanto, Verma[4], observaram que o excesso de calor levou a liga de alumínio AA7004 a superenvelhecer, isto é, os precipitados cresceram às custas da dissolução de outros, causando uma queda de dureza e resistência na zona termomecanicamente afetada (ZTMA), e na zona de mistura (ZM), em função da maior mobilidade das discordâncias[4].

A velocidade de avanço ou de soldagem (v) controla o tempo de interação da ferramenta com o material em um determinado ponto e, portanto, influencia diretamente o aporte térmico por unidade de comprimento da solda. Para uma velocidade de rotação constante, um aumento da velocidade de avanço reduz o aporte térmico, o que pode gerar defeitos como vazios, *kissing bonds* (falta de ligação na interface) ou túneis, devido ao fluxo inadequado de material e à falta de consolidação da junta. Por outro lado, também foi observado defeitos para quando são usadas velocidades muito baixas, ou seja, quando há um aporte térmico muito elevado[39-41].

O aporte térmico é um parâmetro importante que governa a qualidade final da junta, pois influencia diretamente a geração de calor, o fluxo de material, a formação de CIMs e de defeitos. Pode-se considerar o aporte térmico como a energia introduzida na junta, que pode ser quantificado pela combinação das velocidades de rotação (ω) e de avanço (v) [39-41].

Uma forma comum de quantificar essa energia é por meio do índice de pseudo-calor, uma razão entre o quadrado da velocidade de rotação (ω^2) e a

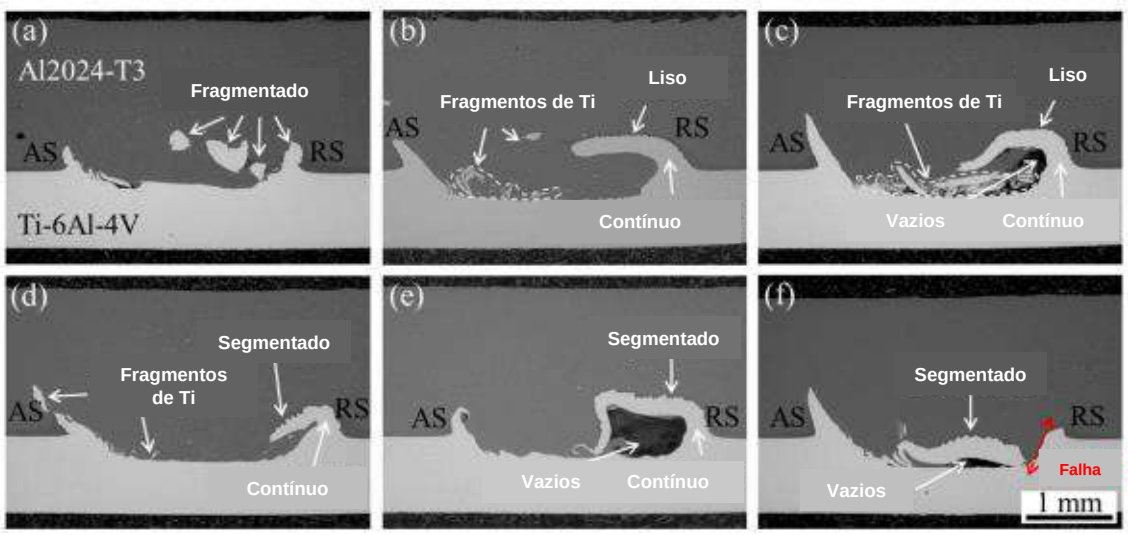
velocidade de avanço. Geyer[42], utilizaram este índice para descrever o aporte térmico em suas investigações. De forma geral, o aumento da velocidade de rotação ou a diminuição da velocidade de avanço resulta em um maior aporte térmico por unidade de comprimento da solda[42].

Os mecanismos por trás da influência do aporte térmico no desenvolvimento da microestrutura de soldagem ainda são complexos. Geyer[42], estabeleceram uma ligação direta entre o índice ω^2/v e a geometria da solda, observando que a altura do gancho de ancoramento mecânico no lado de avanço (AS) e a profundidade de penetração aumentam proporcionalmente ao aumento do aporte térmico. Além disso, o aumento da velocidade de rotação amplia a zona de deformação plástica, mas também eleva a temperatura na zona afetada pelo calor (ZAC) e na zona termomecanicamente afetada (ZTMA), o que pode ser prejudicial devido ao crescimento de grãos[39-42].

Autores como Zhou[39] e Zhao[41] observaram que um maior aporte térmico promove uma mistura mais extensa dos materiais na interface, mas, como contrapartida, resulta em camadas de CIMs mais espessas e contínuas. Um aporte térmico excessivo é consistentemente relatado como prejudicial: Geyer[42], associaram-no a defeitos como porosidades e a uma mudança no modo de fratura, entretanto, para velocidades de rotação muito altas podem ocorrer o amolecimento excessivo do material, levando à formação de microvazios[39-42].

Outro parâmetro de extrema importância na soldagem sobreposta é a profundidade de penetração da ferramenta na chapa inferior de maior resistência. Uma pequena penetração do pino na chapa de aço é necessária para quebrar a camada superficial de óxido, garantindo a mistura mecânica e a formação de uma ligação metalúrgica. Essa penetração cria uma característica geométrica conhecida como gancho de ancoramento mecânico, na qual o material da chapa inferior é arrastado para dentro da chapa superior. A geometria desse gancho de ancoramento mecânico está representado na Figura 11 e desempenha um papel decisivo no modo de fratura, e na capacidade de carga da junta[38-40].

Figura 11 - Diferentes estruturas de gancho de ancoramento mecânico resultantes da soldagem sobreposta dissimilar por FSW.



Adaptado de: Geyer et al.[42]

Uma penetração mais profunda amplia o tamanho do gancho de ancoragem mecânico e o travamento mecânico, o que pode aumentar a resistência da junta. No entanto, uma penetração excessiva pode levar ao desgaste acelerado da ferramenta e à formação de defeitos e fragmentos de aço na matriz de alumínio, que atuam como concentradores de tensão e comprometem as propriedades mecânicas. Em um estudo com juntas de alumínio/aço, Shen[2], observaram que a fratura ocorria na interface para penetrações menores que 0,17 mm e na chapa de alumínio para penetrações maiores, indicando que a profundidade de penetração influencia no modo de falha[2, 38-40].

Além disso, a melhor geometria para os gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço e de recuo é aquele no qual o gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço não seja alto de modo a reduzir a espessura útil para o suporte de carga da chapa superior enquanto que o gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, devido ao seu efeito de ancoragem, deve ser maior que o gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço e apresentar formato mais cônico e com tendência a verticalidade de modo a não causar a formação de defeitos de túnel[37-39].

3.4.2 Região da junta sobreposta dissimilar alumínio/aço

A região de junta FSW sobreposto dissimilar alumínio/aço é complexa e heterogênea, composta pela interface, por zonas metalúrgicas, por formas

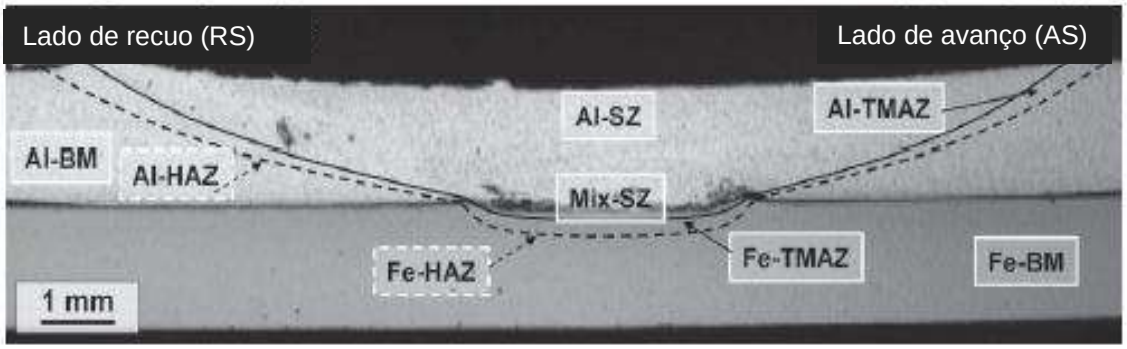
geométricas, como os ganchos de ancoramento mecânico, e por potenciais defeitos[1, 2, 40-42].

A interface de soldagem corresponde a uma fronteira reacional termomecanicamente ativada. Sob o efeito combinado do aporte térmico friccional e da severa deformação plástica impostas pela ferramenta, ocorre o rompimento mecânico das camadas de óxidos superficiais e o estabelecimento de um contato interatômico, o que reduz a barreira energética inicial à difusão no estado sólido, permitindo a nucleação e o crescimento dos CIMs[1, 2, 42-46].

As possíveis zonas de solda são: zona de mistura, zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona afetada pelo calor (ZAC). Na ZM de juntas dissimilares, ocorre uma mistura mecânica dos materiais, podendo-se observar um padrão lamelar e a dispersão de fragmentos do material mais duro (aço) na matriz do material mais dúctil (alumínio). A Figura 12, demonstra uma interface de soldagem típica para este tipo de solda abordada demonstrando suas diferentes regiões[1, 2, 45, 46]:

De maneira análoga ao que ocorre em juntas similares, a soldagem dissimilar entre alumínio e aço apresenta regiões metalúrgicas distintas e bem definidas. Na Figura 12, com foco no aço, observa-se que a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) se desenvolve imediatamente abaixo da zona de mistura (ZM) entre os materiais. Subsequentemente, a zona afetada pelo calor (ZAC) localiza-se logo abaixo da ZTMA, sendo influenciada pelo ciclo térmico, sem sofrer deformação mecânica direta[1, 2, 46]:

Figura 12 - Interface de soldagem entre alumínio e aço obtida por soldagem sobreposta FSW.



Adaptado de: Coelho et al.[46]

Na chapa de alumínio, a zona de mistura situa-se na porção superior, entre os materiais. Na região adjacente às periferias do pino da ferramenta, onde atuam

conjuntamente a deformação plástica severa e o aporte térmico, evidencia-se a ZTMA do alumínio. Para além dessa zona, onde as alterações microestruturais são influenciadas pelo calor gerado no processo, localiza-se a ZAC do alumínio[1, 2, 45, 46].

Além das zonas de solda, há outras características microestruturais mais críticas em juntas sobrepostas: os ganchos de ancoragem mecânica. Geyer[42] e Wang[44], em estudos com juntas alumínio/titânio e alumínio/aço, respectivamente, definiram os papéis mecânicos distintos dos ganchos de ancoragem mecânica. O gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) é agudo e atua como um entalhe, concentrando tensão e reduzindo a espessura efetiva da chapa de alumínio[42-44].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS) é mais robusto e atua como âncora mecânica, impedindo o movimento entre as chapas e dificultando a propagação de trincas na interface. Confirmando essa função, Moraes[45] demonstraram que juntas sobrepostas de Mg/Mg, carregadas no lado de recuo, apresentaram vida em fadiga e resistência estática superiores[42-45].

A geometria relativa entre esses dois ganchos de ancoramento mecânico determina o modo de fratura e a resistência da junta. Estudos detalhados em juntas Alumínio/Titânio e Alumínio/Aço identificaram diferentes comportamentos de fratura, com base nas características dos ganchos de ancoramento mecânico[42-45].

Fratura na chapa de alumínio (acima do gancho de ancoramento mecânico AS): Ocorre quando o gancho de ancoramento mecânico AS é grande e pontiagudo, como em soldas de múltiplos passes, o que gera uma concentração severa de tensão que leva à fratura da chapa de alumínio[42, 44, 45].

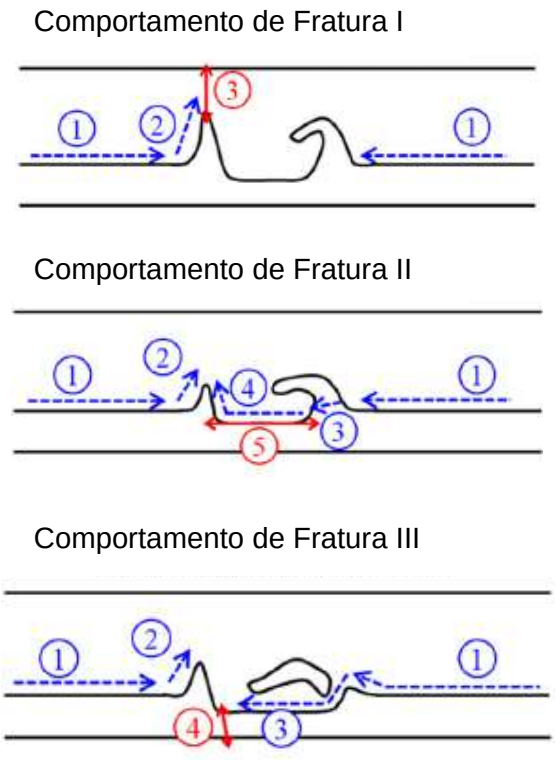
Fratura na interface: O modo mais comum ocorre quando os ganchos de ancoragem mecânica são pequenos. A falha por meio do gancho de ancoramento mecânico de recuo permite que a trinca se propague ao longo da interface frágil, na qual as características dos CIMs governam o comportamento mecânico dessa região; isto é, o tipo de fratura, na maioria dos casos, será pelo mecanismo frágil[42, 44, 45].

Fratura na chapa de aço/titânio: Fenômeno raro, que demonstra o potencial das juntas sobrepostas dissimilares, observado por Geyer[42], e que ocorre sob altíssimo aporte térmico. Neste caso, constatou-se que a chapa de maior resistência deformou e fraturou ductilmente, de modo que a resistência da junta foi superior à da chapa[42, 44, 45].

Os três comportamentos de fratura explicados acima são representados na Figura 13. Por fim, a orientação da junta sobre o carregamento é crucial. Uma configuração em que a tensão máxima não coincide com a região de menor espessura efetiva (devida ao gancho de ancoramento mecânico de travamento AS) resulta em uma resistência significativamente maior[42-45].

Os defeitos mais comuns, como vazios, túneis e o *kissing bond*, geralmente associam-se a um aporte térmico insuficiente e a um fluxo de material inadequado. Adicionalmente, Coelho[46] observou que fragmentos de aço incorporados na ZM do alumínio, especialmente no lado de recuo, podem atuar como pontos de iniciação de trincas, fragilizando a junta. Contudo, o aumento do aporte térmico em excesso pode gerar defeitos, engrossar a camada de compostos intermetálicos e apresentar os mesmos desafios que a soldagem convencional por fusão de juntas dissimilares entre alumínio e aço[1, 2, 44, 46].

Figura 13 - Mecanismos de fratura de uma solda dissimilar sobreposta por FSW.



Adaptado de: Geyer et al.[42]

3.4.3 Compostos Intermetálicos

A formação de compostos intermetálicos (CIMs) fragéis, que ocorre na interface alumínio/aço, região de contato íntimo entre os materiais, como definido anteriormente, constitui um dos maiores desafios na soldagem dissimilar desses materiais. Mesmo no estado sólido, a afinidade química e a temperatura do processo favorecem a difusão e a reação entre o ferro e o alumínio. A natureza, a espessura e a morfologia desses CIMs são os fatores predominantes que controlam a resistência e o modo de fratura da junta[37-39, 42].

Os principais CIMs reportados para o sistema AlFe são fases ricas em alumínio, como $FeAl_3$ (frequentemente referida como Fe_4Al_{13}, Fe_2Al_5 e $FeAl_2$. Fases ricas em ferro, como FeAl e Fe_3Al, também podem se formar e são geralmente consideradas mais dúcteis e, portanto, menos prejudiciais. A Tabela 6, compilada por Geng[3] a partir de uma vasta literatura, resume os CIMs comumente observados em juntas FSW alumínio/aço na configuração sobreposta[3, 38, 39, 42].

Estudos específicos de caracterização fornecem evidências diretas. Shen[2], ao soldar AA5754 com aço DP600, identificaram predominantemente Fe_4Al_{13} por meio de difração de raios X (DRX) e espectroscopia por dispersão de energia (EDS), conforme mostrado em suas análises de micrografia eletrônica de varredura (MEV)[2].

Para Patterson[43], por outro lado, ao soldar AA6061 com aço bélico identificaram a camada de CIMs como $FeAl_3$ monocíclico, cuja estrutura cristalina, incoerente com as matrizes cúbicas do alumínio e do aço, foi apontada como fator que favoreceu a formação de microtrincas. Em contraste, Lan[47] observou a formação de fases mais ricas em ferro, sob condições de menor aporte térmico, as quais são benéficas para a resistência da junta, uma vez que são compostos intermetálicos menos frágeis do que os ricos em alumínio[43, 47].

A formação dos CIMs é um processo de difusão no estado sólido, isto é, depende de temperatura e do tempo. Deste modo, o aporte térmico governa majoritariamente sua nucleação e crescimento. Geng[3] utilizaram o modelo de calor efetivo de formação (EHF) para prever a sequência de formação das fases, concluindo que o Fe_4Al_{13} se forma primeiro e é posteriormente consumido pela fase Fe_2Al_5, que apresenta taxa de crescimento mais rápida. Isso ocorre porque o coeficiente de difusão do ferro no alumínio é muito maior do que o do alumínio no ferro, criando um

ambiente rico em alumínio na interface, o que favorece a nucleação de fases ricas em alumínio[3, 44, 48, 49].

Tabela 6 - Compostos intermetálicos tipicamente observados na caracterização de soldas FSW entre alumínio e aço.

Composto Intermetálico	Materiais Base	Vel. de rotação (rpm)	Vel. de avanço (mm/min)	Espessura CIM (µm)
FeAl $FeAl_3$	AA1100/ST37	400	50-63	4-87
FeAl $FeAl_4$	AA1100/Aço Inox.	950	60-375	<2
$FeAl_3$ Fe_2Al_5	AA5083/316L	600-2100	10-100	7-85
Fe_2Al_5 $FeAl_3$ Fe_4Al_{13}	AA6061/304	900-1400	125	2,4-8,5
FeAl $FeAl_3$	AA5083/aço-carbono	100-1250	25-86	0,2-43
Fe_4Al_{13} Fe_2Al_5	AC4C/aço baixo-carbono	1500	60-120	7,7-58,1
FeAl Fe_2Al_5	AA6181/HC340LA	1600	360	<0,2
Fe_4Al_{13} Fe_2Al_5	AA5083/ST12	750	70-230	<2
$FeAl_2$ Fe_2Al_5	AA6060/aço-carbono	710	80	1-2,5
Fe_4Al_{13} $FeAl_3$	AA6061/aço IF	500-1500	50-100	4,1-6,5
Fe_4Al_{13} Fe_2Al_5	AA5754/DP800	1000-3500	40	1,8-3,3

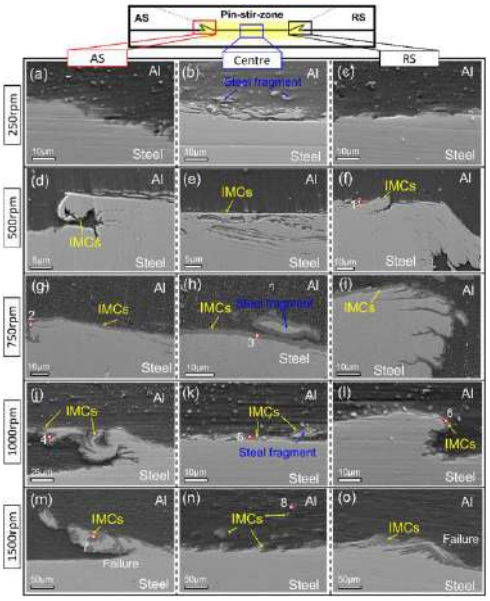
Adaptado de: Geng et al.[3]

Além disso, como apontado por Beygi[48] e Wang[44], a fase Fe_2Al_5 possui uma estrutura cristalina ortorrômbica, na qual o eixo c cria um túnel para que os átomos de ferro se difundam a uma maior taxa, de modo que a fase Fe_4Al_{13} é rapidamente consumida à medida que a fase Fe_2Al_5 cresce; assim, espera-se que esta fase seja encontrada em maior quantidade do que a primeira[3, 44, 48, 49].

A espessura da camada de CIM é diretamente proporcional ao aporte térmico. Nos trabalhos de Geng[3] e de Chen[38], demonstrou-se que a espessura de camada aumenta com o aumento da velocidade de rotação e diminui com o aumento da

velocidade de avanço. A formação da camada de CIM em função de diferentes parâmetros de soldagem está apresentada na Figura 14[3, 38, 48, 49].

Figura 14 - Desenvolvimento dos compostos intermetálicos na interface de soldagem alumínio/aço para diferentes condições

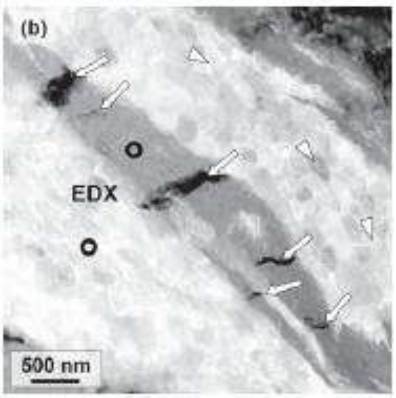


Adaptado de: Geng et al.[3]

A relação entre a camada de CIMs e as propriedades mecânicas é sensível, pois uma camada fina e contínua de CIMs é essencial para a ligação metalúrgica; contudo, à medida que a espessura aumenta, observa-se uma deterioração mecânica da junta. A literatura estabelece um limiar crítico de espessura de CIMs entre 1,5 e 2 µm: a resistência da junta cai drasticamente e o modo de fratura torna-se totalmente frágil[2, 3, 44, 48-50].

Os compostos intermetálicos são, por natureza, frágeis e atuam como um caminho preferencial para a nucleação e propagação de trincas. Evidências microestruturais corroboram essa afirmação. Coelho[46], utilizando microscopia eletrônica de transmissão (MET), observaram a presença de nanotrincas na camada de Fe_2Al_5, orientadas perpendicularmente à direção de deformação, como indicado na Figura 15[46].

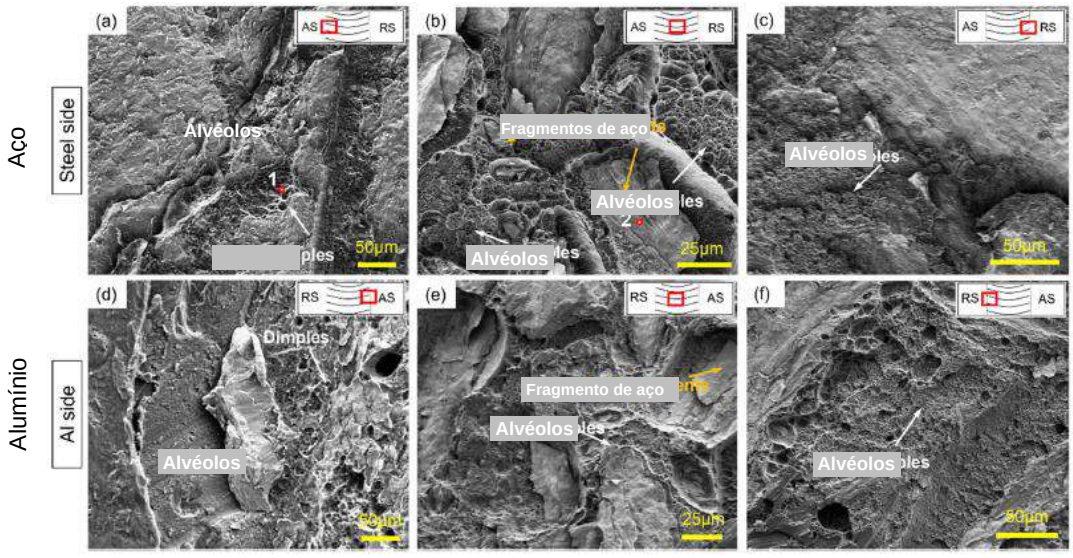
Figura 15 - Microscopia eletrônica de transmissão da camada de CIM de uma solda dissimilar alumínio/aço obtida por FSW.



Fonte: Coelho et al.[46]

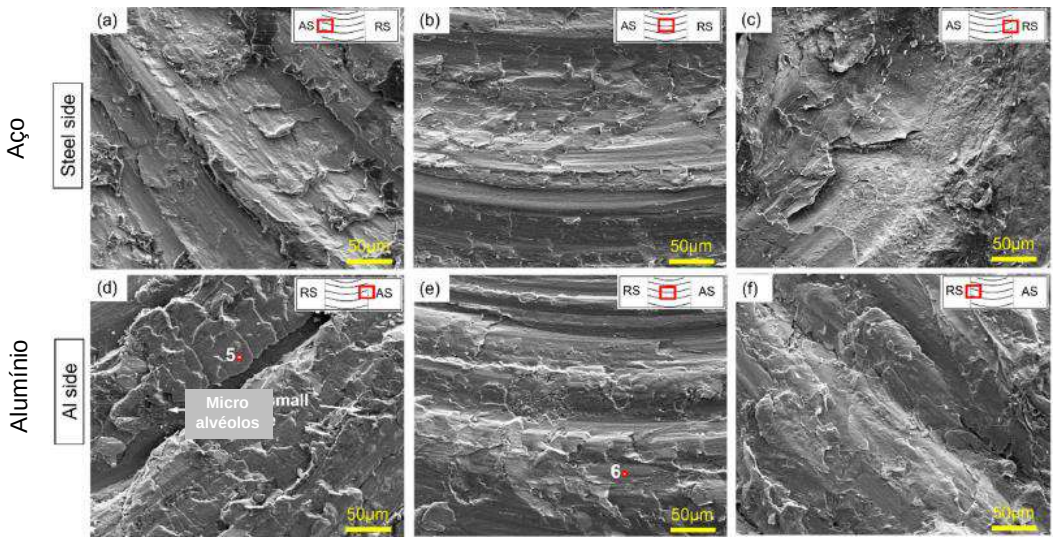
Patterson[43], em suas observações experimentais, detectou uma longa trinca propagando-se na camada de CIM na interface do gancho de ancoramento mecânico de travamento AS. Geng[3] documentou a transição do modo de fratura: com camadas finas de CIM, a fratura é semifrágil, com a presença de *dimples* (alvéolos) de fratura dúctil na matriz de alumínio. Com o aumento da espessura do CIM, a fratura torna-se totalmente frágil, com superfícies de clivagem lisas, o que corresponde à fratura da camada intermetálica. As superfícies de fratura descritas acima estão apresentadas, respectivamente, nas Figuras 16 e 17[3, 41 ,43, 46].

Figura 16 - Superfície de fratura de interface de soldagem dissimilar que apresentou fratura semi-frágil.



Adaptado de: Geng et al.[3]

Figura 17 - Superfície de fratura de interface de soldagem dissimilar que apresentou fratura frágil.



Adaptado de: Geng et al.[3]

Por fim, a presença de CIMs também afeta a dureza da interface. Geng[3] e Elrefaey[50] observaram, em seus perfis de microdureza, picos acentuados na região da interface, com valores acima de 300 HV, muito superiores aos do alumínio e do aço base, confirmando a natureza dura e frágil dos compostos intermetálicos[3, 50].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

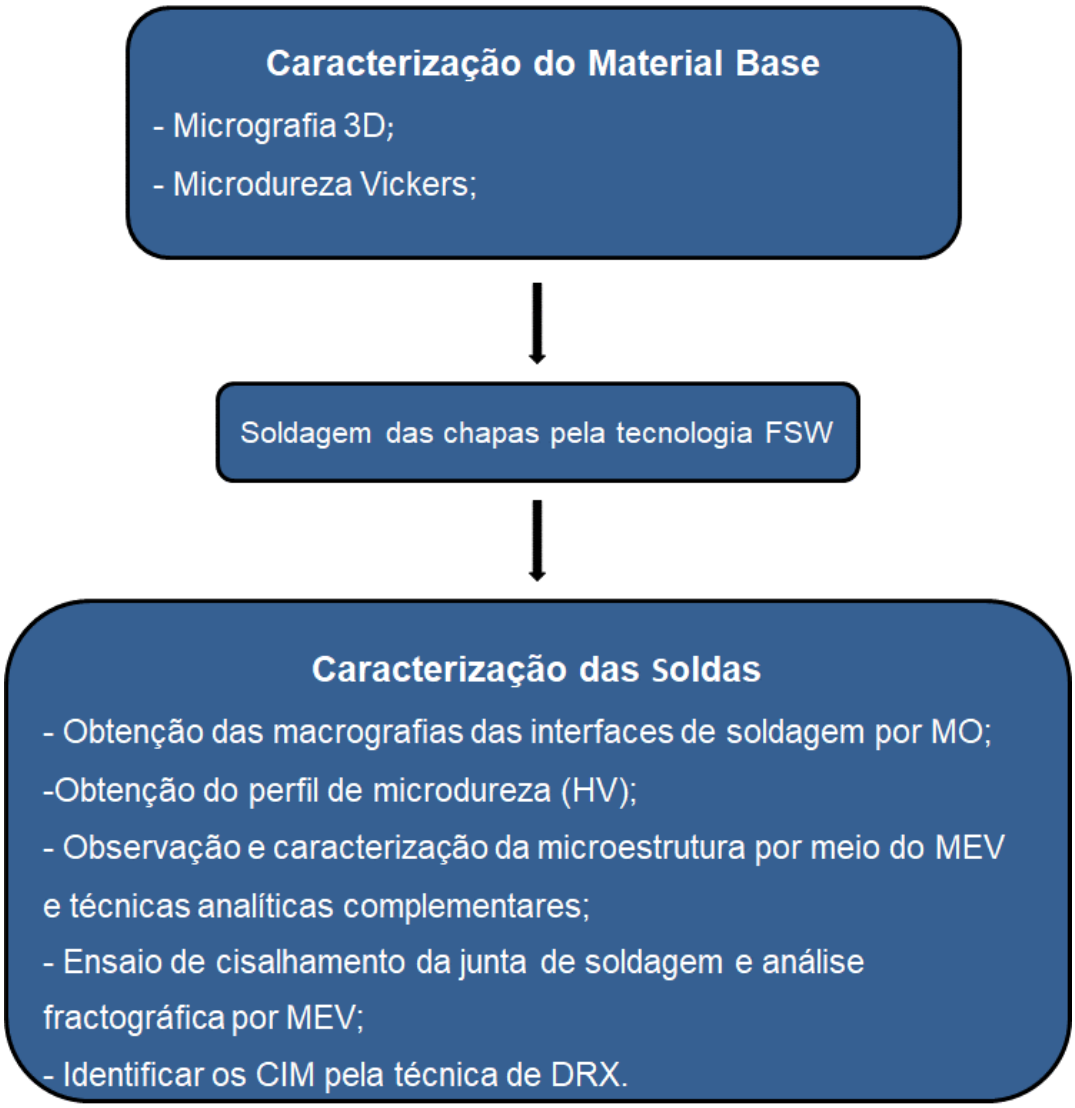
O trabalho aborda a soldagem dissimilar por FSW entre ligas de alumínio e de aço, na configuração sobreposta. A liga de alumínio utilizada é a 7004-T6, com espessura de 3,1 mm. A partir de sua designação, observa-se tratar-se de uma liga termotratável, pertencente à classe de ligas de alta resistência, série 7XXX. A liga 70004-T6 foi fornecida pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio)

A liga de aço utilizada é a DP600, com espessura de 1,2 mm, pertencente à família dos aços avançados de alta resistência (AHSS). A sua designação a caracteriza como um aço *dual-phase*, com resistência à tração mínima de 600 MPa. O termo *dual-phase* caracteriza os aços que apresentam uma microestrutura composta por uma matriz de ferrita, que engloba a fase de extrema dureza e resistência, a martensita. A presente liga DP600 foi fornecida pela CSN (Companhia Siderúrgica Nacional)

4.2 MÉTODOS

O fluxograma de atividades, apresentado na Figura 18, resume diretamente a sequência das etapas do trabalho. A primeira etapa foi a caracterização inicial dos materiais-base por meio da avaliação de sua micrografia tridimensional e do ensaio de microdureza Vickers. A segunda etapa consistiu na soldagem dos materiais base na configuração sobreposta, nas dependências dos laboratórios do CNPEM (Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais). Por fim, na terceira etapa, foi realizada a caracterização das juntas soldadas por meio de análises metalográficas, ensaios mecânicos e análise de fases por DRX.

Figura 18 - Fluxograma das atividades.



Fonte: O autor.

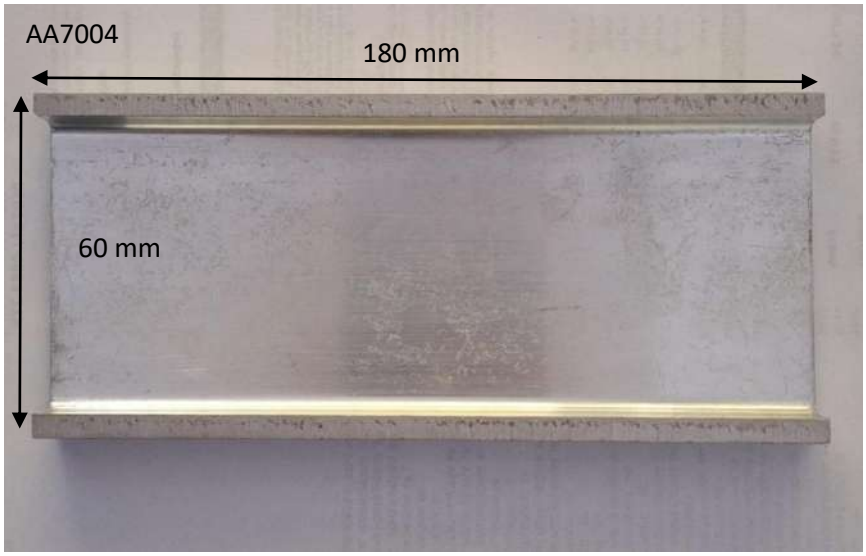
4.2.1 Procedimento de soldagem por FSW

4.2.1.1 Preparação do material base e parâmetros

Para a preparação dos corpos de prova, os materiais de base (alumínio AA7004 e aço DP600) foram seccionados com uma serra de fita modelo AC-300SVF, da marca Ronemak, equipamento pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG), adequando-os às dimensões desejadas para o projeto.

O material de partida da liga de alumínio AA7004 consistiu em um perfil extrudado de seção quadrada com arestas arredondadas. Esse perfil foi seccionado longitudinalmente, resultando em seções transversais em formato de "U", das quais foram extraídas oito tiras de 180 mm de comprimento para a montagem das juntas. A geometria e as dimensões finais dos corpos de prova de alumínio são ilustradas na Figura 19.

Figura 19 – Geometria e dimensões da chapa de AA7004 para soldagem.

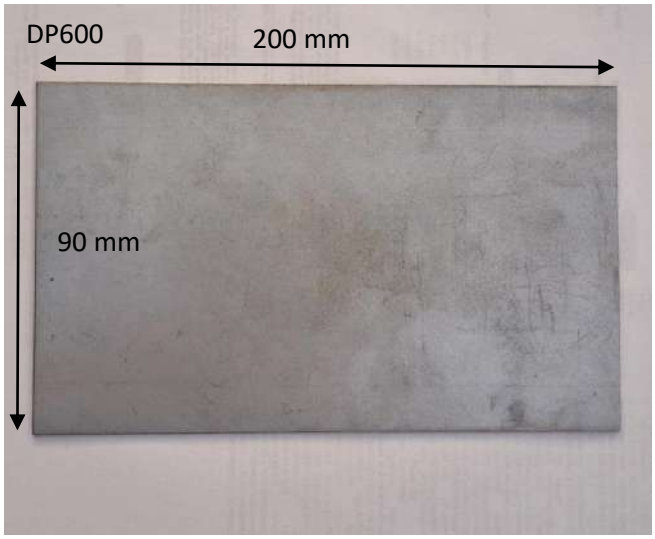


Fonte: O autor.

O aço DP600, originalmente fornecido de chapas laminadas, foi cortado em oito tiras com dimensões de 200 x 90 x 1,2 mm. A configuração de junta escolhida para este estudo foi a sobreposta (*lap joint*), por ser a de maior relevância e aplicabilidade na indústria automobilística. Nessa montagem, a liga AA7004 foi posicionada como chapa superior, enquanto o aço DP600 foi utilizado como chapa inferior. As dimensões finais das chapas de aço e a montagem da geometria sobreposta utilizada estão ilustradas, respectivamente, nas Figuras 20 e 21.

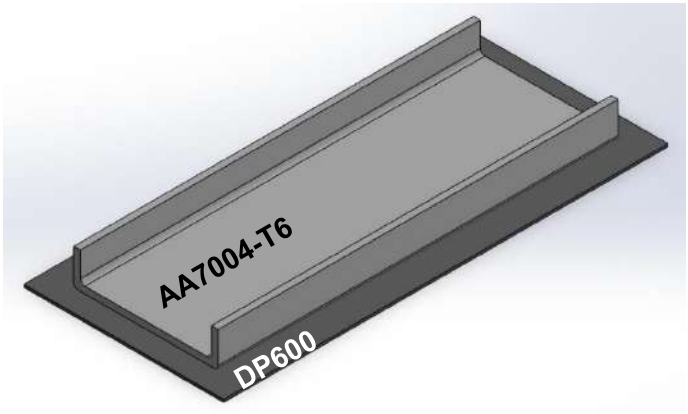
Para a execução da soldagem dissimilar por FSW, estabeleceu-se uma matriz experimental composta por oito condições operacionais distintas. O planejamento experimental baseou-se na variação das velocidades de rotação e de avanço, mantendo-se a força axial constante em 7 kN. A designação de cada condição, bem como seus respectivos parâmetros de velocidade de rotação (RPM) e de avanço (mm/min) estão detalhados na Tabela 7.

Figura 20 - Geometria e dimensões da chapa de DP600 para soldagem.



Fonte: O autor.

Figura 21 – Representação esquemática da configuração de soldagem sobreposta dos materiais base.



Fonte: O autor.

Tabela 7 - Velocidades de soldagem e de rotação para as 8 condições de soldagem estudadas.

	150 mm/min	**250 mm/min**	**350 mm/min**
400 rpm	AA	AB	AC
600 rpm	BA	BB	BC
800 rpm	CA	CB	

Fonte: O autor.

A condição CC, que representa a velocidade de rotação de 800 RPM e a velocidade de soldagem de 350 mm/min, não foi caracterizada devido à falta de

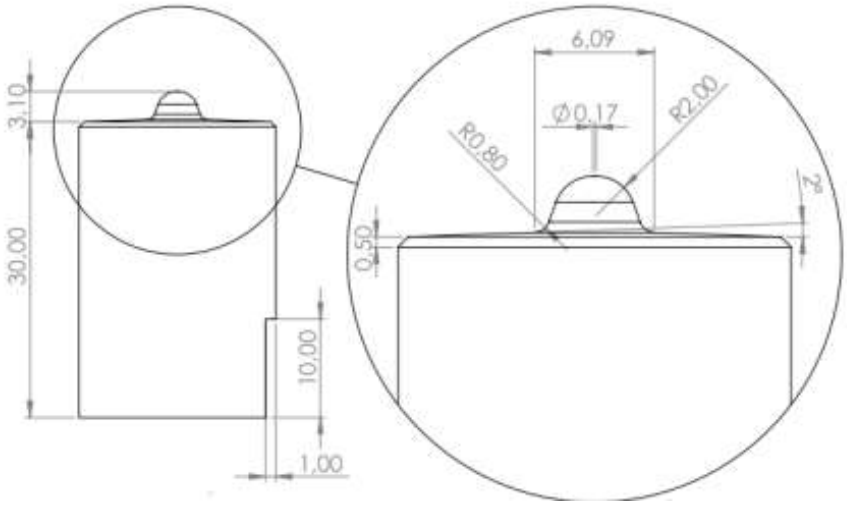
material para a realização da soldagem. A decisão foi tomada com base na tendência de deterioração das condições ideais de soldagem à medida que o aporte térmico é reduzido, e essa condição não foi soldada.

4.2.1.2 Ferramenta e maquinário

A ferramenta utilizada na execução de juntas sobrepostas dissimilares por FSW (figura 22) é constituída de carbeto de tungstênio com 12% de cobalto (WC-12% Co). A escolha dessa liga visou garantir elevada resistência ao desgaste abrasivo, uma vez que o processo exigiu uma penetração de 0,1 mm na chapa de aço DP600. A ferramenta possuía comprimento total de 33,8 mm, com o pino apresentando perfil cônico, conicidade de 19,7° e comprimento de 3,10 mm.

O diâmetro do pino afunilava-se de 6,0 mm na base para 0,17 mm na extremidade, com raios de concordância de 0,80 mm e 2,0 mm aplicados na base e na extremidade, respectivamente. O ombro da ferramenta possuía diâmetro de 20 mm, formato convexo, inclinação de 2° e chanfro de 0,5 mm em sua borda. Para garantir a fixação mecânica correta no equipamento, a haste da ferramenta apresentava um entalhe em sua superfície.

Figura 22 – Design e geometria da ferramenta de soldagem FSW.



Fonte: O autor.

As soldagens referentes às oito condições experimentais foram realizadas em um equipamento do modelo MTI RM-1, localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), em Campinas, São Paulo. Trata-se de uma máquina de altíssima rigidez estrutural, projetada especificamente para o processo

FSW, capaz de aplicar forças axiais de até 60 kN, atingir velocidades de rotação de 6000 RPM e fornecer um torque máximo de 200 N.m.

O equipamento dispõe de células de carga para o monitoramento simultâneo das forças em três eixos ortogonais. A plataforma de trabalho consiste em uma mesa de liga de alumínio, que facilita a fixação rígida dos corpos de prova e otimiza a dissipação de calor durante o processo. Como etapa de preparação pré-soldagem, as superfícies de contato das chapas foram submetidas a lixamento e, subsequentemente, limpas com acetona e jatos de ar comprimido, visando à remoção de camadas de óxidos e de eventuais contaminantes particulados. Por fim, as Figuras 23 e 24 ilustram o equipamento de FSW e o sistema de fixação empregado nas amostras.

4.2.2 Preparação das amostras

Para a análise microestrutural e a caracterização mecânica dos materiais de base e das juntas soldadas, procedeu-se à extração das amostras em duas etapas. Inicialmente, empregou-se uma serra de fita da Ronemak, modelo AC-300 SVF, para o corte preliminar e a redução das dimensões das chapas. Na sequência, utilizou-se uma cortadora metalográfica de precisão da marca *Allied High Tech Products* LTDA, modelo Techcut 4, provida de disco diamantado, garantindo-se a obtenção de superfícies com excelente acabamento e a minimização de deformações plásticas induzidas pelo processo de corte, uma vez que o maquinário opera em baixas velocidades de rotação e com carga reduzida no ponto de contato entre o material e o disco.

Figura 23 – Equipamento de soldagem FSW modelo MTI RM-1



Fonte: O autor.

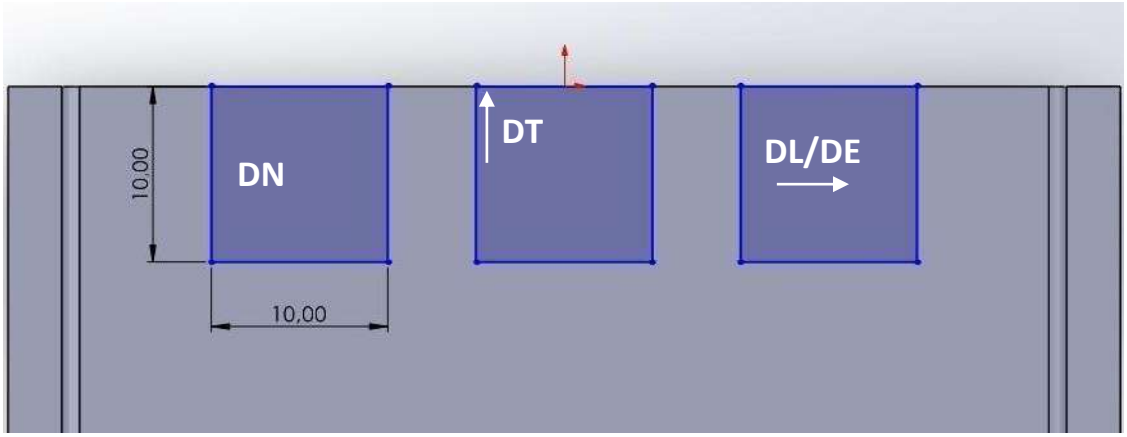
Figura 24 – Exemplo de fixação das amostras segundo geometria sobreposta de soldagem.



Fonte: O autor.

Para a caracterização microestrutural das ligas de base no estado recebido, foram extraídas três seções de cada material para permitir a análise em seus respectivos planos ortogonais: plano da direção normal (DN), direção transversal (DT) e direção de laminação/extrusão (DL). Esse procedimento viabilizou a reconstrução tridimensional da micrografia dos materiais de base a partir das imagens obtidas por microscopia óptica. A geometria dos corpos de prova extraídos de ambas as chapas é ilustrada na Figura 25.

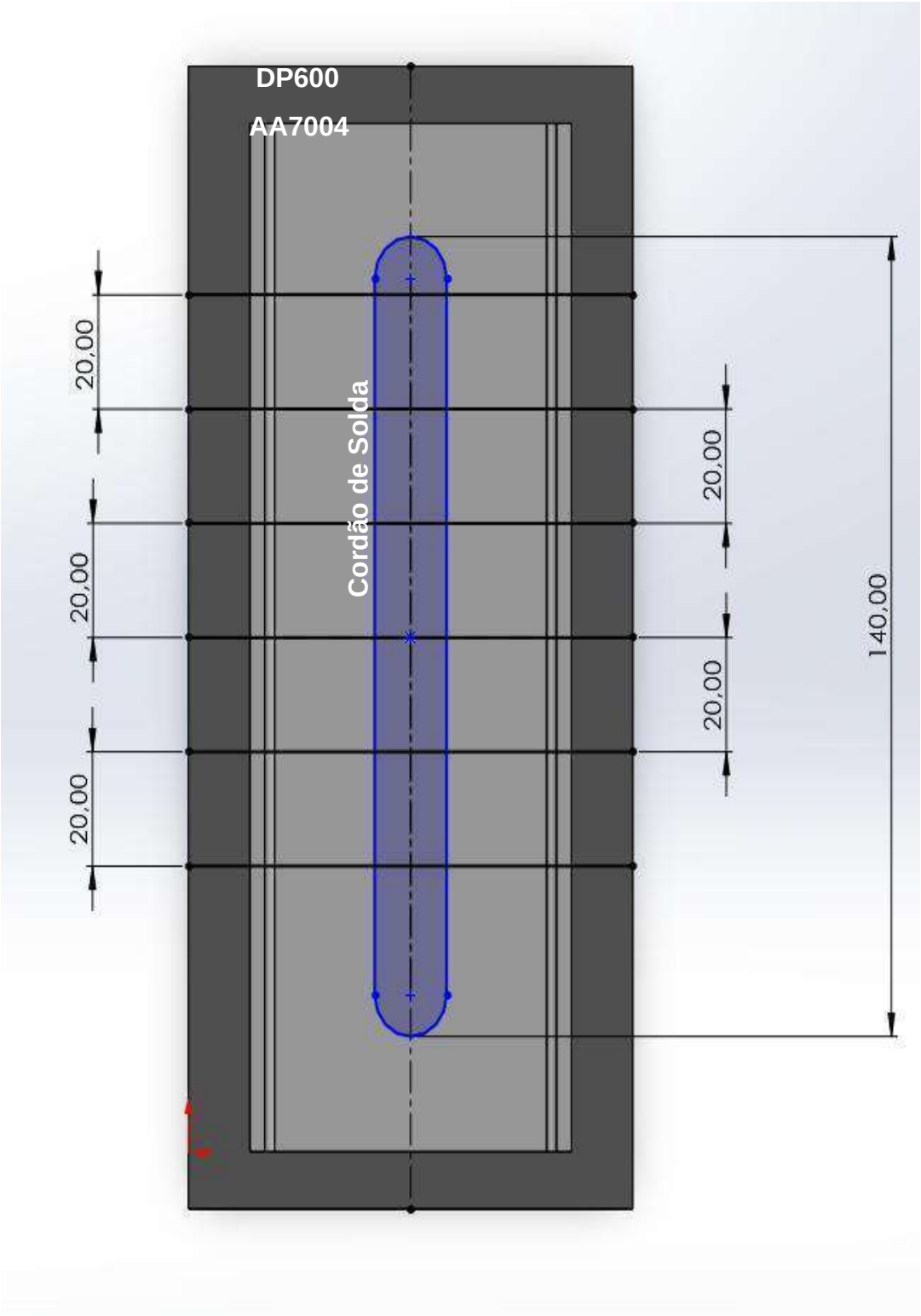
Figura 25 – Plano de extração de amostras dos materiais base.



Fonte: O autor.

A extração das amostras destinadas à análise da interface de soldagem foi realizada concomitantemente à obtenção dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento. Para tal, tiras com 20 mm de largura foram seccionadas transversalmente à direção de avanço da ferramenta, conforme esquematizado na Figura 26, na qual 3 (três) amostras foram separadas para o ensaio de cisalhamento e 1 (uma) amostra foi separada para análise metalográfica da junta de soldagem. As dimensões finais (comprimento × largura × espessura) das amostras empregadas em cada técnica de caracterização estão detalhadas na Tabela 8.

Figura 26 – Plano de extração de amostras do material soldado.



Fonte: O autor

Tabela 8 - Dimensões do corpo de prova para as técnicas de caracterização.

Técnica ou análise	Dimensões (mm)
Micrografia 3D AA7004-T6	10x10x3,1
Micrografia 3D DP600	10x10x1,2
Caracterização interface de soldagem	20x10x~4,3
Fractografia e DRX	15x15x1,2(DP600) e 15x15x3,1(AA7004)

Fonte: O autor.

Visando às etapas de lixamento, polimento e posterior análise microscópica, todas as amostras (tanto dos materiais de base quanto das juntas soldadas) foram embutidas a frio em resina de poliéster. Todos os procedimentos de preparação metalográfica foram conduzidos em conformidade com as diretrizes da norma ASTM E3 (*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*)[51].

4.2.3 Análise metalográfica

Para a construção das micrografias 3D dos materiais de base, procedeu-se ao ataque químico das amostras visando à revelação de suas respectivas microestruturas. Para a liga de alumínio AA7004, utilizou-se como reagente uma solução de ácido fosfórico a 8,5%, aquecida a 55 °C, na qual a amostra permaneceu imersa por 10 minutos. Já para o aço DP600, empregou-se o reagente nital a 2%, com tempo de imersão de 10 segundos.

As aquisições de imagens destinadas à montagem das micrografias 3D e as macrografias da interface de soldagem foram realizadas com o auxílio de um microscópio óptico (modelo Olympus BX51), acoplado a uma câmera digital Olympus Q-Color 3. Este equipamento encontra-se alocado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

Para a investigação detalhada das características microestruturais e a análise fractográfica das superfícies de fratura, utilizou-se um Microscópio Eletrônico de Varredura por Emissão de Campo (FEG-MEV, modelo TESCAN Mira 3). Este equipamento também pertence à infraestrutura laboratorial da UEPG e está alocado nas dependências do CLABMU.

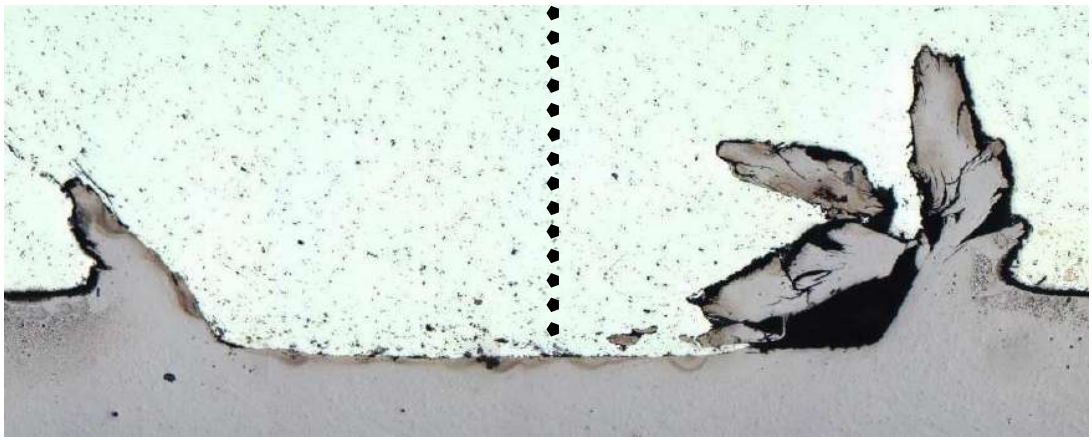
4.2.4 Ensaio de Microdureza Vickers

Para determinar a dureza dos materiais de base e construir os perfis de microdureza da interface de soldagem, utilizou-se um microdurômetro da marca Shimadzu. Este equipamento também integra a infraestrutura laboratorial do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

Para a caracterização das ligas de base (AA7004 e DP600), os valores representativos de microdureza Vickers foram obtidos a partir da média aritmética de seis indentações, aplicando-se uma carga de 0,2 kgf (HV0,2) por 15 segundos. Todos os procedimentos metodológicos seguiram rigorosamente as especificações estabelecidas pelas normas ASTM E92-82[52], ASTM E92-17[53] e ASTM E384-17[54]. As medições de microdureza dos materiais de base foram realizadas nas direções normal (DN), transversal (DT) e de laminação/extrusão (DL)[52-54].

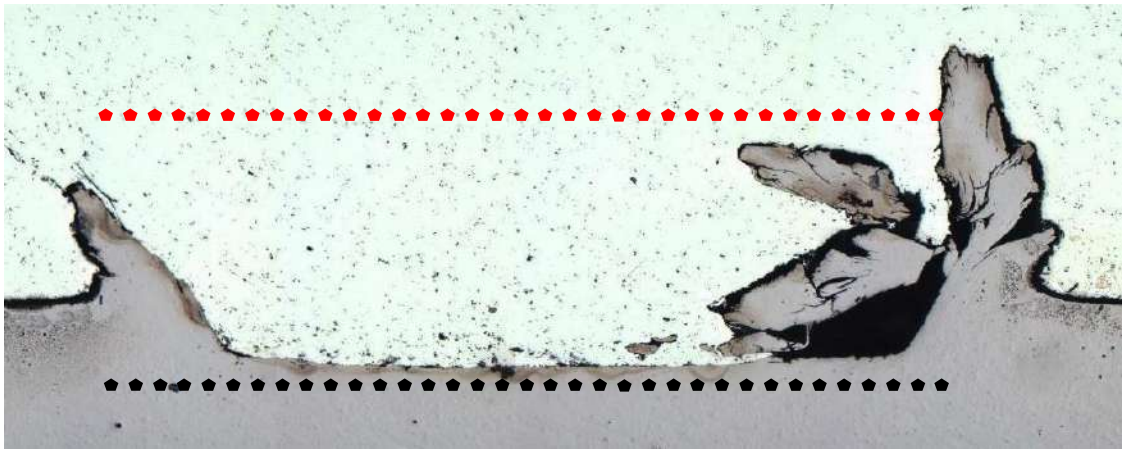
Os perfis de microdureza vertical e horizontal da interface de soldagem, isto é, ao longo da seção transversal da junta soldada, foram medidos conforme a norma ASTM E384-17[54]. Para garantir a resolução adequada, sem interferência no campo de tensões entre as marcas, o espaçamento entre indentações adjacentes foi fixado em 0,15 mm. Este espaçamento está de acordo com a norma E384-17, que determina o espaçamento entre os centros das indentações. Por fim, a metodologia de construção desses perfis espaciais e a localização aproximada das respectivas linhas de indentação estão ilustradas nas Figuras 27 e 28[54].

Figura 27 – Referência de extração dos dados de dureza no perfil vertical.



Fonte: O autor.

Figura 28 - Referência de extração dos dados de dureza no perfil horizontal.



Fonte: O autor

4.2.5 Ensaios mecânicos de cisalhamento sob tração

Para avaliar a eficiência da junta soldada e, para fins de comparação do comportamento mecânico, as amostras soldadas foram submetidas a ensaios de cisalhamento, visando à obtenção de suas respectivas curvas tensão-deformação e de suas propriedades mecânicas. Para essa finalidade, utilizou-se uma máquina de ensaios universais servo-hidráulica da MTS, modelo Landmark 370.25 Load Frame, com deslocamento axial contínuo, pertencente ao CLABMU-UEPG embora esteja na infraestrutura laboratorial do departamento de engenharia de materiais da UEPG. O equipamento está ilustrado na Figura 29.

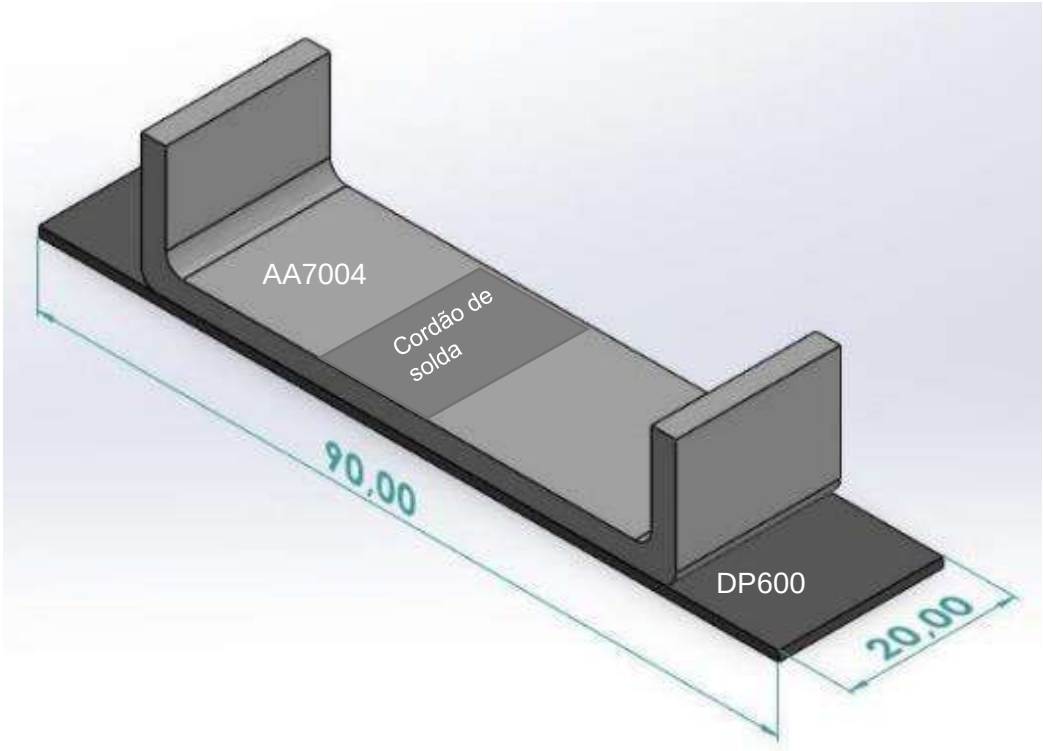
Para o ensaio de cisalhamento, extraíram-se três corpos de prova para cada condição de soldagem. Essas amostras foram obtidas a partir do seccionamento transversal da junta, resultando em tiras de 20 mm de largura, com o cordão de solda centralizado, conforme esquematizado na Figura 31. A velocidade de ensaio adotada também foi de 1 mm/min. A geometria dos corpos de prova das juntas dissimilares é ilustrada na Figura 30.

Figura 29 - Máquina servo-hidráulica modelo MTS 370.25 Load Frame.



Fonte: O autor.

Figura 30 – Geometria final do corpo de prova para ensaio de cisalhamento.

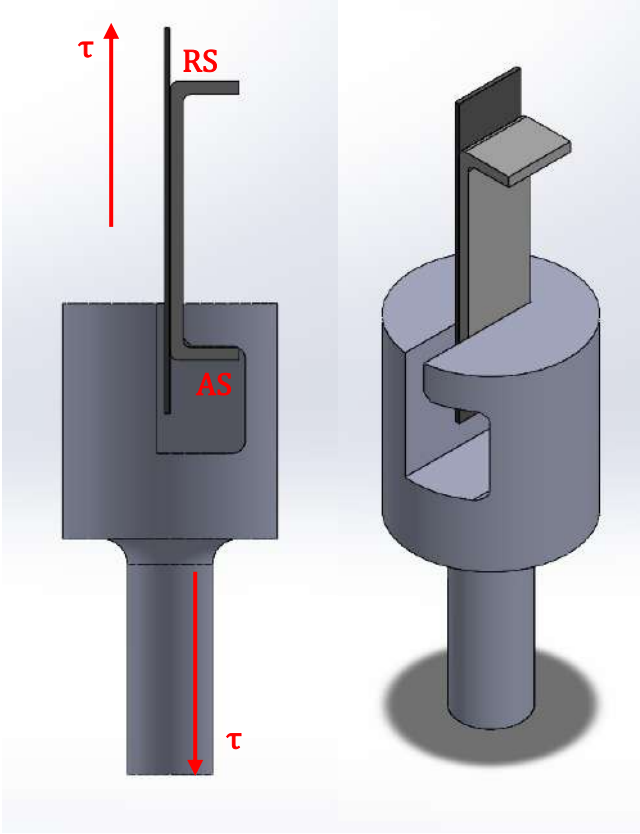


Fonte: O autor.

Devido à geometria da configuração sobreposta (lap joint) do trabalho, desenvolveu-se um dispositivo auxiliar para viabilizar o alinhamento e a fixação corretos da amostra na máquina de ensaios, minimizando momentos fletores indesejados durante o carregamento.

Esse dispositivo foi acoplado à garra superior, na qual a extremidade livre da chapa de alumínio do lado de avanço foi encaixada para tracionamento. Simultaneamente, a garra inferior fixou a chapa de aço DP600 no lado de recuo da amostra. No final, foi possível solicitar isoladamente cada chapa e adaptar um ensaio de cisalhamento a uma geometria amostral complexa. O dispositivo de adaptação bem como o encaixe da amostra está ilustrado da Figura 31.

Figura 31 – Dispositivo adaptador para o ensaio de cisalhamento e esquema de montagem do corpo de prova.



Fonte: O autor.

Ressalta-se que, no âmbito das normas internacionais de soldagem, não há um valor normativo padronizado de resistência à fratura para juntas dissimilares sobrepostas alumínio/aço, cabendo a definição desses limites às especificações de projeto de cada componente estrutural. Desta forma, em concordância com a literatura científica, a avaliação da integridade mecânica das uniões foi conduzida com base na resistência ao cisalhamento por tração e na eficiência da junta relativa ao material-base de menor resistência (AA7004-T6).

4.2.6 Análise de falha da interface de soldagem

Após a realização dos ensaios de cisalhamento, as superfícies de fratura das amostras foram submetidas a uma análise fractográfica, com o objetivo de identificar os mecanismos e as origens da falha. Essa caracterização foi conduzida no Microscópio Eletrônico de Varredura por Emissão de Campo (FEG-MEV, TESCAN Mira 3).

A utilização do equipamento, operando nos modos de elétrons secundários (SE) e de elétrons retroespalhados (BSE), permitiu, respectivamente, a obtenção de imagens de alta resolução da topografia da fratura e a avaliação do contraste composicional entre os materiais transferidos. O objetivo principal dessa etapa foi caracterizar o modo de falha dominante e determinar se a ruptura se propagou preferencialmente na liga de alumínio, no aço DP600 ou diretamente na interface entre os materiais, isto é, por meio da camada de compostos intermetálicos (CIMs). Adicionalmente, a análise buscou identificar os sítios de nucleação da fratura, correlacionando-os com a geometria e as características dos ganchos de ancoramento mecânico, eventuais defeitos do processo e as características microestruturais pós-processamento.

4.2.7 Análise de Difração de Raios X (DRX)

De forma complementar às análises da interface de soldagem e à caracterização fractográfica, realizou-se a análise por difração de raios X (DRX). O objetivo central desta etapa foi a identificação das fases constituintes dos compostos intermetálicos (CIMs) retidos nas superfícies rompidas, a técnica de DRX serviu como tentativa de validação da união metalúrgica, por meio da comprovação da nucleação e do crescimento da camada de compostos intermetálicos.

As amostras foram extraídas dos corpos de prova rompidos em seções quadradas de 15x15 mm para fixação no porta-amostras, totalizando 22 amostras (11 da superfície de fratura do lado do alumínio e 11 da contraparte de aço). As análises foram conduzidas na região central da fratura do cordão de solda, com o objetivo de identificar as fases intermetálicas retidas na interface rompida. Utilizou-se um difratômetro modelo Ultima IV (Rigaku), pertencente ao CLABMU-UEPG, operando com radiação Cu-Kα (λ= 1,5406 Å) na geometria convencional de Bragg-Brentano (θ-2θ). A aquisição dos difratogramas foi realizada no modo de varredura contínua, abrangendo o intervalo angular (2θ) de 30° a 120°, com passo (*step size*) de 0,02° e velocidade de varredura de 10°/min.

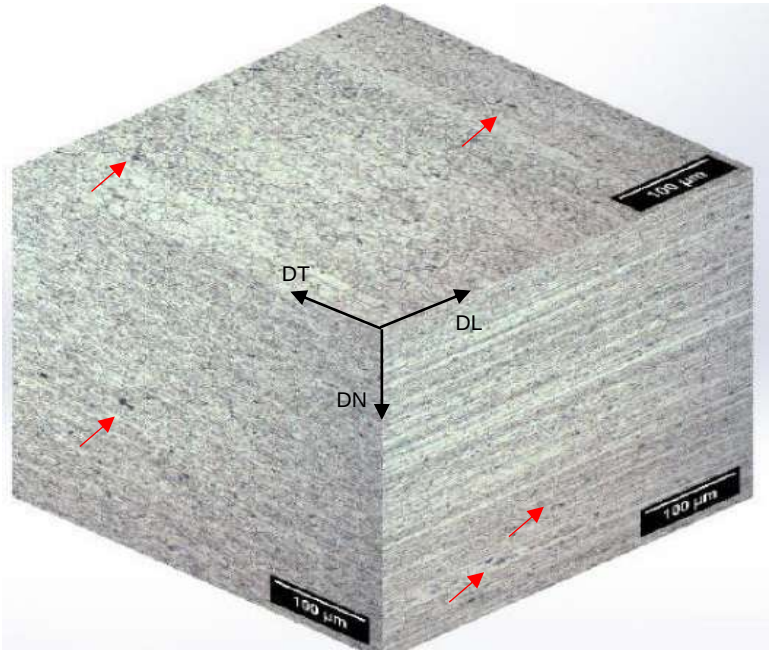
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 RESULTADOS DO MATERIAL BASE

5.1.1 Micrografia 3D

A Figura 32 ilustra a micrografia tridimensional da liga de alumínio AA7004-T6, obtida por extrusão. Observa-se uma morfologia de grãos com orientação preferencial, tipicamente alongados na direção de extrusão (DE) e com aspecto mais equiaxial nas direções transversal (DT) e normal (DN).

Figura 32 – Micrografia 3D da liga AA7004-T6.



Fonte: O autor.

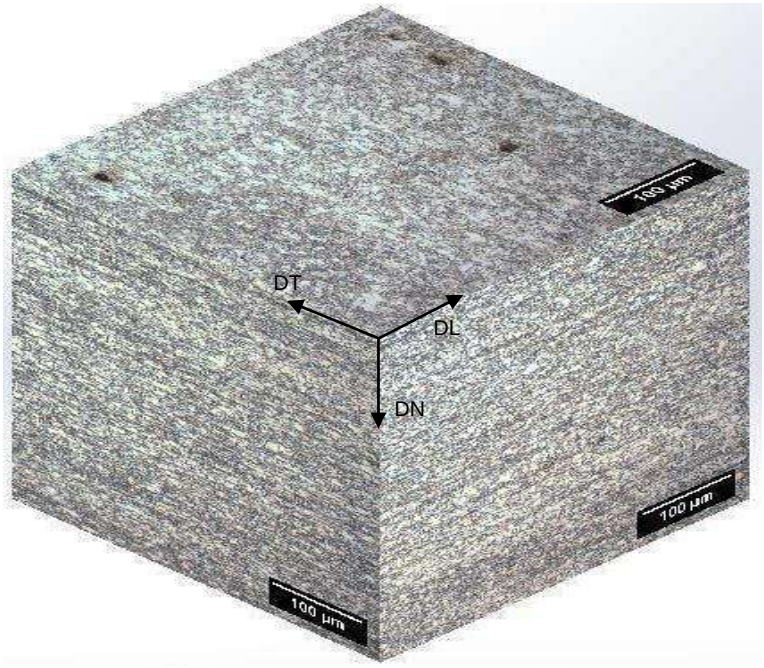
Essa anisotropia microestrutural é característica de produtos extrudados, resultante da severa deformação plástica unidirecional imposta pelo processo. A morfologia final dos grãos é governada pelo equilíbrio energético entre os mecanismos de restauração microestrutural, especificamente pela competição entre a recuperação dinâmica e a recristalização (dinâmica ou estática)[5-8].

Em relação às partículas de segunda fase, observam-se precipitados escuros distribuídos nos três planos de análise conforme as setas na Figura 32. Estas partículas correspondem a compostos intermetálicos constituintes ou dispersóides, comumente fases complexas como $Mg(Al, Cu, Zn)_2$ ou fases ricas em ferro como $(Cu, Fe)Al_6$ frequentes em ligas da série 7xxx. É importante distinguir estas partículas

grosseiras dos precipitados de endurecimento da fase η ($MgZn_2$) ou seus precursores. Devido às dimensões nanométricas da fase η, a sua detecção direta não é possível nesta escala de observação, o que exige técnicas de alta resolução, como a microscopia eletrônica de transmissão (MET), para uma caracterização definitiva[5-8].

A micrografia tridimensional da liga de aço DP600, obtida por laminação a quente, é apresentada na Figura 33. Neste processo, o aço é inicialmente aquecido à temperatura de austenitização e, em seguida, submetido à deformação plástica ao longo das linhas de laminação. Por se tratar de uma deformação em alta temperatura, o processo induz a recristalização dinâmica, crucial para o refinamento dos grãos austeníticos[20, 22, 24].

Figura 33 - Micrografia 3D da liga DP600.



Fonte: O autor.

Este refinamento prévio da austenita, combinado com um resfriamento controlado subsequente, condiciona a transformação de fase e permite a obtenção da microestrutura bifásica (*dual-phase*) característica: uma matriz composta por grãos finos de ferrita, que engloba ilhas finamente distribuídas de martensita[20, 22, 24].

5.1.2 Dureza Vickers

Além da construção da microestrutura 3D do material base, a dureza também foi medida e os dados de dureza apresentados nas Tabelas 9 e 10 correspondem às direções normal (DN), transversal (DT) e de laminação (DL).

Tabela 9 - Microdureza Vickers do perfil extrudado de AA7004-T6.

Direção de aferição de dureza	**Microdureza Média AA7004-T6 (HV)**
Direção Normal	119 ± 2
Direção Transversal	112 ± 2
Direção de Laminação	110 ± 3

Fonte: O autor.

Tabela 10 - Microdureza Vickers da chapa laminada de DP600.

Direção de aferição de dureza	**Microdureza Média DP600 (HV)**
Direção Normal	211 ± 7
Direção Transversal	194 ± 8
Direção de Laminação	197 ± 9

Fonte: O autor.

Observou-se que ambos os materiais base apresentaram valores de dureza Vickers ligeiramente superiores nas regiões próximas à direção normal, em comparação com os do centro. Este gradiente de dureza é um resultado que pode estar diretamente relacionado às suas rotas de processamento: extrusão para a liga AA7004-T6 e laminação a quente para o aço DP600[7, 23, 26].

No caso da laminação, o atrito e a intensa deformação por cisalhamento, impostos pelo contato direto do material com a ferramenta, são significativamente mais severos nas superfícies. Esta deformação plástica mais intensa resulta em maior refino microestrutural na superfície. Para a extrusão, esse fenômeno não ocorre, ou seja, não há refino microestrutural maior na superfície do que no interior do material [7, 8, 23, 26].

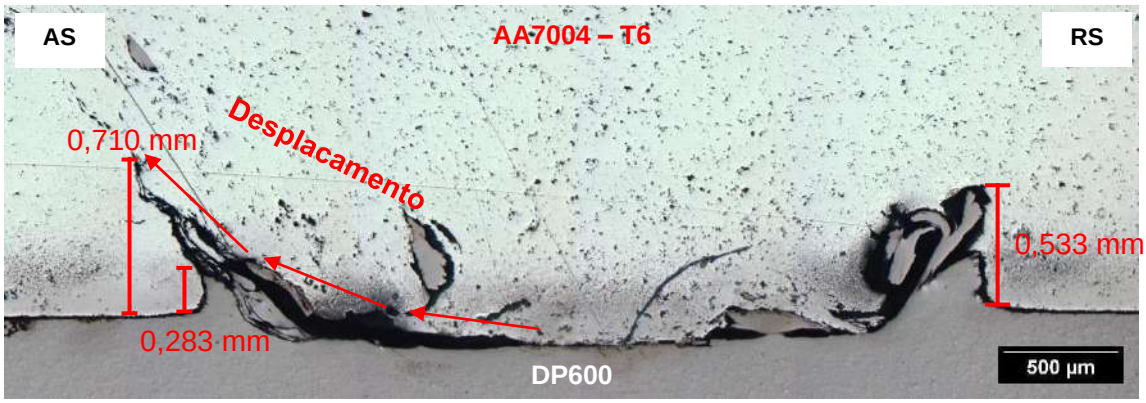
Deste modo, a diferença entre os valores de dureza nas três direções, em termos estatísticos, dos dois materiais pode ser desconsiderada em virtude da proximidade entre os valores e do intervalo do desvio padrão calculado [7, 8, 23, 26].

5.2 RESULTADOS DO MATERIAL SOLDADO

5.2.1 Macrografia das interfaces de soldagem

A partir da análise da macrografia referente à Condição AA (Figura 34) na qual a velocidade de rotação foi de 400 rpm e a velocidade de soldagem, de 150 mm/min, nota-se o desplacamento entre as chapas a partir do centro da zona de mistura, passando pelo topo do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) e seguindo um percurso ascendente de 45º até atingir uma altura de 0,710 mm, como indicado pelas setas vermelhas. Isto pode indicar uma mistura insuficiente entre os materiais ou a nucleação e o crescimento de uma trinca com origem na camada de composto intermetálico formado. Este mesmo fenômeno foi observado no trabalho de Coelho[46], que identificou trincas na camada de CIM por meio do MET[46].

Figura 34 - Macrografia da interface de soldagem da condição AA (400 rpm, 150 mm/min)



Fonte: O autor.

A quantificação das características geométricas dos ganchos de ancoramento mecânico foi realizada no software *ImageJ.* Observou-se assimetria nas dimensões dos ganchos de ancoramento mecânico: o do lado de avanço (AS) apresentou altura de 0,283 mm, enquanto o do lado de recuo (RS) atingiu 0,533 mm. As alturas medidas nas demais condições de soldagem estão resumidas na Tabela 11. A condição AC não apresenta resultados devido à geometria dos ganchos de ancoramento mecânico, que será discutida posteriormente.

Tabela 11 – Alturas dos ganchos de ancoramento mecânico dos lados de avanço e recuo das condições de soldagem.

Condição	Altura gancho de ancoramento mecânico AS (mm)	Altura gancho de ancoramento mecânico RS (mm)
AA	0,283	0,533
AB	0,169	0,547
AC	Não foi possível medir	
BA	0,396	0,708
BB	0,250	0,635
BC	0,213	0,736
CA	0,474	1,002
CB	0,248	0,426

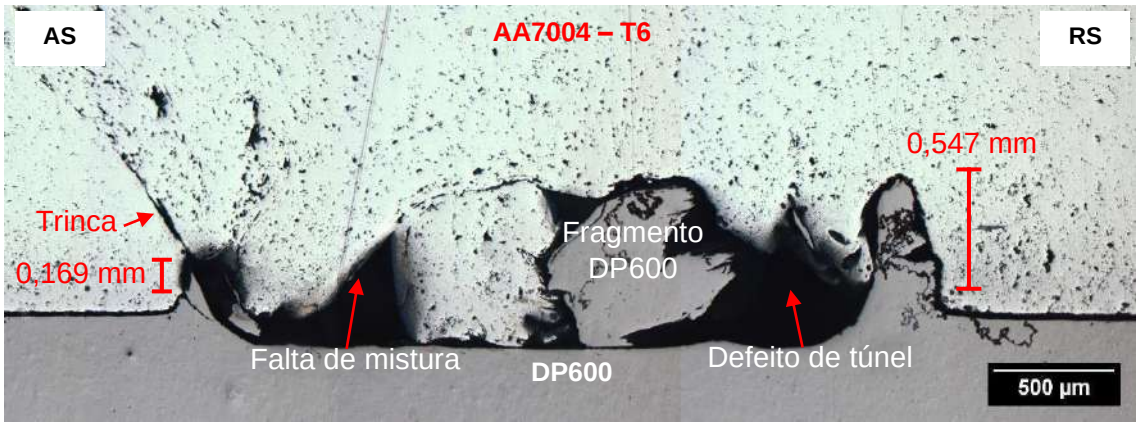
Fonte: O autor.

Além disso, a presença da trinca descrita anteriormente, associada a uma geometria pontiaguda do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, constitui um defeito grave que reduz a espessura efetiva da chapa de alumínio (LBT - *Load Bearing Thickness*), comprometendo significativamente a resistência mecânica da junta, conforme observado por Wang[44], que relacionaram a altura e o formato dos ganchos de ancoramento mecânico aos mecanismos de fratura observados[42, 44-46].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS) possui formato segmentado, indicando aporte térmico insuficiente para garantir a plasticidade adequada da chapa de aço DP600. Além disso, pode-se observar fragmentos de aço DP600 dispersos pela zona de mistura, indicando que houve intensa ação cisalhante da ferramenta em condições de baixa trabalhabilidade, isto é, o material não estaria suficientemente plástico para absorver a tensão cisalhante e acaba sendo cisalhado e ejetado devido ao movimento de baixo para cima que o pino da ferramenta provoca durante sua passagem[42, 44-46].

A análise da macrografia referente à Condição AB (Figura 35), na qual a velocidade de rotação foi de 400 RPM e a de soldagem, de 250 mm/min, nota-se notar um aumento significativo na quantidade de vazios e de defeitos de túnel (tunnel defects), além da presença de um grande fragmento da liga DP600 na região central da zona de mistura[42, 44-46].

Figura 35 - Macrografia da interface de soldagem da condição AB (400 rpm, 250 mm/min).



Fonte: O autor.

A altura do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) é de 0,169 mm, o que representa uma redução de 40% em relação à condição AA. Além disso, seu formato manteve-se pontiagudo, com a presença de uma trinca ascendente de aproximadamente 45º que parte da ponta do gancho de ancoramento mecânico e pode influenciar a espessura efetiva da chapa de alumínio[42, 44-46].

Analisando a interface como um todo, pode-se dizer que o fragmento de aço DP600, com o menor aporte térmico, corroborou a falta de uniformidade das regiões adjacentes à interface de soldagem, indicando falta de mistura nessa região da solda. Os valores de aporte térmico, segundo o índice de pseudo-calor (ω2/v) proposto por Geyer42, para as diferentes condições de soldagem estão detalhados na Tabela 12[42].

A altura do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo foi de 0,54 mm, valor próximo a da condição anterior. Sua geometria é mais cilíndrica; contudo, observa-se que, na metade de sua altura, há um entalhe, uma região crítica por influenciar o mecanismo de fratura; isto é, pode-se provocar a propagação de uma trinca na região de interface, conforme o mecanismo de fratura de juntas dissimilares[42, 44-46].

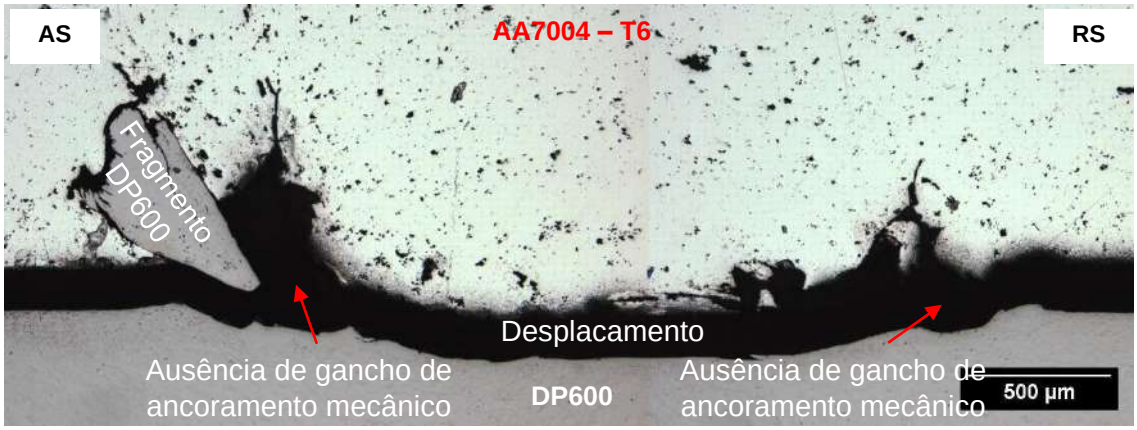
Tabela 12 - Aporte térmico das condições de soldagem.

Condição	Velocidade de rotação (RPM)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Aporte Térmico ($rpm^2/mm.min^{-1}$)
AA	400	150	1067
AB	400	250	640
AC	400	350	457
BA	600	150	2400
BB	600	250	1440
BC	600	350	1029
CA	800	150	4267

Fonte: Geyer et al.[3].

A análise da macrografia referente à Condição AC (Figura 36), na qual a velocidade de rotação foi de 400 rpm e a velocidade de soldagem foi aumentada para 350 mm/min, evidencia a ausência de formação de uma interface de mistura efetiva entre as ligas de alumínio e de aço; ao contrário, observa-se um desplacamento entre as chapas pós-processamento, indicando a ausência de união metalúrgica (CIM e processos difusivos) ou mecânica (formação dos gachos).

Figura 36 - Macrografia da interface de soldagem da condição AC (400 rpm, 350 mm/min)



Fonte: O autor.

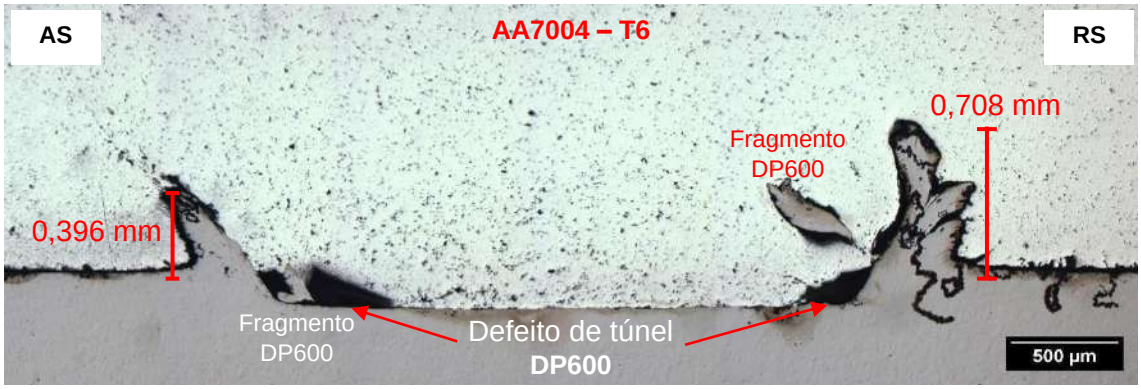
Consequentemente, a caracterização geométrica dos gachos tornou-se inviável, uma vez que as estruturas de intertravamento características não se formaram. Pode-se atribuir este fenômeno à severa redução no aporte térmico, devido

a combinação da baixa rotação e a maior velocidade de avanço. Isto resulta em uma temperatura de pico na interface insuficiente para promover a plastificação adequada das ligas de alumínio e de aço. O fluxo plástico insuficiente não permite a mistura mecânica entre as chapas nem a extrusão do DP600 para a formação dos gachos[42, 44-46].

A falta de união, devido ao aporte térmico insuficiente, também foi observada no trabalho de Shen[2], que relatou a ausência de intertravamento quando a penetração da ferramenta e a geração de calor não são capazes de promover um fluxo plástico otimizado na região da interface. Adicionalmente, Geng[3] observaram que baixas rotações resultam em misturas com lacunas na interface, levando a juntas com integridade estrutural comprometida[2, 3].

As macrografias apresentadas nas Figuras 37 a 39 correspondem ao grupo de condições com velocidade de rotação constante de 600 RPM, com a velocidade de soldagem variando entre 150, 250 e 350 mm/min (BA, BB e BC). O aumento da rotação em relação ao grupo anterior (400 rpm) promoveu um incremento no aporte térmico, como observado na Tabela 12, o que favoreceu maior plastificação dos materiais.

Figura 37 - Macrografia da interface de soldagem da condição BA (600 rpm, 150 mm/min)



Fonte: O autor.

A condição BA (Figura 37), processada a 600 rpm e 150 mm/min, apresenta uma melhora substancial na interface em comparação com a condição de baixa rotação (Condição AA). Observa-se uma redução significativa na quantidade e no tamanho dos vazios na zona de mistura, que agora se restringem às regiões periféricas do pino, concentrando-se nas proximidades da base do gancho de ancoragem mecânica. Esta observação é consistente com os resultados de Geng[3],

em que se obteve uma interface de soldagem com menos vazios ao aumentar a velocidade de rotação e, consequentemente, a fluidez dos materiais soldados[3, 42, 44, 45, 46].

A formação completa dos ganchos de ancoramento mecânico, nesta condição, permitiu sua caracterização. O gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) apresentou altura de 0,396 mm, morfologia pontiaguda e inclinação. A ausência de trincas nucleadas em sua ponta sugere que a matriz de alumínio adjacente amoleceu o suficiente para acomodar a deformação plástica induzida pela ação cisalhante da ferramenta. No entanto, a presença residual de vazios em sua base e em seu topo ainda indica a presença do defeito do tipo túnel[42, 44-46].

Por outro lado, o gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS) apresentou uma altura de 0,708 mm e uma geometria segmentada, evidenciada pela presença de trincas que se propagam em direção à região central do gancho. Adicionalmente, observa-se um fragmento de aço destacado próximo a esta estrutura, indicando que o material foi submetido a cisalhamento severo durante a passagem da ferramenta, o que resultou na fragmentação do topo do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo[42, 44-46].

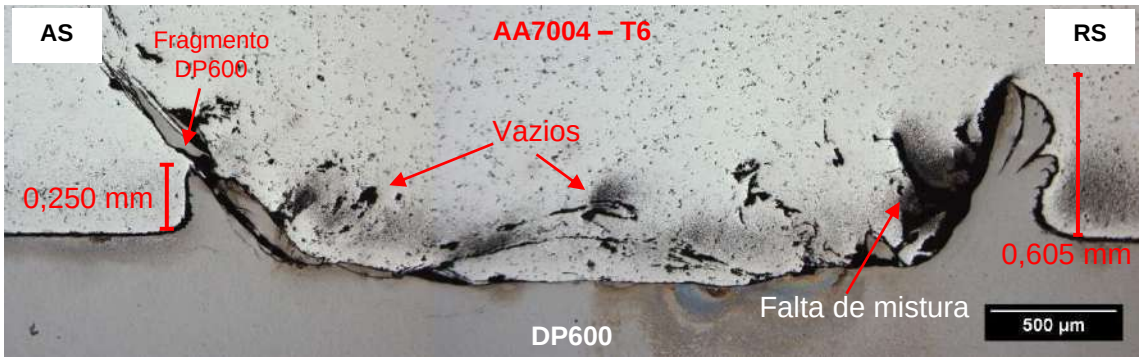
Por fim, pode-se notar uma assimetria dimensional significativa entre os ganchos de ancoramento mecânico, na qual a altura do gancho de ancoramento mecânico no lado de recuo (0,708 mm) é quase o dobro da do lado de avanço (0,396 mm). Esta discrepância é discutida nos trabalhos de Geyer[42] e de Wang[44], que atribuem esse comportamento à natureza assimétrica do fluxo de material durante o processo de soldagem[42, 44-46].

No lado de avanço (AS), a rotação da ferramenta e o movimento de translação têm a mesma direção e sentido, o que reduz o volume de fluxo de material cisalhado, de modo que o gancho de ancoramento mecânico formado é menor devido a esse efeito. Já no lado de retrocesso (RS), esses vetores de velocidade têm sentidos opostos, gerando um fluxo vertical ascendente mais pronunciado que arrasta o material da chapa inferior (DP600) para cima, resultando em estruturas de gancho de ancoramento mecânico mais altas, complexas e propensas à fragmentação[42, 44-46].

A análise da macrografia referente à Condição BB (Figura 38), obtida a 600 rpm e 250 mm/min, evidenciou uma interface de soldagem íntegra, mantendo a continuidade entre as chapas. No entanto, a redução do aporte térmico, decorrente

do aumento da velocidade de soldagem em relação à condição BA, resultou em maior quantidade de vazios[42, 44-46].

Figura 38 - Macrografia da interface de soldagem da condição BB (600 rpm, 250 mm/min)



Fonte: O autor.

Observa-se que os vazios permeiam toda a extensão da zona de mistura, estendendo-se transversalmente desde a ponta do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) até a extremidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS). O aumento na quantidade desses vazios indica que o fluxo plástico necessário para preencher completamente as cavidades não foi suficiente, o que é um efeito típico da redução do aporte térmico. Além disso, pode-se adicionar o efeito de ancoramento de fluxo plástico que os fragmentos de aço causam na liga de alumínio na região da zona de mistura[42, 44-46].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) apresentou altura efetiva de 0,250 mm. É importante ressaltar que o critério de medição adotado considerou apenas a estrutura contínua do gancho de ancoramento mecânico. Observou-se que fragmentos de aço DP600 foram projetados para alturas superiores, porém desconectados da base. Esta fragmentação evidencia a intensa ação cisalhante da ferramenta sobre uma estrutura que, devido ao menor aporte térmico, não apresentou ductilidade suficiente para se deformar sem se fraturar[42, 44-46].

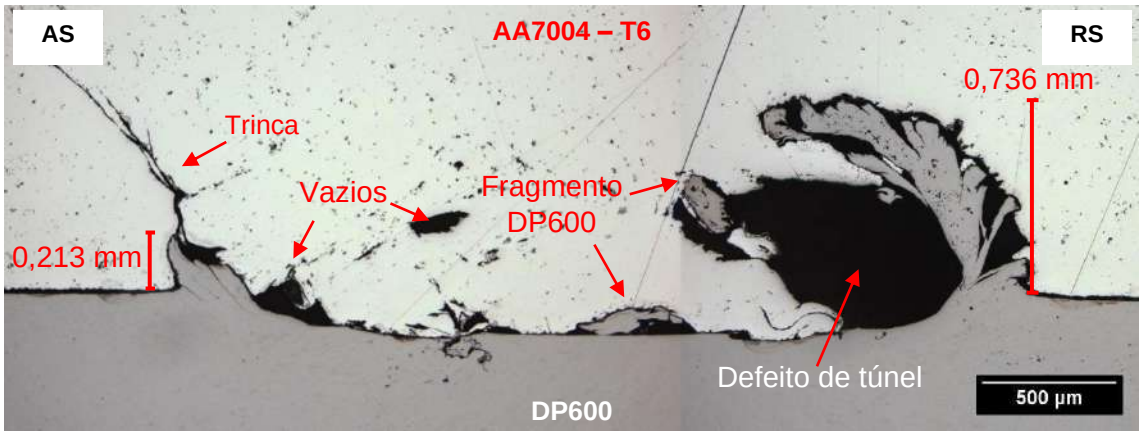
Ainda no lado de avanço, nota-se a presença de uma trinca ascendente, com inclinação de aproximadamente 45°, que parte da ponta do gancho de ancoragem mecânica. A nucleação da trinca sugere que a matriz de alumínio adjacente não amoleceu o suficiente para acomodar as tensões residuais e de deformação impostas pelo processo. [42, 44-46]

No lado de recuo (RS), o gancho de ancoramento mecânico atingiu uma altura de 0,605 mm, mais do que o dobro da observada no lado de avanço, reafirmando a

assimetria de fluxo vertical descrita anteriormente. Sua morfologia manteve um padrão próximo à condição BA, isto é, uma estrutura ascendente, porém severamente segmentada por trincas internas. Essa repetição no padrão de segmentação revela que a combinação de alto fluxo vertical e baixa plasticidade do aço nesta região cria condições propícias ao rasgamento e ao destacamento laminar do gancho de ancoramento mecânico[42, 44-46].

A macrografia da condição BC (Figura 39), processada a 600 RPM e 350 mm/min, ilustra a interface resultante do menor aporte térmico entre de amostras processadas a 600 RPM. Conforme observado na literatura, a redução da relação entre a velocidade de rotação e a soldagem (ω^2/v) reduz o calor gerado por atrito e deformação plástica, o que tende a prejudicar a fluidez dos materiais e a eficiência da mistura metalúrgica. Consequentemente, esta condição apresenta uma incidência crítica de defeitos volumétricos e de continuidade na interface. Isto também é observado na condição AC (400 RPM e 150 mm/min).

Figura 39 - Macrografia da interface de soldagem da condição BC (600 rpm, 350 mm/min)



Fonte: O autor.

Na zona de mistura (ZM), há um defeito de túnel adjacente ao gancho de ancoragem mecânica do lado de recuo (RS). A formação deste vazio evidencia que o calor gerado foi insuficiente para promover o amolecimento adequado e fluxo plástico da matriz de alumínio, impedindo o preenchimento eficaz da cavidade deixada pelo avanço da ferramenta. Além disso, pode-se relacionar a falta de mistura ao efeito de ancoramento exercido pelos fragmentos de aço sobre o fluxo plástico de alumínio[42, 44-46].

Adicionalmente, observa-se a presença de vazios ao longo de toda a extensão da interface, destacando-se vazios de morfologia triangular localizados próximos ao

gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS). Devido à sua geometria aguda, atuam como concentradores de tensão e podem servir como sítios de nucleação de trincas. [42, 44-46]

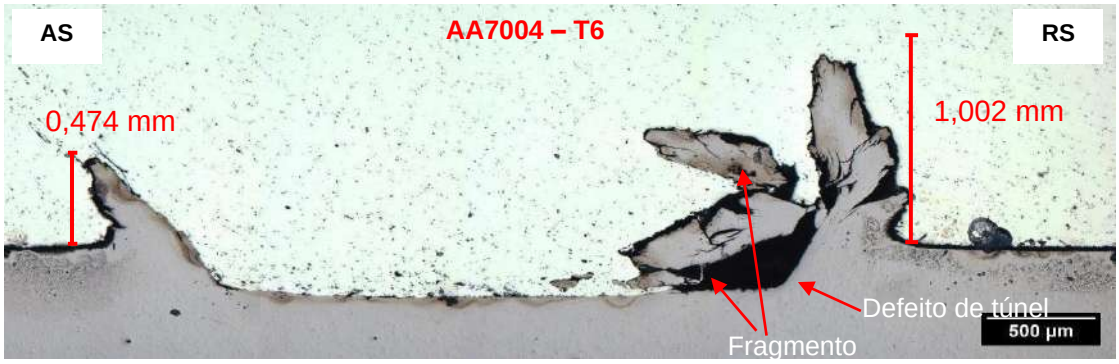
Ainda na ZM, há fragmentos de aço dispersos na matriz de alumínio, sugerindo que a intensa ação cisalhante da ferramenta, combinada com a baixa ductilidade do aço, provocou o arrancamento e a dispersão de partículas do aço DP600, conforme observado e descrito por Coelho[46].

Partindo agora para a análise da geometria dos ganchos de ancoramento mecânico, o do lado de avanço (AS) atingiu uma altura de 0,213 mm. Sua morfologia apresenta-se menos pontiaguda; contudo, observam-se segmentações decorrentes de trincas que se propagam em direção ao seu interior. Nota-se, ainda, uma trinca ascendente que parte do topo do gancho de ancoragem mecânica. A existência destes defeitos corrobora a hipótese de falta de plasticidade da liga de alumínio e de um fluxo plástico pouco otimizado [42, 44-46].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, apresentou uma altura de 0,736 mm e exibiu um formato altamente segmentado. Esta característica é atribuída à resposta à tensão cisalhante da liga DP600 sob condições de baixo aporte térmico. Esta supera a capacidade de deformação do aço, resultando no "rasgamento" em secções de material, como pode ser observado na Figura 39[42, 44-46].

As macrografias apresentadas nas Figuras 40 e 41 correspondem ao grupo de condições com velocidade de rotação de 800 rpm, variando-se a velocidade de soldagem entre 150, 250 mm/min (CA, CB). O aumento da rotação em relação aos grupos anteriores (400 e 600 rpm) resultou em maior aporte térmico, como observado na Tabela 12, o que favoreceu maior plastificação dos materiais[42, 44-46].

Figura 40 - Macrografia da interface de soldagem da condição CA (800 rpm, 150 mm/min)



Fonte: O autor.

A condição CA (Figura 40), processada a 800 rpm e 150 mm/min, apresenta uma melhora substancial na interface em comparação com as condições anteriores de baixa rotação (Condições AA e BA). Pode-se destacar uma interface de soldagem consolidada entre as chapas; contudo, na região adjacente ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS), observa-se um defeito de túnel. Pelo aspecto desse defeito, supõe-se que a falta de preenchimento se deve ao fragmento do gancho de ancoramento mecânico de DP600, que impediu a passagem do alumínio para preencher esta cavidade durante a passagem do pino da ferramenta[42, 44-46].

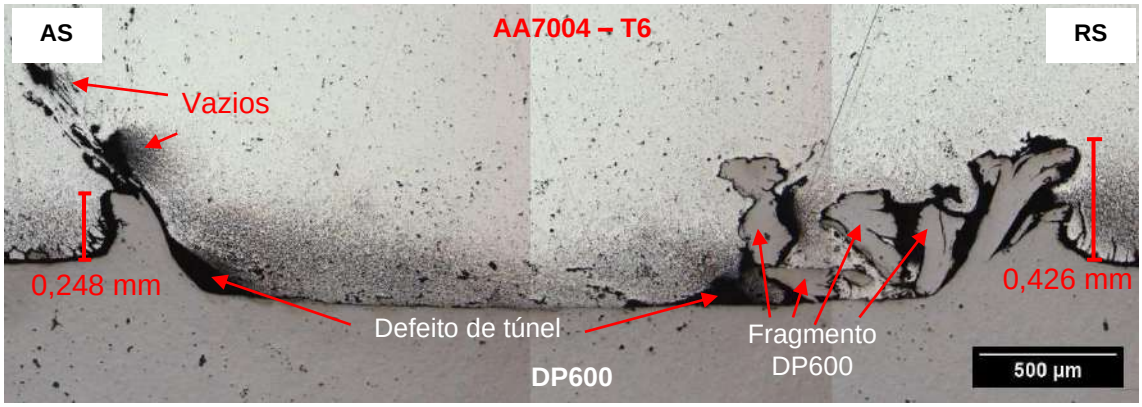
Ainda analisando a zona de mistura (ZM), observar-se que não há vazios nesta região nem trincas a partir do topo do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS), como observado em condições anteriores. Isto sugere que as condições de soldagem proporcionaram um amolecimento adequado do material, garantindo um fluxo plástico homogêneo, capaz de melhorar a adesão entre materiais dissimilares[42, 44-46].

Analisando agora a geometria dos ganchos de ancoramento mecânico, o do lado de avanço (AS) atingiu 0,474 mm de altura, o maior entre as 8 condições analisadas. Possui um formato menos pontiagudo e uma orientação de aproximadamente 45°, sugerindo que foram atingidas ótimas condições para o aumento do fluxo plástico em ambas as ligas, favorecendo a mistura mecânica e os processos difusivos entre o AA7004 e o DP600[42, 44-46].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS) atingiu 1,002 mm de altura, sendo o maior entre os dois, igual ao do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Pode-se observar que a sua geometria é segmentada em 3 grandes blocos que apresentam rasgos em seus interiores. O maior aporte térmico permitiu que um volume maior de DP600 participasse do fluxo plástico induzido pela rotação da ferramenta, possibilitando a extrusão de uma grande quantidade desse material devido ao movimento vertical do fluxo nas periferias do pino[42, 44-46].

A condição CB (Figura 41), processada a 800 rpm e 250 mm/min, revela uma interface de soldagem com defeitos. Ao comparar essa interface com a da condição BB (600 RPM, 250 mm/min), é notável que o aumento da velocidade de rotação melhora o fluxo plástico devido ao maior aporte térmico do processo, conforme indicado na Tabela 12[42, 44-46].

Figura 41 - Macrografia da interface de soldagem da condição CB (800 rpm, 250 mm/min)



Fonte: O autor.

Analisando ainda a interface de soldagem, pode-se notar que, no gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS), há uma banda de vazios que percorre uma trajetória ascendente de 45° desde a parte inferior do gancho de ancoramento mecânico até uma altura acima do seu topo. Isto sugere a falta de fluxo plástico suficiente da chapa de alumínio. Na interface da área de contato do pino, observa-se uma soldagem mais íntegra, o que evidencia que as condições de fluxo plástico nesta região foram ideais[42, 44-46].

Partindo agora para a análise geométrica dos ganchos de ancoramento mecânico, observa-se que o do lado de avanço (AS) atingiu a altura de 0,248 mm e apresenta morfologia menos pontiaguda, o que, no trabalho de Wang[44], é considerado vantajoso por não atuar como região de concentração de tensões[42, 44-46].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS) atingiu 0,426 mm e apresentou morfologia totalmente segmentada, em que parte dos seus fragmentos se mistura com fragmentos de DP600 próximos à região central da zona de mistura, sugerindo que, nesta região de formação do gancho de ancoramento mecânico, a intensa ação cisalhante e o maior aporte térmico podem ter gerado o destacamento do aço DP600 durante a passagem da ferramenta. Contudo, mesmo com a presença de fragmentos e a natureza segmentada do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS), observa-se uma boa mistura dos materiais[42, 44-46].

A análise comparativa das oito condições experimentais (grupos A, B e C) revela que o desenvolvimento da interface de união entre a liga de alumínio AA7004 e o aço DP600 é influenciado pelo aporte térmico, que é função direta da relação entre as velocidades de rotação e de soldagem, como observado por diversos autores[42, 44-46].

Nas condições de baixa rotação (Grupo A - 400 RPM), observaram-se defeitos volumétricos, como túneis e vazios, em todas as velocidades de soldagem utilizadas. Conforme elucidado por Geng[3], baixas rotações resultam em temperaturas de pico insuficientes, o que limita a fluidez da matriz de alumínio, de modo que ela não consegue preencher as cavidades após a passagem da ferramenta[3, 42, 44-46].

À medida que a velocidade de rotação aumenta de 600 a 800 RPM (Grupos B e C), o maior aporte térmico favorece o amolecimento da matriz de alumínio e a mistura mecânica, eliminando a maioria dos vazios, exceto na condição BC, em que a elevada velocidade de soldagem (350 mm/min) não permitiu que o material atingisse as condições ideais de fluxo plástico[44-46].

A geometria dos ganchos de ancoramento mecânico evoluiu de forma distinta à medida que aumentou o aporte de energia. Observou-se que rotações mais altas resultaram em gancho de ancoramento mecânico de maior amplitude vertical, confirmando a relação direta entre o aporte térmico e o fluxo plástico otimizado do material da chapa inferior, como observado por Geyer[42].

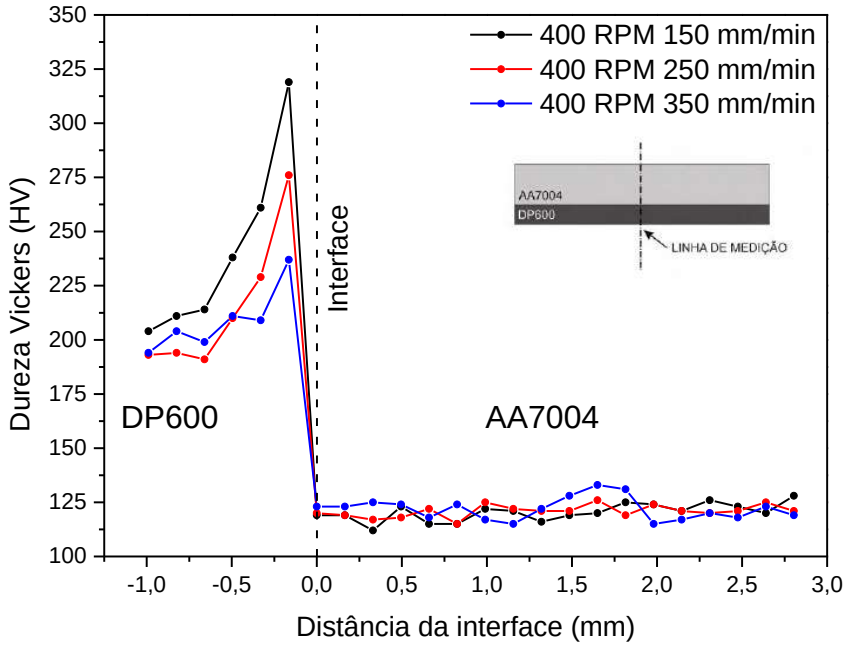
Contudo, algumas condições apresentaram geometrias de gancho de ancoramento mecânico que favorecem a concentração de tensão e podem influenciar o tipo de mecanismo de fratura descrito no trabalho de Geyer[42]. Com destaque para a geometria pontiaguda dos ganchos de ancoramento mecânico do lado de avanço (AS) na maioria das condições, exceto nas condições BC e CB. E a presença de entalhes no gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (RS), em virtude da intensa ação cisalhante e da resposta mecânica da liga DP600 às condições de processamento[42, 44-46].

5.2.2 Perfis de microdureza da interface de soldagem

5.2.2.1 Perfil de microdureza vertical

Os perfis de microdureza vertical para as amostras processadas com velocidade de rotação de 400 RPM e velocidades de soldagem de 150, 250 e 350 mm/min, correspondentes às condições AA, AB e AC estão ilustradas na Figura 42.

Figura 42 – Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 400 RPM.



Fonte: O autor

Na região da liga AA7004, isto é, para os valores positivos no eixo das abcissas, nota-se proximidade e estabilidade nos valores de dureza, mantendo-se na faixa de 115 a 128 HV nas três condições processadas. Ao comparar esses valores com os obtidos com o material-base na mesma orientação, isto é, na direção de laminação (Tabela 9), não se observa uma mudança significativa nos valores de dureza.

Este resultado é contrário ao observado por Verma4, uma vez que, ao submeter-se uma liga da classe 7XXX, tratável termicamente por envelhecimento, ao processo de soldagem FSW, espera-se uma redução nos valores de dureza na Zona de Mistura (ZM) devido ao crescimento de precipitados à custa da dissolução de outros precipitados[4].

Isto pode indicar que o ciclo térmico imposto não foi suficiente para promover o superenvelhecimento desta região, isto é, o amolecimento do material devido ao crescimento dos precipitados, fenômeno que reduz a intensidade do mecanismo de Orowan como barreira ao movimento das discordâncias. Além disso, o aumento da dureza pode indicar a nucleação de novos precipitados, o que dificulta o deslizamento das discordâncias[4, 42, 46].

Contudo, estes dados foram retirados da região central da zona de mistura (ZM), logo, não se pode concluir esta discussão sem antes analisar os perfis horizontais na próxima seção. Nas regiões de interface e de zona de mistura da liga DP600, observa-se um aumento abrupto de dureza, atingindo picos de 319 HV na condição de 150 mm/min, 276 HV na de 250 mm/min e 237 HV na de 350 mm/min. Estes valores elevados de dureza podem estar relacionados a diferentes fenômenos. Simar[37] mencionam, em seu trabalho, a recristalização dinâmica da fase ferrita na zona de mistura, a formação de compostos intermetálicos (CIM), a nucleação da bainita como resposta ao ciclo térmico imposto ao longo de toda a interface e o encruamento da ferrita, como possíveis mecanismos de endurecimento[21, 37, 49, 56, 57].

O aumento significativo da dureza na região de interface pode estar associado à formação de compostos intermetálicos (CIMs) do sistema Al-Fe, como observado na literatura. O processo de soldagem FSW cria condições propicias para reações de difusão, ou seja, nucleação e crescimento de CIMs. Para o grupo de 400 RPM, o baixo aporte térmico limita o crescimento da camada de CIMs, mas ainda assim pode influenciar o valor da dureza média[21, 43, 46, 47, 48, 56].

Considerando a natureza da operação de soldagem FSW, durante a passagem da ferramenta sobre a chapa de DP600, o material é submetido tanto a um ciclo térmico quanto à tensão cisalhante na zona de mistura (ZM). Deste modo, ocorre o refino microestrutural da fase ferrita por meio da recristalização dinâmica, devida às altas taxas de deformação, mesmo no grupo A de menor aporte térmico[21, 49, 56, 57].

Segundo a relação de Hall-Petch, a redução do tamanho de grão ferrítico endurece o material ao dificultar o movimento das discordâncias; isto é, o livre caminho médio das discordâncias diminui à medida que o diâmetro médio dos grãos diminui. Contudo, o fenômeno de recristalização pode não ocorrer devido ao baixo aporte térmico do grupo soldado a 400 RPM (Tabela 12), de modo que o aumento de dureza está relacionado ao encruamento da fase ferrítica[7, 8, 21 49, 56].

Além das hipóteses levantadas anteriormente, Küçükömeroğlu[57] observou a formação de bainita na zona de mistura, acompanhada de mudanças na forma da fase martensita, isto é, a quebra das ilhas discretas devido à ação cisalhante da ferramenta. Assim sendo, nota-se que o processo de soldagem FSW causa profundas mudanças microestruturais e, consequentemente, nas propriedades de ambas as chapas. Além disso, dependendo da região de análise, pode haver competição entre os diferentes fenômenos citados[21, 46, 47, 56, 57].

Resumindo, na região de interface e nas zonas adjacentes à direção do aço, onde ocorre a mistura entre as chapas, além da possível formação de CIMs e das estruturas lamelares citadas por Coelho46, temos a formação de bainita, o refino de grão ferrítico por recristalização dinâmica e a alteração na forma das ilhas discretas de martensita, como protagonistas no aumento de dureza na chapa de DP600[21, 46, 47, 56, 57].

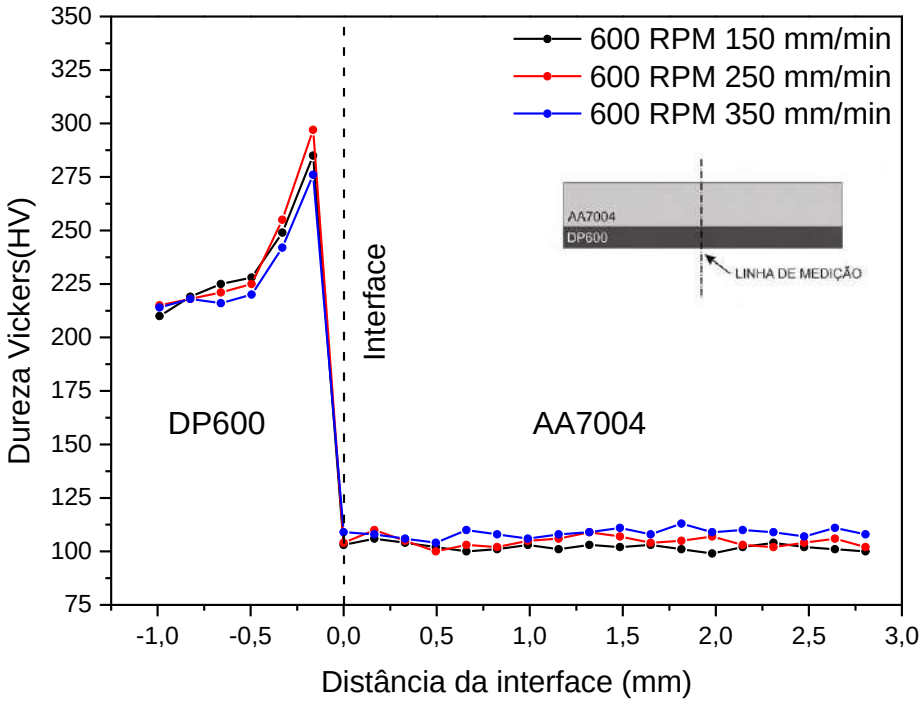
Contudo, à medida que se adentra na chapa, esses efeitos atuam de forma menos significativa devido às menores taxas de deformação e aos picos de temperatura, o que explica a queda de dureza até a região do material base. Entretanto, ainda é necessária a obtenção dos resultados do MEV e de suas técnicas complementares para a compreensão completa da microestrutura da solda sobreposta[21, 46, 47, 56, 57].

Os perfis de microdureza vertical para as amostras processadas com velocidade de rotação de 600 RPM e velocidades de soldagem de 150, 250 e 350 mm/min, correspondentes às condições BA, BB e BC estão ilustrados na Figura 43. Na região da liga AA7004, isto é, para os valores positivos no eixo das abcissas, nota-se um comportamento interessante: as condições soldadas com velocidades de soldagem de 150 e 250 mm/min apresentaram valores de dureza inferiores aos do material base, enquanto a condição soldada a 350 mm/min apresentou valores de dureza próximos aos do material base.

Pode-se observar, então, que o aumento do ciclo térmico, causado pela maior velocidade de rotação (600 RPM), não provocou uma redução significativa nos valores de dureza da liga AA7004 na linha onde foi realizada as medições. Isto denota a manutenção do fenômeno observado na condição anterior, em que o sobrenvelhecimento não foi capaz de alterar as frentes de precipitação a ponto de diminuir a atuação dos mecanismos de cisalhamento de discordâncias e de Orowan[4, 42, 46].

Nas regiões de interface e de zona de mistura da liga DP600, observa-se um aumento abrupto de dureza, atingindo picos de 285 HV na condição BA, 297 HV na condição BB e 276 HV na condição BC. O maior valor de dureza para o grupo de 600 RPM corresponde a velocidade de soldagem de 250 mm/min, valor intermediário.

Figura 43 - Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 600 RPM.



Fonte: O autor.

O fato de a velocidade intermediária ter gerado o maior valor de dureza pode estar relacionado ao uso de parâmetros que resultaram em uma microestrutura ligeiramente mais refinada e, além disso, à influência mais significativa da camada de compostos intermetálicos, na qual a sua natureza, espessura e continuidade propiciaram uma solda de maior qualidade[21, 46, 47, 56, 57].

Conforme se adentra na chapa de DP600, os valores de dureza começam a diminuir, como observado no grupo anterior. Contudo, a inclinação é menos pronunciada que a da condição soldada a 400 RPM evidenciando que o maior aporte térmico pode ter influenciado em uma zona de mistura maior e mais profunda na chapa de DP600[21, 46, 47, 56, 57].

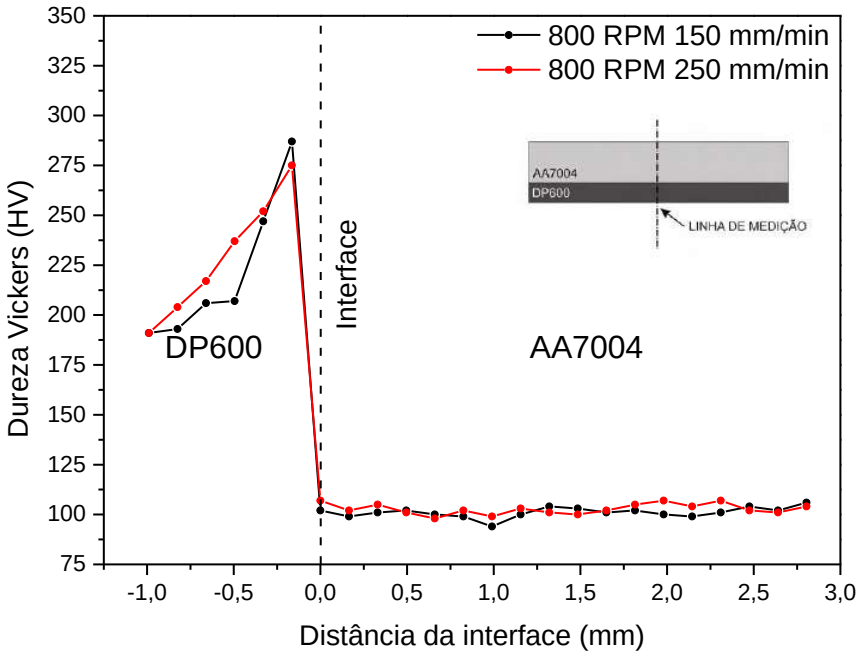
Os perfis de microdureza vertical para as amostras processadas com velocidade de rotação de 800 RPM e velocidades de soldagem de 150 e 250 mm/min, nas condições CA e CB, estão ilustrados na Figura 44. Na região da liga AA7004-T6, isto é, para os valores positivos no eixo das abcissas, nota-se que os valores de dureza para ambas as velocidades de soldagem não se distanciaram muito de modo

que este parâmetro não causa grandes mudanças nas propriedades de dureza da liga AA7004 durante as operações de soldagem dissimilar FSW[4, 42, 46].

Os valores de dureza para ambas as condições apresentaram média de 101 HV, o que representa uma redução pouco significativa em relação à dureza média obtida no lado de laminação da liga AA7004-T6 (110 HV). Contudo, estes valores chegam a ser menores quando comparados ao grupo soldado a 600 RPM e a 400 RPM, evidenciando que o aumento do aporte térmico propiciou um maior crescimento de precipitados na zona de Mistura (ZM) mas, que ainda, resulta em uma microestrutura com dureza semelhante a condição como recebida[5, 10, 44, 54].

Nas regiões de interface e de zona de mistura da liga DP600, observa-se um aumento abrupto de dureza, atingindo picos de 287 HV na condição CA e de 275 HV na condição CB. Estes valores estão bem próximos com o que foi obtido para o grupo soldado a 600 RPM. Por fim, como também observado nos dois últimos grupos analisados, conforme a indentação adentra na chapa de DP600 a dureza cai até atingir o valor do material base[21, 46, 47, 56, 57].

Figura 44 - Perfil de Microdureza Vertical para o grupo soldado a 800 RPM.



Fonte: O autor.

5.2.2.2 Perfil de microdureza horizontal

Os perfis de microdureza horizontal tanto da liga AA7004 quanto da liga DP600, para os grupos soldados com velocidade fixa de rotação de 400 RPM e velocidades de soldagem de 150, 250 e 350 mm/min, respectivamente, nas condições AA, AB e AC, estão ilustrados na Figura 45.

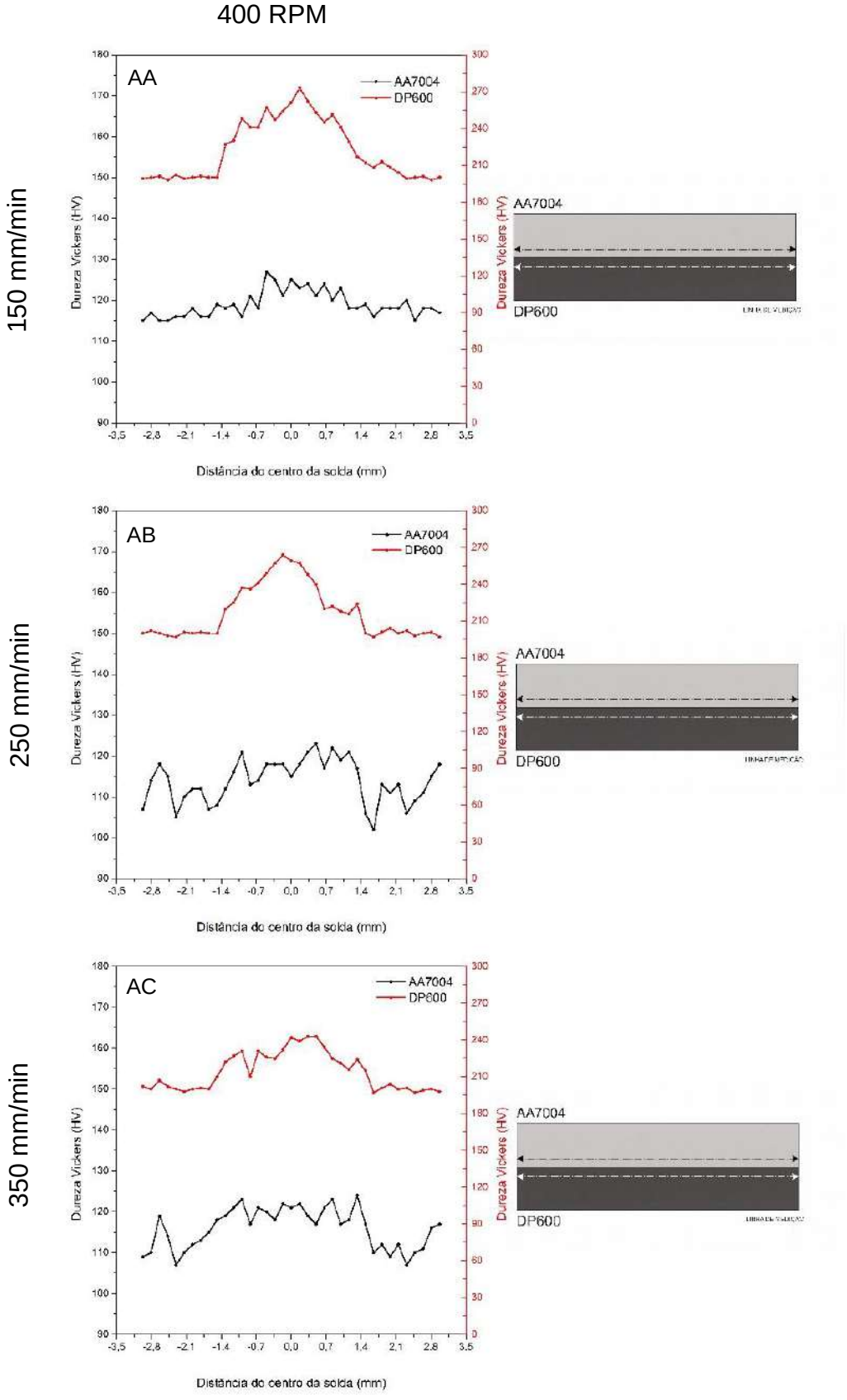
Analisando a liga AA7004, observa-se o mesmo comportamento no perfil de dureza vertical do grupo A (400 RPM): na região central, há um leve aumento dos valores de dureza. Os valores de pico de dureza são de 127 HV para a condição AA (150 mm/min), 123 HV para a condição AB (250 mm/min) e 124 HV para a condição AC (350 mm/min).

Além disso, pode-se evidenciar, nas condições AB e AC, a presença de um gráfico do tipo “w”, no qual a queda na dureza representa a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), região na qual os efeitos da temperatura são mais significativos e acarretam superenvelhecimento local[4, 42, 43, 44, 46].

Deste modo, para a velocidade de rotação de 400 RPM, os efeitos do aporte térmico e da deformação plástica na zona de mistura próxima à interface melhoraram a dureza localmente, fenômeno que pode ser relacionado à nucleação de novos precipitados, resultado contrário ao observado por Verma4, em que o ciclo térmico e a deformação plástica causaram queda na dureza tanto na ZM quanto na ZTMA[4].

Analisando a liga DP600, nota-se que, nas três velocidades de soldagem, houve aumento de dureza na zona de mistura, resultado que concorda com o observado no perfil vertical. Os valores de pico foram de 273 HV para a condição AA, de 264 HV para a condição AB e de 243 para a condição AC[21, 46, 47, 56, 57].

Figura 45 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 400 RPM.



Fonte: O autor

Os perfis de microdureza horizontal do grupo B, em que a velocidade de rotação foi fixada em 600 RPM e as velocidades de soldagem utilizadas foram 150, 250 e 350 mm/min, respectivamente, nas condições BA, BB e BC estão ilustrados na Figura 46.

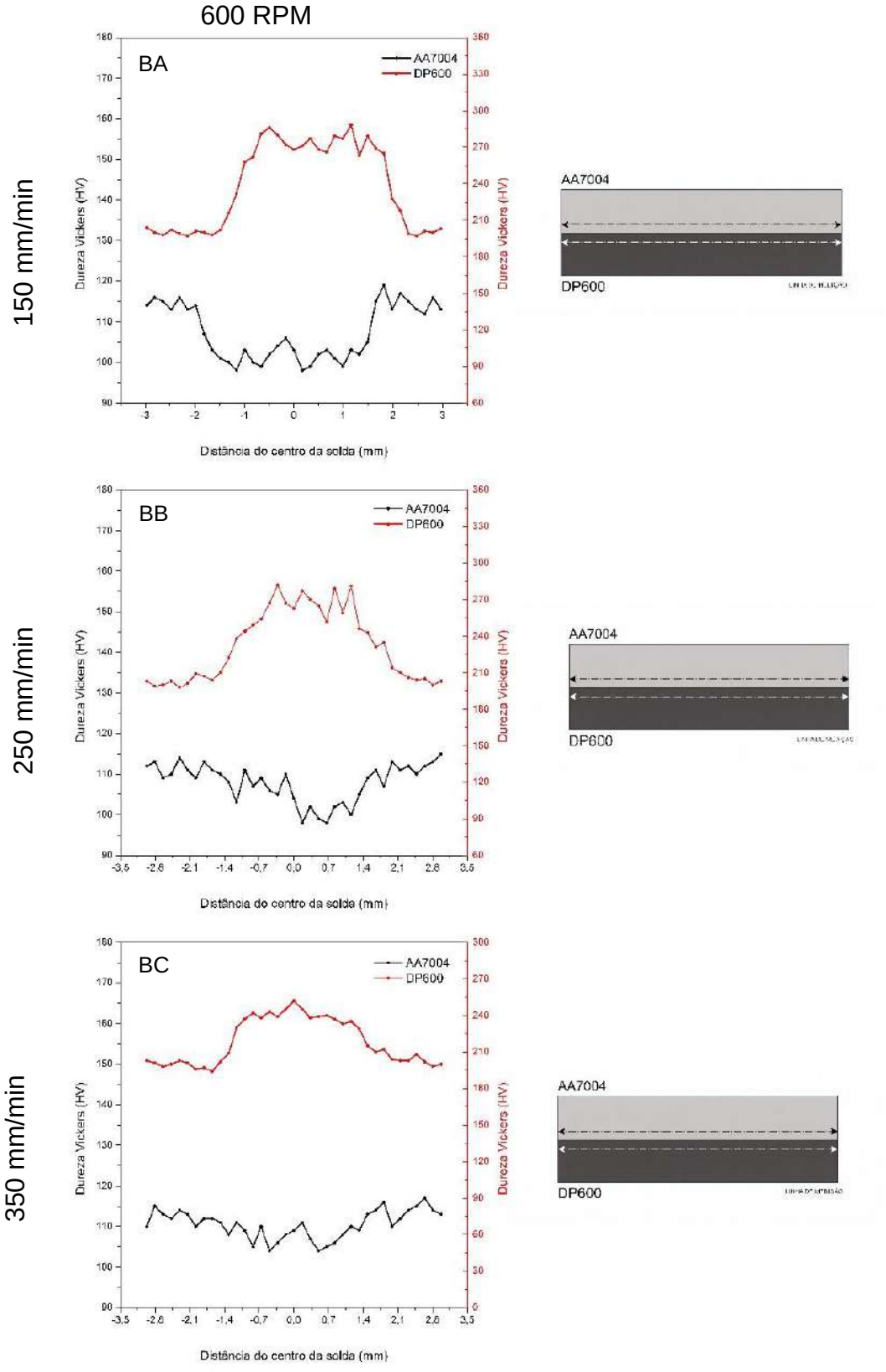
Analisando a liga AA7004 pode-se observar que o processo de soldagem causou a redução da dureza na região da Zona de Mistura (ZM) e na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) assim como foi observado por Verma[4], onde, em seu trabalho, afirma que a passagem da ferramenta na zona de mistura quebra os precipitados pela sua ação cisalhante facilitando a sua dissolução além da aumento da temperatura devido a fricção, que, por sua vez, aumenta as taxas de difusão de elementos, e na ZTMA o efeitos do ciclo térmico acarreta no superenvelhecimento onde os precipitados crescem e diminuem a extensão de atuação do mecanismo de Orowan[4, 7, 8, 42, 46].

Os valores mais baixos de dureza foram de 98 HV para a condição BA (150 mm/min), de 98 HV para a condição BB (250 mm/min) e de 104 HV para a condição BC (350 mm/min). Esses valores evidenciam o efeito de amolecimento decorrente da ação de fricção e mistura da ferramenta de soldagem FSW[4].

Analisando a liga DP600, nota-se o mesmo efeito observado anteriormente no grupo soldado a 400 RPM (grupo A): um aumento de dureza na zona de mistura, com valores de pico de 281 HV na condição AA, 282 HV na condição AB e 247 HV na condição AC.

Além do que foi discutido anteriormente sobre mudanças microestruturais que alteram os valores de dureza na zona de mistura do aço DP600, pode-se observar o fenômeno do revenimento da martensita atuando na zona afetada pelo calor da chapa de DP600, onde o calor fornecido pelo atrito da ferramenta ativou o revenimento da martensita de modo que ocorre um amolecimento do material, assim como foi observado por Küçükömeroğlu[56], em seu trabalho[21, 46, 47, 56, 57].

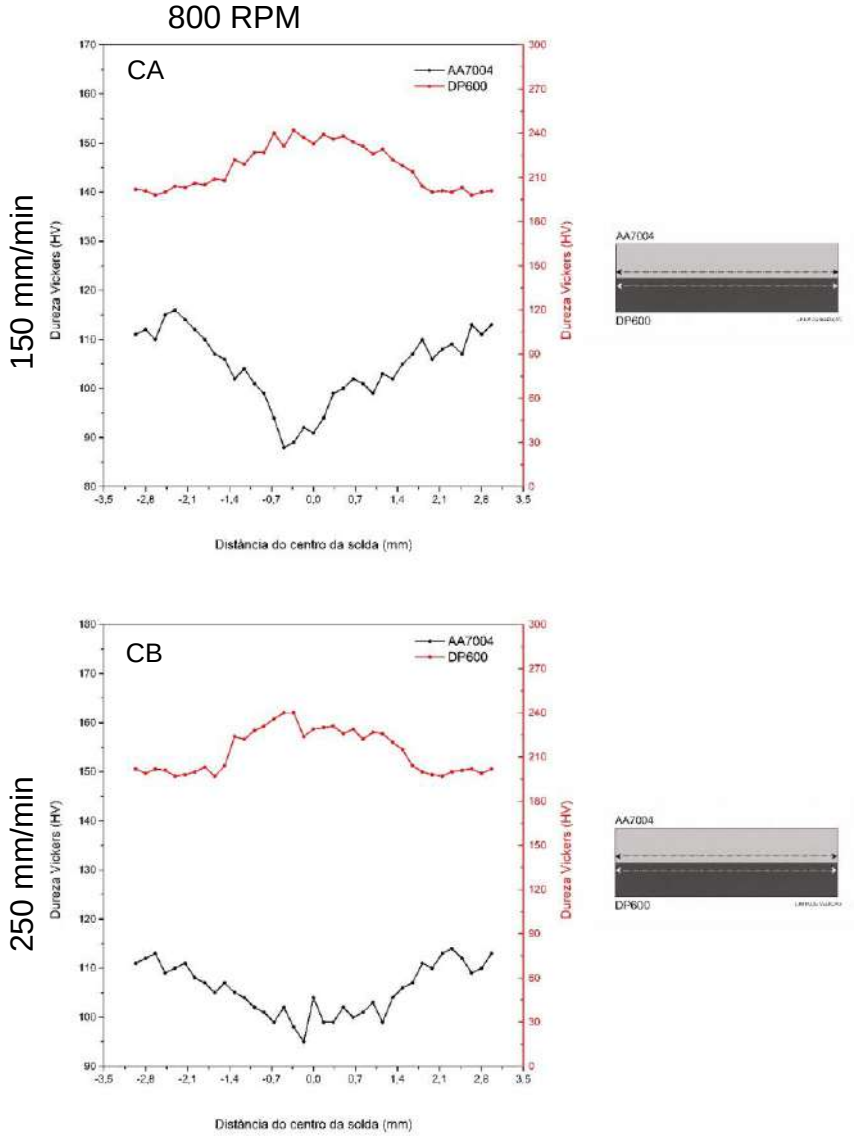
Figura 46 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 600 RPM.



Fonte: O autor.

O perfil de microdureza horizontal do grupo C, em que a velocidade de rotação foi fixada em 800 RPM e as velocidades de soldagem utilizadas foram 150 e 250 mm/min, nas condições CA e CB, respectivamente, é apresentado na Figura 47. Analisando a liga AA7004 podemos observar que o processo de soldagem causou a redução da dureza na região da Zona de Mistura (ZM) e na Zona Termo Mecanicamente Afetada (ZTMA) assim como ocorreu no grupo B, resultado esperado uma vez que o ciclo térmico imposto durante o processo e as tensões mecânicas envolvidas atuam dissolvendo parte dos precipitados e fazendo com que outros cresçam devido ao aumento na quantidade de átomos de soluto.

Figura 47 - Perfil de Microdureza Horizontal para o grupo soldado a 800 RPM.



Fonte: O autor.

Os valores de dureza mais baixos foram de 88 HV na condição CA (150 mm/min) e de 95 HV na condição CB (250 mm/min). Esse resultado acompanha a mesma tendência do grupo anterior e, devido ao maior aporte térmico no grupo de 800 RPM (grupo C), era esperado que os valores de dureza na ZM e na ZTMA fossem menores4, 7, 8, 42, 46.

5.2.3 Ensaio de cisalhamento

5.2.3.1 Resultados das amostras soldadas a 400 RPM

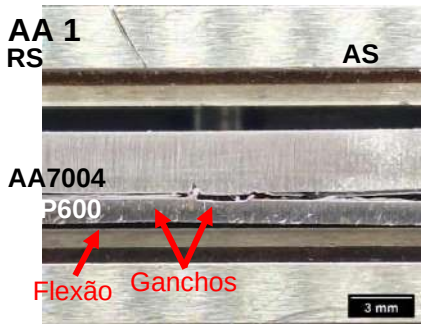
A forma final da amostra e a de sua interface de união após o ensaio de cisalhamento são apresentadas nas Figuras 48 e 49. Observa-se que não houve alterações geométricas significativas nas chapas de alumínio e de aço, o que indica baixa ocorrência de deformação plástica macroscópica até a falha da amostra. O modo de ruptura, caracterizado pelo deslocamento entre as partes, evidencia que a fratura provavelmente ocorreu na interface. Sob análise detalhada, na Figura 49, nota-se que o desplacamento entre as chapas ocorreu sem a presença de deformação plástica localizada ou de indícios de propagação de trincas na seção transversal da chapa alumínio. Contudo, pode-se notar que a chapa de DP600 apresentou um empenamento residual, decorrente do desalinhamento das linhas de força, o que gerou um momento fletor e resultou em uma discreta deformação por flexão, fenômeno esperado pela natureza do ensaio de cisalhamento.

Figura 48 - Visão geral do corpo de prova da condição AA (400 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

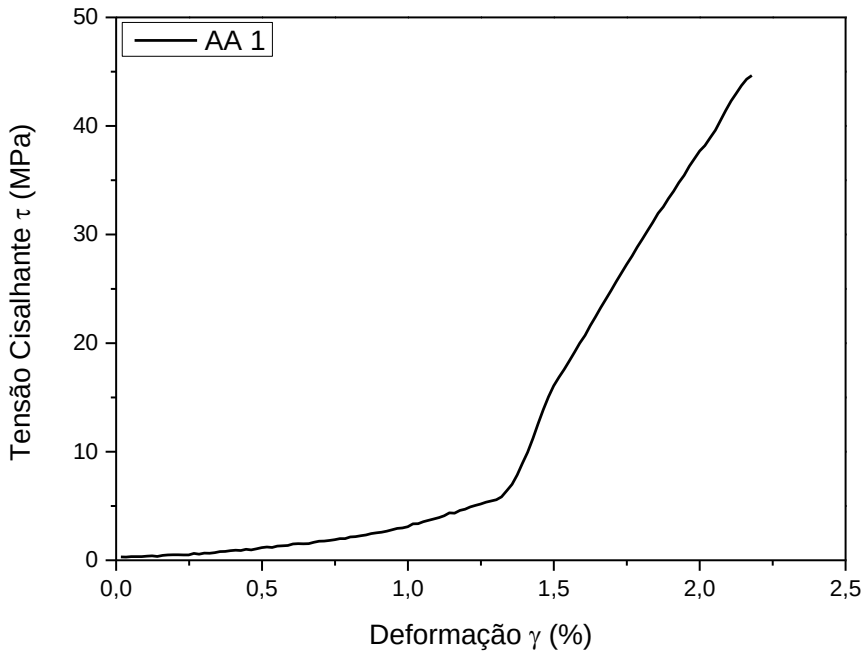
Figura 49 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição AA (400 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

Ao analisar o gráfico de tensão-deformação para a condição AA (Figura 50), é possível observar dois comportamentos distintos. O primeiro estágio compreende uma deformação linear inicial de até 0,012 sob baixas cargas, que pode ser relacionado a uma acomodação interfacial.

Figura 50 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

Com o progresso do ensaio, há uma transição para um regime em que a tensão e a deformação também estabelecem uma relação linear, com coeficiente angular superior ao inicial, indicando um aumento na rigidez da amostra. A junta

suportou o aumento da carga até o rompimento ocorrer em 44,64 MPa, como apresentado nas Tabelas 13 e 14, que reúnem todos os dados do ensaio de cisalhamento de todas as amostras ensaiadas. Tal comportamento linear foi observado por Geyer[42] e Wang[44] ao estudarem a influência dos ganchos de ancoramento mecânico sobre o comportamento mecânico[42, 44].

Tabela 13 – Resultado dos ensaios de cisalhamento das amostras soldadas.

Amostras	Resistência à Fratura (MPa)	Deformação de cisalhamento (%)
	400 RPM 150 mm/min	
AA1	44,64	2,17
	600 RPM 150 mm/min	
BA1	135,80	5,60
BA2	103,10	5,47
	600 RPM 250 mm/min	
BB1	23,33	0,78
BB2	22,59	0,52
	600 RPM 350 mm/min	
BC1	39,22	1,03
	800 RPM 150 mm/min	
CA1	130,03	7,48
CA2	144,1	8,14
CA3	113,67	6,67
	800 RPM 250 mm/min	
CB1	93,13	5,31
CB2	96,06	5,50

Fonte: O autor.

Devido à ausência de deformação plástica macroscópica visível e à tensão de fratura observada, pode-se deduzir que a falha ocorreu por desplacamento na interface de soldagem entre o alumínio AA7004-T6 e o aço DP600. Nesse cenário, a

resistência mecânica nesta condição está majoritariamente vinculada à ancoragem promovida pelos ganchos de ancoragem, e não à interface; isto é, os defeitos de soldagem e a falta de mistura entre os materiais observados na sua macrografia contribuem para a formação insuficiente da camada de CIMs. Paradoxalmente, ainda que os CIMs causem a fragilização da junta, sua detecção na interface é necessária pois comprova que ocorreu a mistura entre os materiais possibilitando com que processos difusivos nucleiem a fase de CIM[3, 40, 43, 46, 48].

Tabela 14 – Resistência a fratura e integridade da junta das condições soldadas.

Condição	Resistência à fratura (MPa)	Alongamento (%)	Integridade da junta (%)
		400 RPM 150 mm/min	
AA	44,64	2,17	8,42
		600 RPM 150 mm/min	
BA	119,45	5,53	21,02
		600 RPM 250 mm/min	
BB	22,96	0,65	4,33
		600 RPM 350 mm/min	
BC	39,22	1,03	7,40
		800 RPM 150 mm/min	
CA	129,27	7,43	24,39
		800 RPM 250 mm/min	
CB	94,59	5,41	17,85

Fonte: O autor.

A partir desta necessidade de formação dos CIMs para que se tenha uma junta dissimilar soldada, é possível entender o motivo pelo qual as condições AB e AC (400 RPM 250 mm/min e 400 RPM 350 mm/min) não produziram amostras para o ensaio de cisalhamento: houve falta de mistura entre as chapas e formação precária das estruturas de ancoramento mecânico, o que se deve ao aporte térmico reduzido para o grupo de 400 RPM.

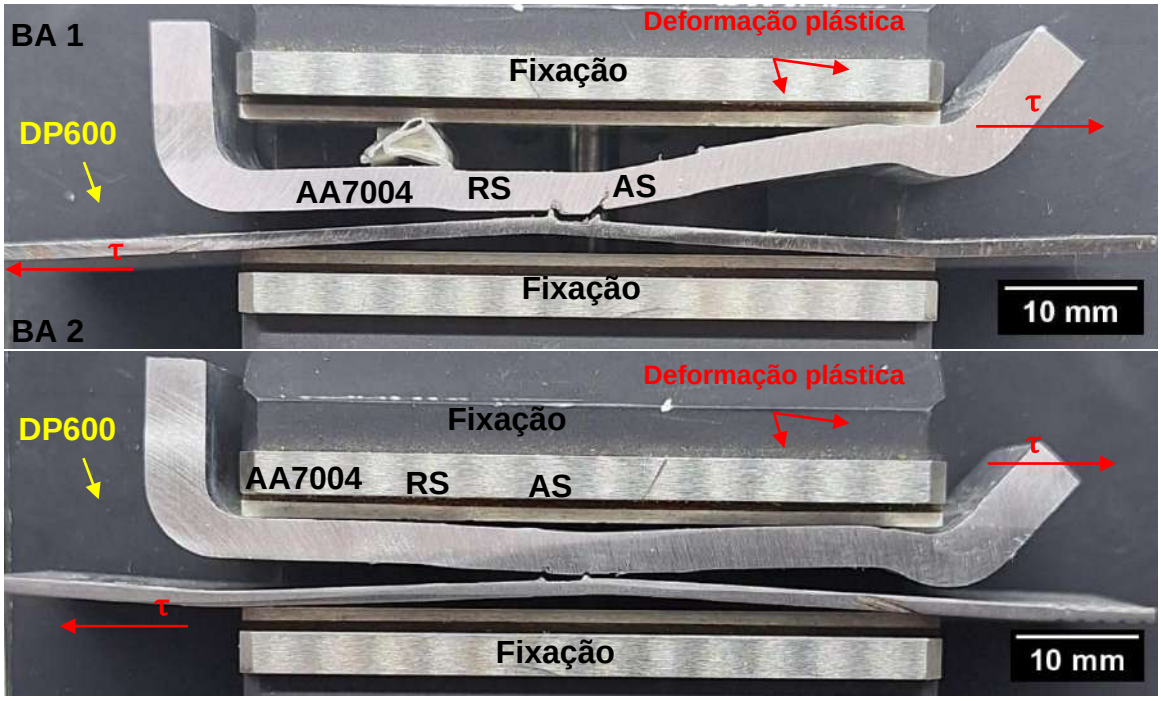
A evidencia física da atuação do mecanismo de ancoragem pode ser observada na Figura 49, que revela um abaulamento discreto na chapa de aço DP600. Este fenômeno indica que, à medida que a carga axial era aplicada, os ganchos de ancoramento mecânico mantiveram a união das chapas, induzindo deformação plástica por flexão localizada na chapa de aço antes da ocorrência da fratura.

5.2.3.2 Resultados das amostras soldadas a 600 RPM.

A forma final das amostras, soldadas a 600 RPM e 150 mm/min, e a interface de união após o ensaio de cisalhamento são apresentadas nas Figuras 51 e 52. Observam-se alterações geométricas significativas em ambas as amostras: as extremidades livres de ambas as chapas de alumínio no lado de avanço (AS) dobraram, de modo a alinhar-se ao sentido de solicitação.

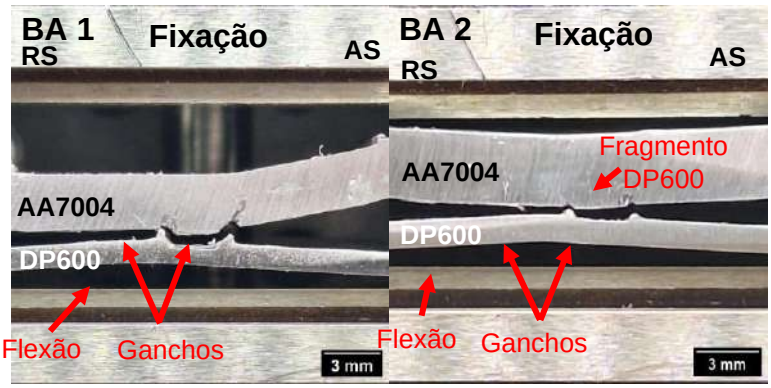
Além disso, a amostra BA 2 foi a que apresentou maior deformação plástica visível e o maior valor de resistência a fratura para esta condição de 135,80 MPa, a resistência a fratura média para esta condição foi de 111,38 MPa, valor que representa o triplo do obtido na condição analisada anteriormente, o que mostra como o aumento do aporte térmico trouxe uma melhora significativa na resistência[3, 40, 43, 46, 48].

Figura 51 - Visão geral do corpo de prova da condição BA (600 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

Figura 52 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BA (600 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

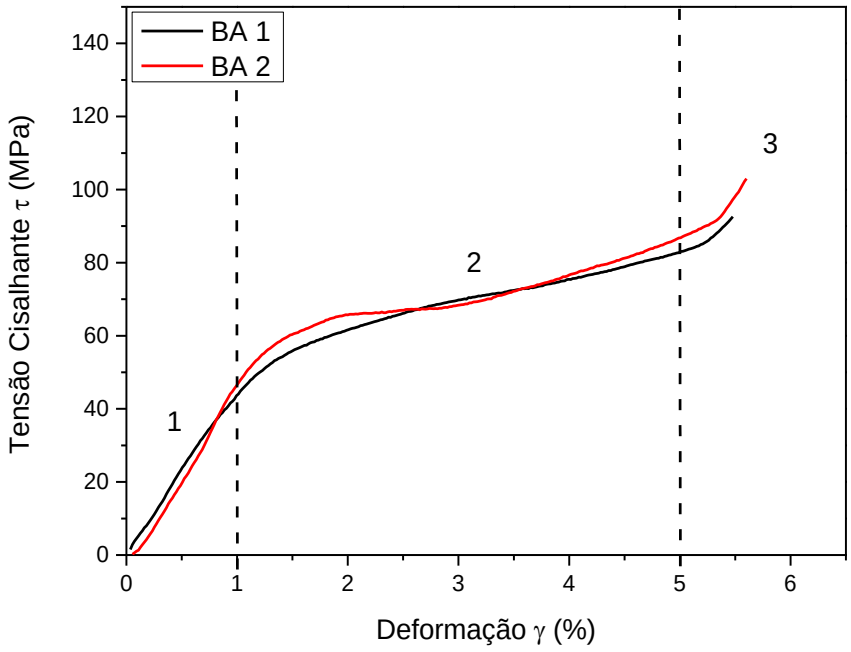
Assim como observado na condição anterior, observa-se uma deformação plástica mais significativa das chapas de DP600; novamente, a amostra BA 2 apresentou a chapa de aço mais deformada.

Sob análise detalhada (Figura 52), o desplacamento entre as chapas ocorreu na presença de deformação plástica de ambas durante o ensaio. Isto é, conforme a interface de soldagem suportava a carga crescente e devido às questões geométricas envolvidas no ensaio de cisalhamento, as chapas de alumínio e de aço são submetidas a tensões que tendem a fletir-as de modo a alinhar-se com a direção da carga.

Deste modo, pode-se dizer que a resistência que as amostras apresentaram está relacionado a dois motivos principais. O primeiro seria o mecanismo de intertravamento mecânico mais efetivo dos ganchos de ancoramento, em função das melhores condições de fluxo plástico, que, por sua vez, resultam do maior aporte térmico (aumento da velocidade de rotação) e, consequentemente, o segundo motivo, há uma melhora na mistura e na formação de CIMs por toda a extensão da interface[3, 40, 42-48].

Ao analisar o gráfico de tensão por deformação para a condição BA (Figura 53), é possível notar um comportamento mecânico diferente do observado no grupo anterior, soldado a 400 RPM. De fato, observa-se o mesmo comportamento linear inicial; contudo, as amostras apresentaram deformação plástica durante o ensaio e valores de resistência à fratura maiores, como observado na Tabela 13.

Figura 53 - Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

Para facilitar a interpretação do gráfico, este foi dividido em três regiões com comportamentos distintos e que foram observados:

1. Região de deformação elástica inicial: Caracterizada por uma relação linear entre a tensão e a deformação. A resistência é fornecida principalmente pela interface de soldagem, por meio do mecanismo de difusão no estado sólido, que gera uma camada de compostos intermetálicos, e pelos ganchos de ancoragem mecânica que mantêm as chapas intertravadas. Durante este regime, a carga é suportada sem deformação macroscópica das chapas.
2. Deformação plástica da chapa de alumínio: Para deformações superiores de 1%, observa-se uma redução na inclinação da curva de tensão cisalhante. Durante esta etapa, a interface de soldagem suportou a carga cisalhante crescente, de modo que a extremidade livre da chapa de alumínio em contato com o dispositivo adaptador começou a dobrar e a alinhar-se à direção de aplicação da carga (Figura 52). Tal constatação demonstra a efetividade dos mecanismos

de difusão no estado sólido (formação de CIMs) e de ancoramento mecânico de uma junta soldada por FSW.

3. Aumento de resistência e fratura: Com a progressão da carga e o alinhamento da extremidade livre da chapa de alumínio na direção de aplicação de força, observa-se um segundo aumento da resistência. Durante esta etapa final, a interface suporta a carga crescente até a fratura que ainda ocorre na interface de soldagem e, como será constatado futuramente, ocorreu de maneira frágil.

Comparando o comportamento das amostras da condição AA (400 RPM 150 mm/min) com o das amostras da condição atual (600 RPM 150 mm/min), nota-se que o aumento do aporte térmico, traduzido pelo aumento da velocidade de rotação, acarretou mudança no comportamento mecânico das amostras ensaiadas, em função da melhora do fluxo plástico tem-se uma melhora na mistura e na formação das estruturas de ancoramento, além disso, como o fluxo plástico é melhor, tem-se a redução de defeitos pós-processamento e, consequentemente, existe mais área de contato entre os materiais base de modo a aumentar a difusão entre elementos na interface que, por sua vez, intensifica a cinética para a formação da camada de compostos intermetálicos[3, 40, 43, 46, 48].

A forma final das amostras, soldadas a 600 RPM e 250 mm/min, e a interface de união após o ensaio de cisalhamento são apresentadas nas Figuras 54 e 55. Observa-se que, em comparação à condição soldada a 150 mm/min, as amostras não apresentaram alterações geométricas significativas, nem mesmo o abaulamento da chapa de DP600. Indicando que não houve deformação plástica macroscópica até a falha da amostra. A resistência à fratura média desta condição foi de 22,96 MPa.

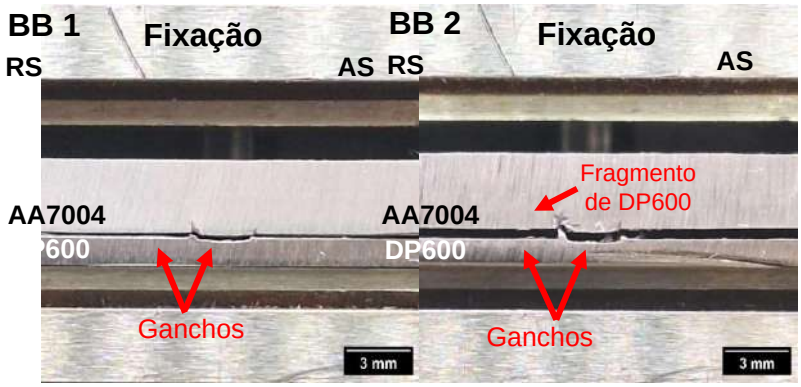
Este resultado demonstra como o aumento da velocidade de soldagem influencia negativamente na resistência mecânica da junta, uma vez que ocorre uma redução no aporte térmico, isto é, o sistema recebe menos energia da ferramenta e, deste modo, existe uma perda de amolecimento e de fluxo plástico que acarreta na geração de defeitos, falta de mistura e redução da extensão da atuação do mecanismo de difusão no estado sólido limitando o crescimento da camada de CIMs[2, 3, 40, 43-48].

Figura 54 - Visão geral do corpo de prova da condição BB (600 RPM e 250 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

Figura 55 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BB (600 RPM e 250 mm/min).



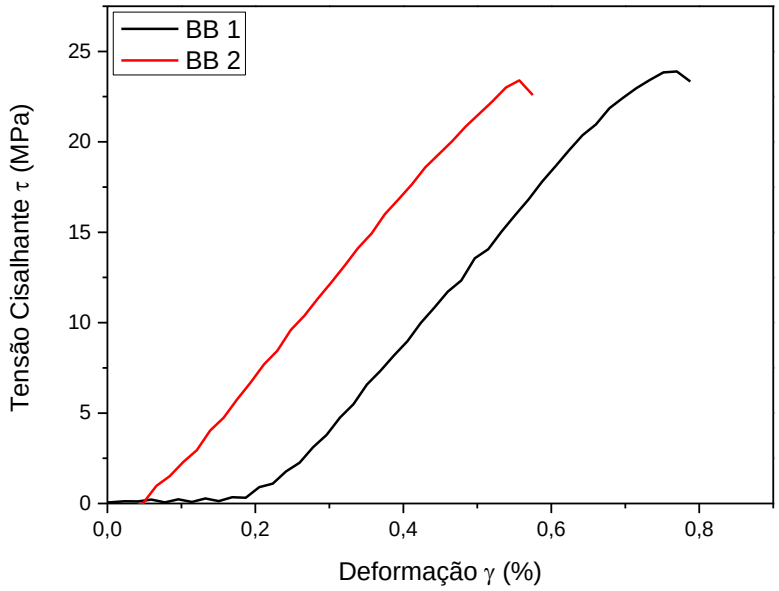
Fonte: O autor.

Na análise detalhada (Figura 55), nota-se que o desplacamento entre as chapas das duas amostras ocorreu de forma distinta. Na primeira amostra, nota-se o desplacamento devido ao rompimento dos ganchos de ancoragem mecânica. Infere-se que, devido à geometria dos ganchos de ancoramento mecânico e à presença de trincas, observadas anteriormente na macrografia da condição BB, houve uma precarização significativa do mecanismo de intertravamento mecânico. No trabalho de Wang[44], foi observado o mesmo fenômeno, em que a trinca, ao iniciar sua propagação nos lados externos aos ganchos de ancoramento mecânico, passa por dentro deles até atingir a região de interface, que, por sua vez, resiste às solicitações crescentes decorrentes da união dos materiais por meio da formação dos CIMs[3, 40, 43, 46-48].

Na segunda amostra, o desplacamento ocorreu sem o rompimento dos ganchos de ancoragem mecânica. Logo, mesmo na ausência de deformação plástica visível foi possível observar dois fenômenos de fratura distintos devido as características microestruturais dos ganchos de ancoramento ao longo do cordão de solda o que demonstra regiões menos fragilizadas do que outras[3, 40, 43, 46-48].

Ao analisar o gráfico de tensão por deformação para a condição BB (Figura 56), pode-se notar que o comportamento mecânico se assemelha ao da condição AA (400 RPM, 150 mm/min), isto é, não há deformação plástica macroscópica da chapa de alumínio até o rompimento. Contudo, a tensão de fratura média é menor que a da condição AA; porém, devido ao número de amostras analisadas em ambas as condições, não se pode afirmar que a condição AA apresenta resistência à fratura superior à da condição BB. Conclui-se que essas condições de menor aporte térmico apresentaram baixa resistência mecânica, devido as características geométricas e microestruturais observadas anteriormente.

Figura 56 – Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BB (600 RPM e 250 mm/min).

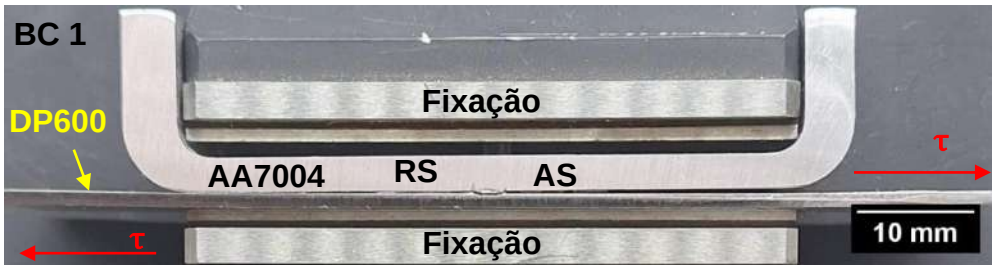


Fonte: O autor

A forma final das amostras, soldadas a 600 RPM e 350 mm/min, e as suas interfaces de união após o ensaio de cisalhamento são apresentadas nas Figuras 57 e 58. Observa-se que, assim como na condição soldada a 250 mm/min, a amostra

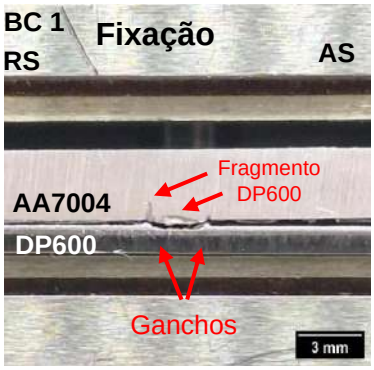
não apresentou alterações geométricas significativas, indicando que não houve deformação plástica visível até a falha. A resistência à fratura nesta condição foi de 39,22 MPa.

Figura 57 - Visão geral do corpo de prova da condição BC (600 RPM e 350 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

Figura 58 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição BC (600 RPM e 350 mm/min).



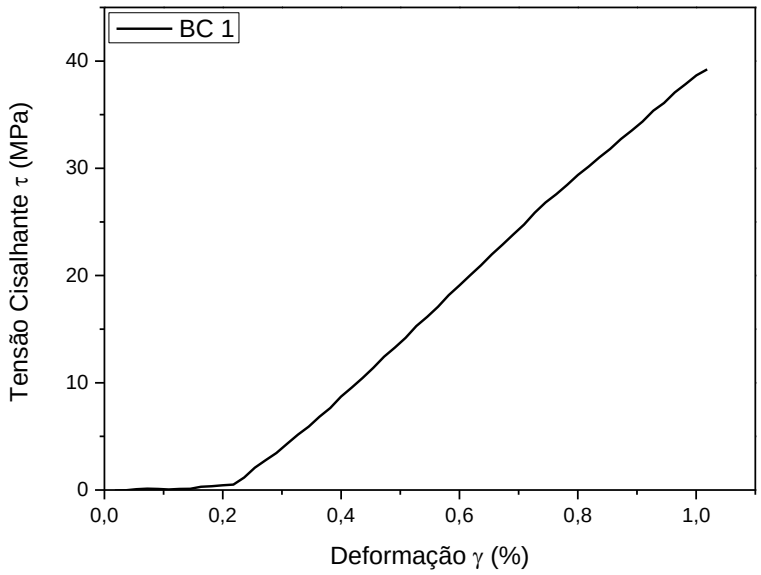
Fonte: O autor.

Na análise detalhada (Figura 58), nota-se o desplacamento entre as chapas da amostra, sem deformação plástica visível nem fratura dos ganchos de ancoragem mecânica. Esse resultado, semelhante ao da condição anterior (250 mm/min), demonstra que o aumento da velocidade de soldagem reduz o aporte térmico do material. Este, por sua vez, influencia no fluxo plástico, na geometria dos ganchos de ancoramento mecânico e na microestrutura da interface de soldagem, isto é, na nucleação e crescimento da camada de compostos intermetálicos. Consequentemente, a resistência mecânica destas juntas soldadas é inferior à das soldadas com aporte térmico maior (600 RPM/150 mm/min), como observado anteriormente[3, 40, 43, 46-48].

Ao analisar o gráfico de tensão por deformação para a condição BC (Figura 59), observa-se o mesmo comportamento observado na condição anterior (600 RPM,

250 mm/min). Isto é, a redução do aporte térmico, por meio do aumento da velocidade de soldagem, levou à ausência de deformação plástica da chapa de alumínio na interface de soldagem, assim como na condição de 600 RPM e 150 mm/min.

Figura 59 – Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BC (600 RPM e 350 mm/min).



Fonte: O autor.

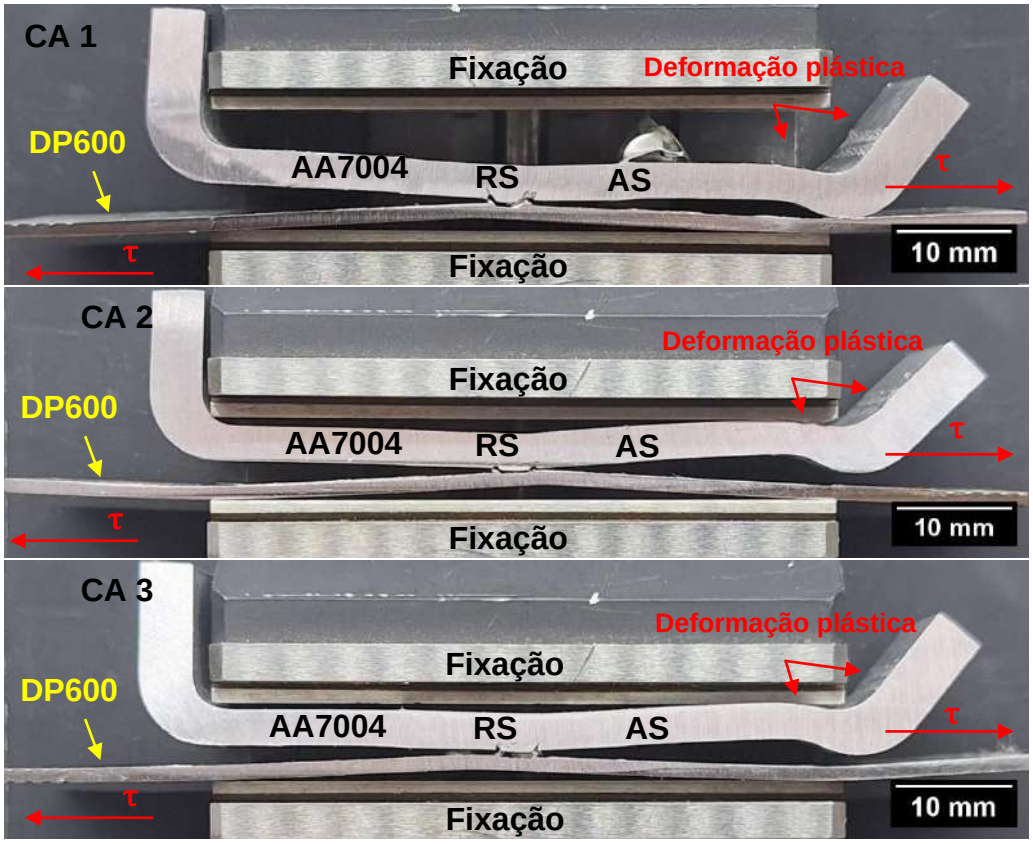
Além disso, a redução da tensão de fratura para 39,22 MPa denota uma interface de soldagem pobre uma vez que a formação de compostos intermetálicos, fenômeno que confirma a união entre os materiais, ocorreu em menor extensão uma vez que o aporte térmico desta condição é a menor para o grupo soldado a 600 RPM, o que, por sua vez, deteriora a integridade mecânica da junta e, ao mesmo tempo, tem-se a ação do mecanismo de intertravamento por meio dos ganchos de ancoramento mecânico como elemento de resistência majoritário para esta condição de soldagem[3, 40, 43, 46-48].

5.2.3.3 Resultados das amostras soldadas a 800 RPM

A forma final das amostras soldadas a 800 RPM e 150 mm/min, bem como a interface de união após o ensaio de cisalhamento estão apresentadas nas Figuras 60 e 61. Observam-se alterações geométricas significativas, em que as extremidades livres de ambas as chapas de alumínio no lado de avanço (AS) dobraram no sentido

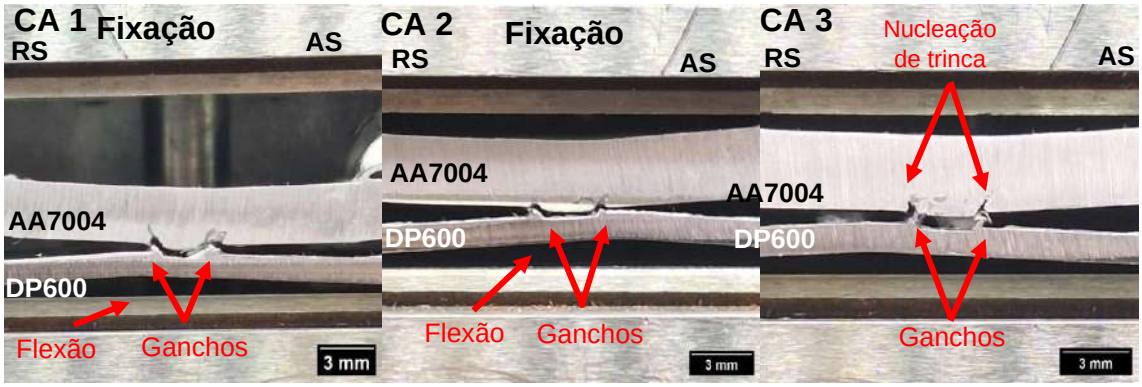
de solicitação, e as chapas de aço DP600 apresentaram abaulamento. A resistência à fratura média nesta condição foi de 129,27 MPa, o que constitui o maior valor de resistência à fratura do estudo. Na análise detalhada (Figura 61), nota-se que o desplacamento entre as chapas ocorreu na presença de deformação plástica em todas as 3 amostras.

Figura 60 - Visão geral do corpo de prova da condição AA (800 RPM e 150 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

Figura 61 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição CA (800 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

Na amostra CA1, nota-se o rompimento do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, de modo que parte dele encontra-se na chapa de alumínio. As amostras números CA2 e CA3 apresentaram características semelhantes à condição BA (600 RPM 150 mm/min).

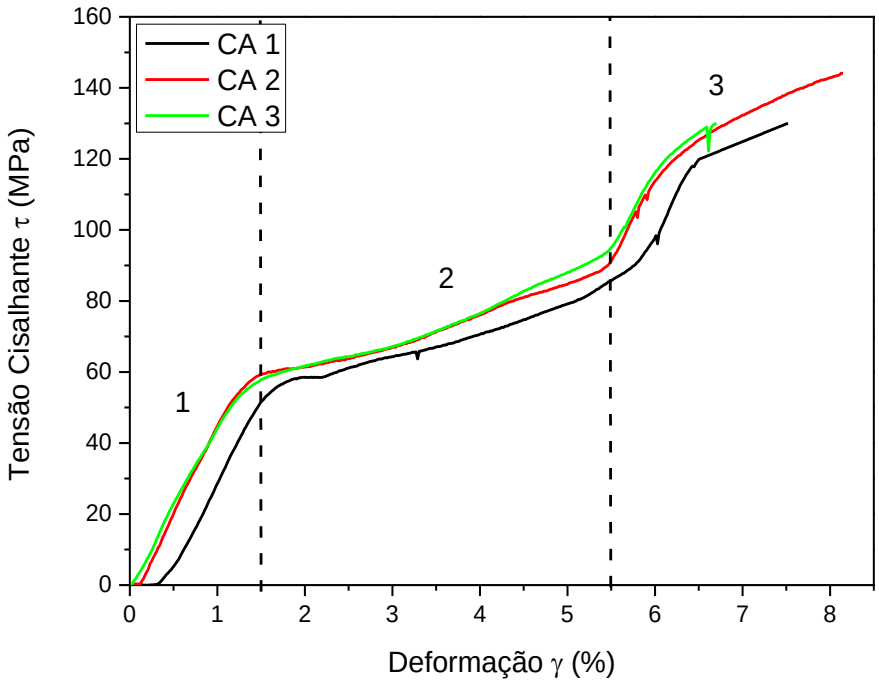
Contudo, pode-se notar que a cavidade na qual o gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço se localizava na chapa de alumínio da amostra CA3 apresenta formato pontudo e orientação próxima de 45°. Caso a interface de soldagem suportasse cargas superiores, observaria-se a falha na chapa de alumínio, uma vez que o gancho de ancoramento mecânico e sua área adjacente provocam uma redução da espessura efetiva da chapa e, consequentemente, da resistência mecânica local, como observado no trabalho de e Geyer [42] e Wang [44] em seus trabalhos [42,44].

Ao analisar o gráfico de tensão por deformação para a condição CA (Figura 62), é possível notar um comportamento mecânico semelhante ao observado na condição de 600 RPM e 150 mm/min (condição BA). Contudo, a diferença é que a tensão de rompimento das amostras, para a mesma velocidade de soldagem, mas com velocidade de rotação de 800 RPM, é maior, o que demonstra o efeito do aumento do aporte térmico. Além disso, pelo gráfico, podemos observar que essa condição permitiu a formação de uma interface de soldagem com resistência capaz de suportar o aumento da carga cisalhante, o que provocou a deformação da extremidade livre da chapa de alumínio e resultou em valores de resistência à fratura de 129,27 MPa. O aumento do aporte térmico permitiu a formação de ganchos de ancoramento mecânico robustos e maior difusão entre os elementos na interface, favorecendo a formação da camada de CIMs, mecanismos responsáveis pelo aumento de resistência da junta soldada[3, 40, 43, 46-48].

Isto é, quanto mais energia é cedida ao sistema, seja pelo aumento da velocidade de rotação ou pela redução da velocidade de soldagem, maior o efeito de amolecimento dos materiais, o que, consequentemente, resulta em melhora de fluxo plástico e, por sua vez, beneficia a formação das estruturas de ancoramento mecânico e o preenchimento de cavidades, de modo a reduzir a quantidade de defeitos volumétricos. Tais fatos criam condições ideais para o crescimento de uma camada de CIM ao longo de toda a extensão da interface e do cordão de solda. Desta maneira, para a condição de 800 RPM e 150 mm/min, a resistência à fratura da junta apresenta

o valor de 129,27 MPa, que é elevado para fins de estudo, e é consequência do melhor ancoramento mecânico e da possível formação da camada de CIMs[3, 40, 43, 46-48].

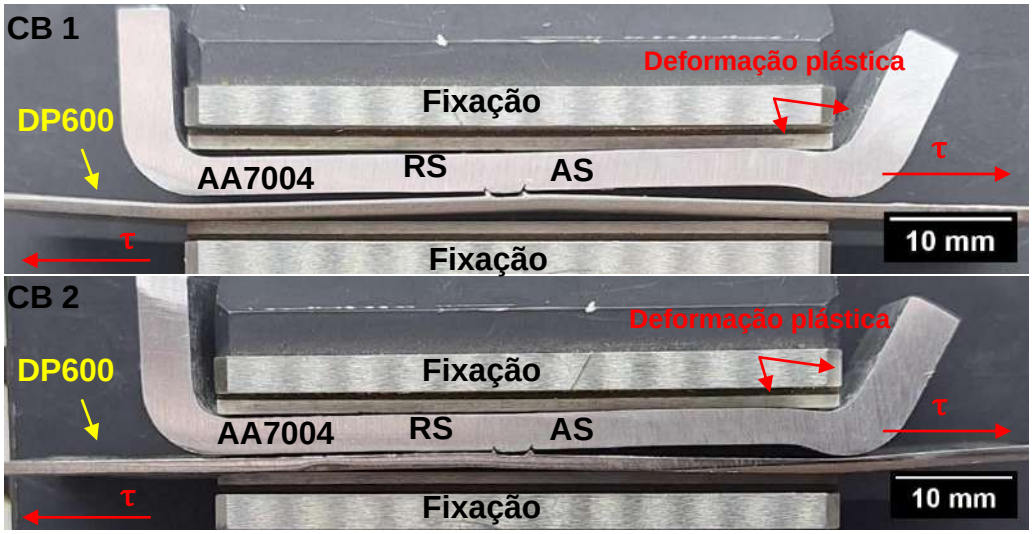
Figura 62 – Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição CA (800 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

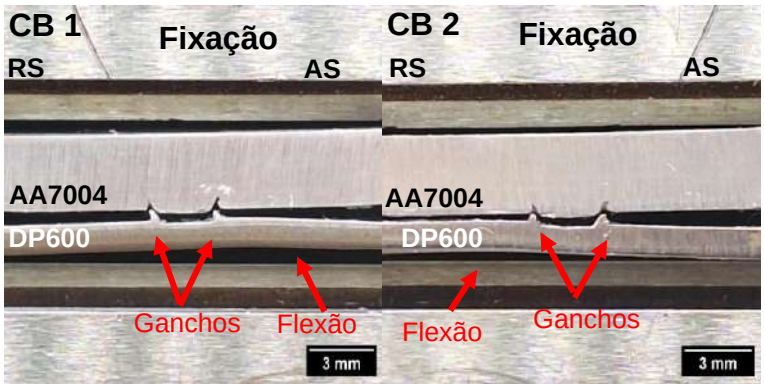
A forma final das amostras, soldadas a 800 RPM e 250 mm/min, e a interface de soldagem após o ensaio de cisalhamento são apresentadas nas Figuras 63 e 64. Observam-se alterações geométricas significativas em todas as amostras, nas quais as extremidades livres de ambas as chapas de alumínio no lado de avanço (AS) dobraram, ultrapassando o abaulamento das chapas de aço. Contudo, a magnitude dessa deformação plástica foi menor do que a da condição anterior e a resistência à fratura média foi de 94,59 MPa. Evidencia-se que as amostras processadas a 250 mm/min apresentaram resistência mecânica inferior, como se observa na Tabela 13, contudo, observa-se os mesmos aspectos geométricos da condição anterior.

Figura 63 - Visão geral do corpo de prova da condição CB (800 RPM e 250 mm/min) após o ensaio de cisalhamento.



Fonte: O autor.

Figura 64 - Detalhe macroscópico da junta de soldagem pós-rompimento - condição CB (800 RPM e 250 mm/min).



Fonte: O autor.

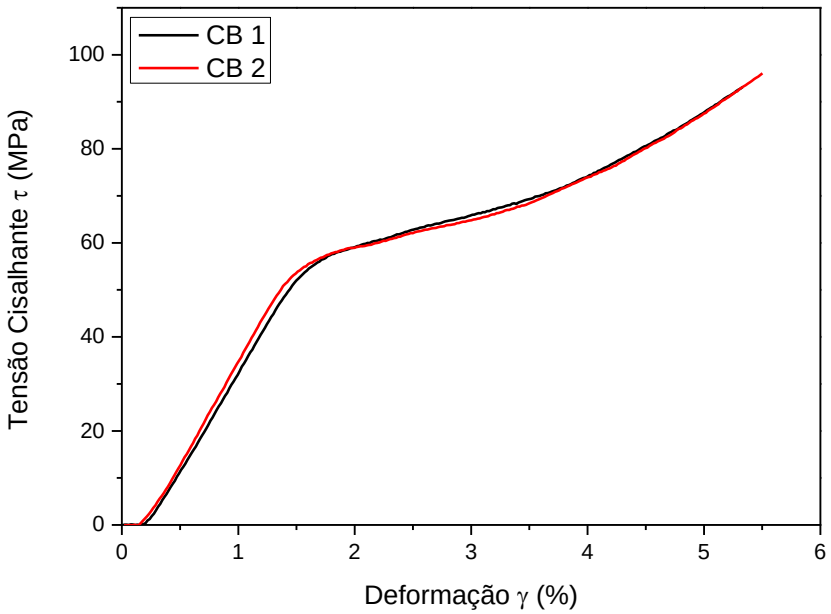
Pode-se relacionar este fenômeno a redução do aporte térmico decorrente da maior velocidade de soldagem. Isto torna o fluxo plástico na interface menos eficiente, restringindo a mobilidade do material e, consequentemente, prejudicando a mistura mecânica entre as chapas. No trabalho de Wang[44], descreve-se o mesmo fenômeno quando se reduz o aporte térmico, em que a mistura entre os materiais foi comprometida e foi detectada uma maior quantidade de defeitos[3, 40, 43, 46-48].

Por fim, fica evidente que a velocidade de rotação de 800 RPM não apresenta sensibilidade tão significativa quanto aos grupos de 400 RPM e 600 RPM para de aumento da velocidade de soldagem. Na análise detalhada (Figura 64), nota-se que o desplacamento entre as chapas ocorreu com deformação plástica em ambas as amostras. Não foi identificado o rompimento do gancho de ancoramento mecânico de

nenhuma das três chapas de aço, apenas a deformação por flexão próxima à região de interface.

Ao analisar o gráfico de tensão por deformação para a condição CB (Figura 65), pode-se observar um comportamento mecânico semelhante com a das amostras da condição BA (600 RPM e 150 mm/min). Logo, é notável que a redução do aporte térmico, por meio do aumento da velocidade de soldagem, diminui a resistência mecânica das amostras soldadas; contudo, essa redução não foi suficiente para que estas apresentassem apenas o comportamento linear inicial até a fratura, como observado nas condições anteriores. O que indica que, para velocidades de rotação superiores a 800 RPM, é possível aumentar a velocidade de soldagem sem perdas significativas de propriedades mecânicas[3, 40, 43, 46-48].

Figura 65 – Comportamento mecânico sob cisalhamento da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição CB (800 RPM e 250 mm/min).



Fonte: O autor.

5.2.4 Análise fractográfica da chapa AA7004

5.2.4.1 Grupo 400 RPM

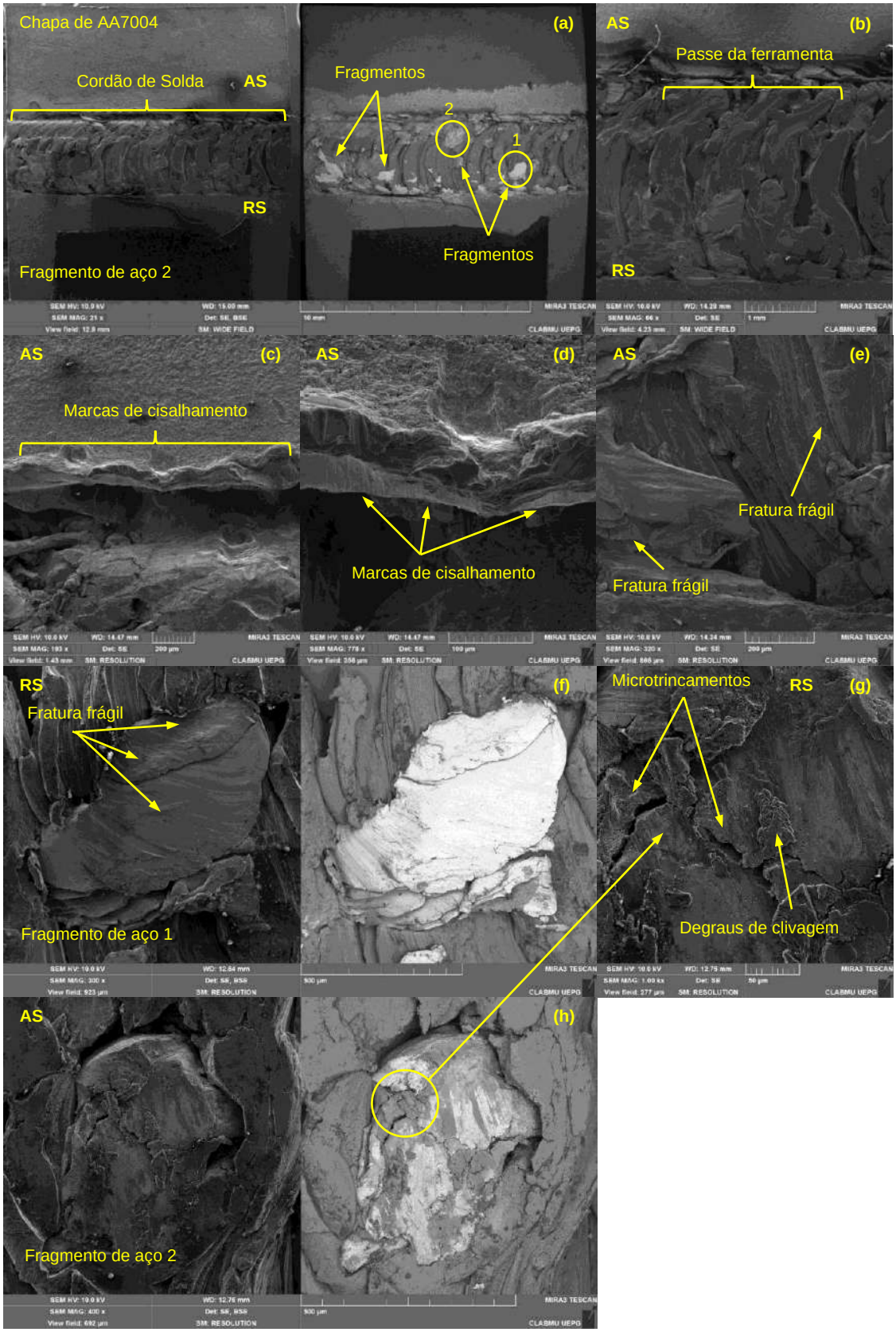
A superfície de fratura da amostra AA1, soldada a 400 RPM e 150 mm/min está ilustrada na Figura 66, sendo a única amostra do grupo avaliada nesta rotação. Isto se deve ao fato de não ser possível extrair amostras íntegras das condições AB

e AC uma vez que, na primeira condição as amostras romperam no corte e a segunda desplacou durante a remoção dos fixadores da máquina de soldagem. Na Figura 66(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de regiões de coloração mais clara. Esse contraste indica a presença de um elemento de maior número atômico na superfície de fratura, tratando-se de fragmentos de aço DP600 ou de compostos intermetálicos (CIMs) que permaneceram aderidos. Esse aspecto evidencia a mistura e a união dos materiais.

A Figura 66(b) detalha a morfologia interna do cordão na chapa de alumínio, fornecendo informações sobre as condições termomecânicas durante a soldagem. Nota-se um padrão de fluxo de deformação em camadas, em que cada estrutura helicoidal se apresenta espaçada, com certa periodicidade e vales. Além disso, constata-se a adesão de fragmentos de um segundo material. As Figuras 66(c) e 66(d) destacam uma marca distinta observada no lado de avanço da maioria das amostras submetidas ao ensaio de cisalhamento. Por meio dos trabalhos de revisão de Valizade58 e de investigação de fraturas de soldas dissimilares de Shubhavardhan[59], pode-se relacionar essas marcas ao contato entre as chapas submetidas a uma carga cisalhante, conforme os ensaios [58-60].

Durante o ensaio, à medida que a junta se deforma, ocorre o contato entre o gancho de ancoramento de aço (lado de avanço) e a chapa de alumínio no interior da cavidade onde o gancho se encontra. A interação das asperezas superficiais do aço DP600 (de maior dureza) sob carregamento cisalhante crescente promoveu uma deformação plástica localizada com arraste superficial de material, originando os sulcos observados ou marcas de cisalhamento. Esse comportamento evidencia que a resistência mecânica da união resulta da combinação entre a ligação metalúrgica, associada à difusão em estado sólido e à formação de compostos intermetálicos, e o mecanismo de intertravamento mecânico entre os materiais dissimilares[58-60].

Figura 66 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra AA1) obtida a 400 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c-d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço,(e) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo (f-j) fragmentos de material aderido em diferentes regiões.



Fonte: O autor

Está focado na Figura 66(e) a região da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, na qual não foram detectadas marcas de cisalhamento, como observado no gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Contudo, como se viu na Figura 66(b), há fragmentos de outro material aderidos ao longo de toda a superfície próxima ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo. As Figuras 66(f), 66(g) e 66(h) focam na superfície de fratura dos fragmentos aderidos à chapa de AA7004; em todas, nota-se que o mecanismo de fratura atuou devido às superfícies lisas e à presença de degraus de clivagem[3, 42-48].

No fragmento de ancoramento indicado nas Figuras 66(g) e 66(h), observam-se trincas e um gradiente de coloração, o que indica a atuação da camada de CIM no fenômeno de fratura frágil nesta região. Como observado por Coelho[46], pode ocorrer a formação de trincas durante a formação da camada de CIM, o que compromete a resistência mecânica da junta soldada[3, 42-48].

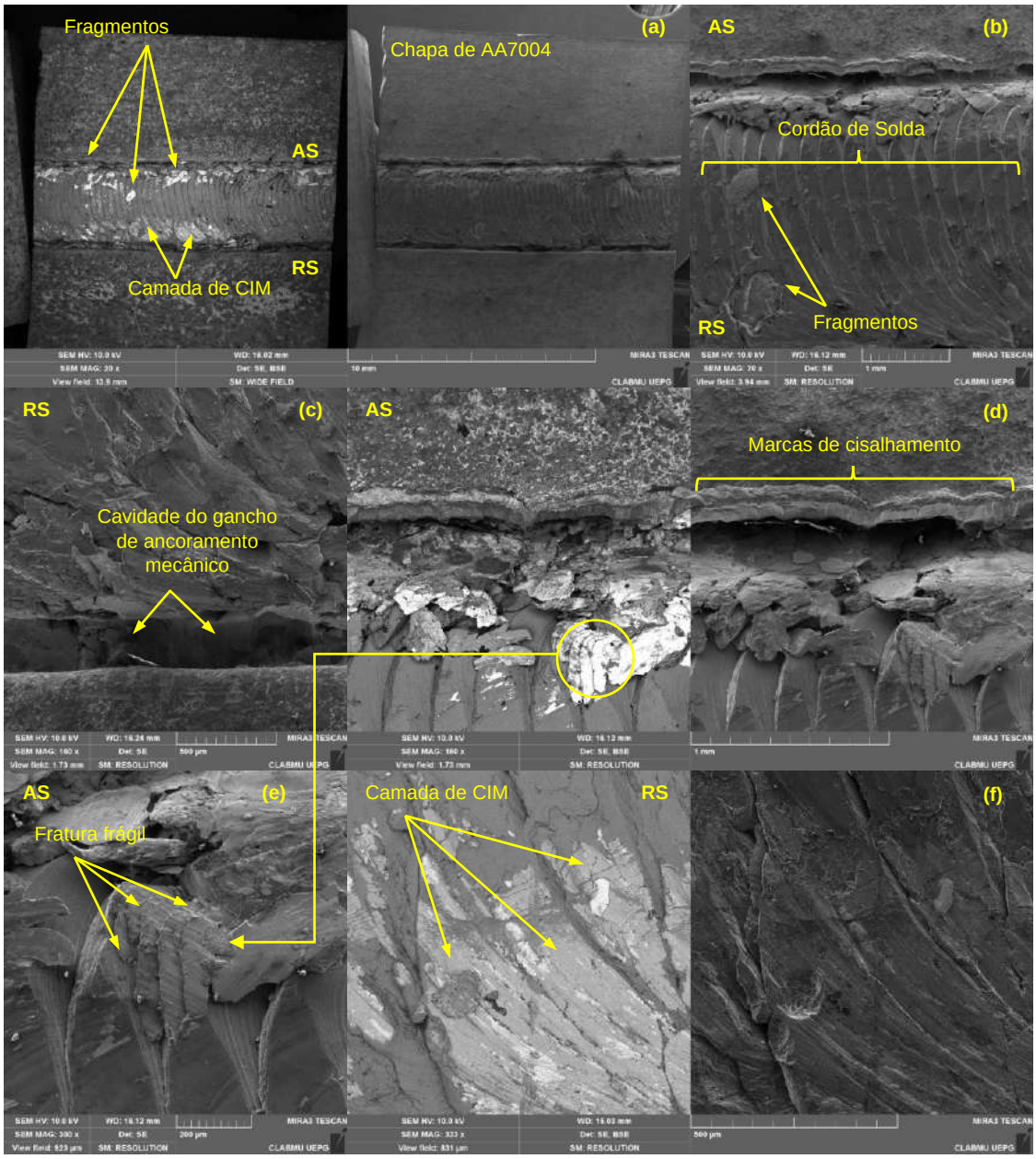
Considerando as características fractográficas da amostra AA, associadas ao comportamento linear observado na curva de tensão-deformação, infere-se que a falha ocorreu por propagação de trincas na camada de compostos intermetálicos (CIMs). Essa hipótese é corroborada pela morfologia frágil observada na superfície de fratura dos fragmentos aderidos, o que evidencia que a decoesão ocorreu preferencialmente na interface alumínio/CIM[3, 42-48].

Adicionalmente, a presença de marcas de cisalhamento na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço indica que o mecanismo de intertravamento resistiu à solicitação aplicada. Esse intertravamento suportou parte do carregamento, gerando o atrito necessário para formar os sulcos antes do desplacamento total da junta[58-60].

5.2.4.2 Grupo 600 RPM

A Figura 67 apresenta as imagens da superfície de fratura da amostra BA1, soldada a 600 RPM e 150 mm/min, isto é, em condição de maior aporte térmico. Na Figura 67(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à esquerda (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), regiões de coloração mais clara, indicando fragmentos de aço DP600 ou de compostos intermetálicos (CIMs) que permaneceram aderidos. Esses aspectos confirmam a ocorrência de mistura e de união metalúrgica entre os materiais.

Figura 67 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BA1) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo e perfil das cavidades dos ganchos de ancoramento (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil do gancho de ancoramento do lado de recuo (d) perfil do gancho de ancoramento do lado de avanço, (e) fragmento de material aderido próximo a cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço e (f) camada de composto intermetálico.



Fonte: O autor.

A morfologia interna do cordão na chapa de alumínio é detalhada na Figura 67(b). Nota-se também um padrão de fluxo de deformação em camadas; contudo, na região central, não há vales entre as estruturas circulares. Por outro lado, nas regiões próximas aos ganchos de ancoramento mecânico, é possível observar uma estrutura em degraus, formação que pode estar relacionada ao fluxo plástico complexo que

ocorre na periferia do pino da ferramenta. Comparando esse cordão com o da condição AA1 (400 RPM e 150 mm/min), percebe-se que o aumento do aporte térmico otimizou as condições de fluxo plástico na chapa de alumínio, resultando em um cordão interno mais homogêneo e liso[42, 44, 58-60].

Na Figura 67(c), nota-se a mesma marca de cisalhamento na região da cavidade do gancho de ancoramento do lado de avanço observada na condição anterior. Isso indica que, durante o ensaio de cisalhamento, houve um momento em que o gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço atuou suportando a carga crescente, confirmando a ação do mecanismo de intertravamento mecânico. Por sua vez, na Figura 67(e), que focaliza a região do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, não foram detectadas estas marcas[42, 44, 58-60].

Além disso, na porção esquerda da mesma Figura, observa-se a presença de um material distinto aderido próximo ao gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, cuja superfície é detalhada nas Figuras 67(d). Em função de sua topografia mais lisa e da presença de marcas em forma de pequenos degraus, infere-se que este fragmento aderido fraturou de forma frágil. Esse comportamento indica a presença de compostos intermetálicos que, em conjunto com a interface alumínio/aço, apresentam caráter frágil e contribuem para a deterioração das propriedades mecânicas da interface de soldagem[42, 44, 58-60].

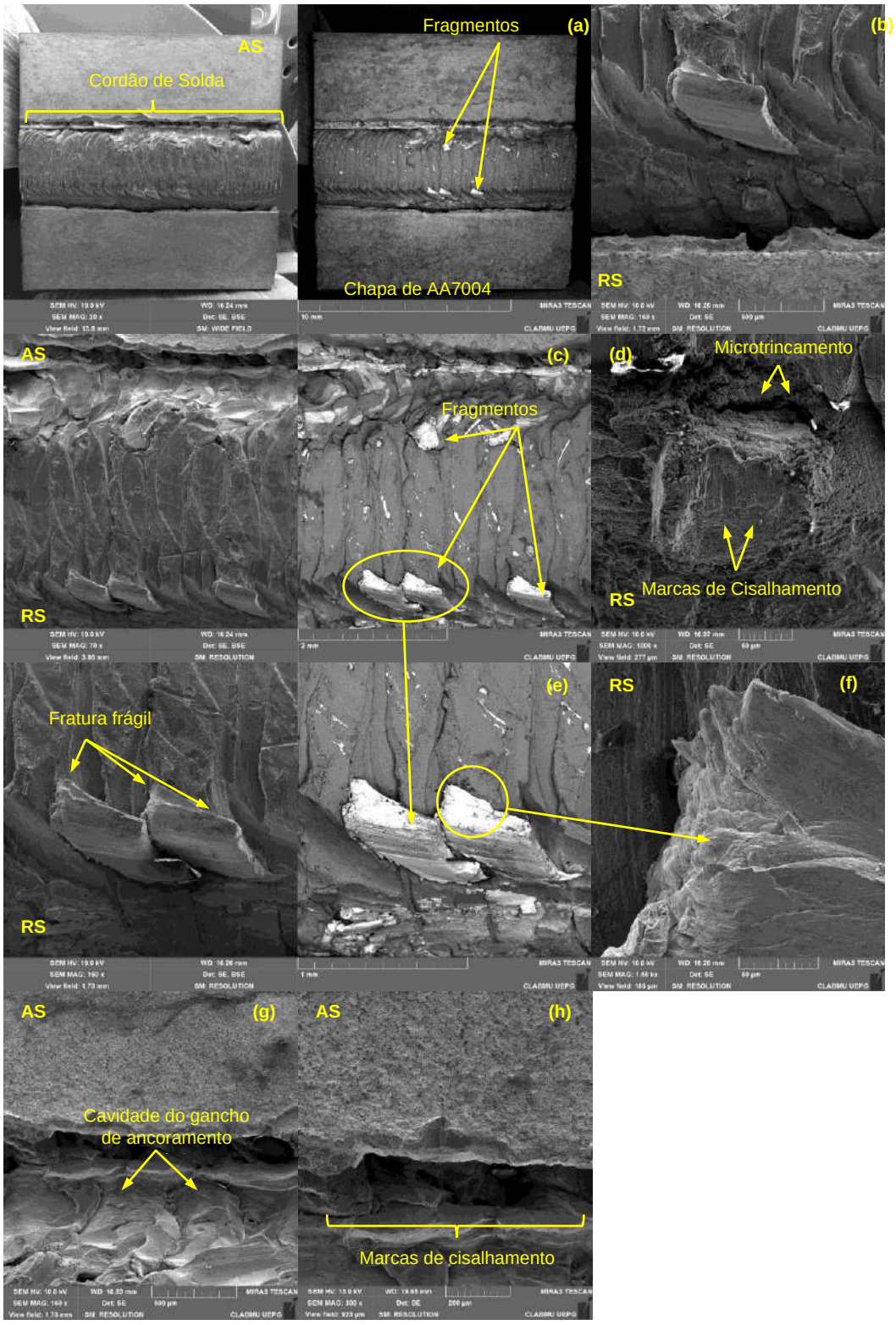
Contudo, diferentemente da amostra AA1 (que rompeu a 45 MPa), as amostras desta condição (600 RPM e 150 mm/min) apresentaram resistência média à fratura de 120 MPa. Esse incremento significativo na resistência está associado a dois fatores principais. O primeiro refere-se ao aumento do aporte térmico, que melhora as condições de fluxo plástico, permitindo uma melhor mistura entre os materiais e o preenchimento de cavidades, de modo a reduzir a incidência de defeitos na interface, conforme observado por Geyer[3]. O segundo motivo baseia-se no fato de que a mistura mais eficiente, aliada ao maior aporte térmico, como visto na literatura, favorece a formação de compostos intermetálicos na interface, que passam a atuar como elementos de união da junta. Embora os CIMs sejam tipicamente deletérios para a soldagem, a sua formação controlada é necessária para garantir a ligação metalúrgica. Torna-se imprescindível, portanto, monitorar a sua espessura, sendo que a literatura correlaciona valores inferiores de 2,5 μm a juntas dissimilares alumínio/aço com boa integridade estrutural[3, 42, 44, 58-60].

As imagens da superfície de fratura da amostra BA2, última amostra da condição soldada a 600 RPM e 150 mm/min estão apresentadas na Figura 68. Na Figura 68(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à esquerda (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), uma concentração significativamente menor de regiões de coloração mais clara próximas aos ganchos de ancoramento mecânico. Esse aspecto indica que a falha ocorreu predominantemente na interface alumínio/CIM.A morfologia interna do cordão de solda na chapa de alumínio é detalhada na Figura 68(c). Constata-se que o padrão de fluxo plástico em camadas, mais homogêneo e liso, é mantido na região central, enquanto as estruturas em forma de degraus foram novamente observadas próximas ao gancho de ancoramento mecânico no lado de recuo. No entanto, na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, observa-se uma grande cavidade no local onde se esperava a estrutura típica observada nas amostras anteriores.

É possível correlacionar essa cavidade a um defeito de túnel (*tunnel defect*), previamente identificado na macrografia da interface de soldagem da condição BA (Figura 37), localizado na periferia de atuação do pino da ferramenta. Adicionalmente, a análise da curva tensão-deformação cisalhante da amostra BA2 (Figura 53) revela que a amostra apresentou o menor valor de resistência à ruptura na condição de soldagem a 150 mm/min. Logo, a presença do defeito de túnel atuou como um elemento deletério à resistência mecânica da junta, além da presença dos CIMs, intrinsecamente frágeis e que, conforme reportado por Coelho[46], podem apresentar trincas originadas ainda durante sua formação térmica, comprometendo substancialmente a tenacidade à fratura da junta soldada[3, 42, 44].

A morfologia da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço é destacada nas Figuras 68(g) e 68(h), nas quais se observam marcas de cisalhamento, semelhantes às observadas nas amostras anteriores. A morfologia da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo é apresentada na Figura 68(b), na qual, em um primeiro momento, não se observa nenhuma característica atípica em relação ao padrão anterior[48, 58-60].

Figura 68 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BA2) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) visão do cordão de solda (SE+BSE), (d)interior da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, (e-f) fragmento de material na cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo e (g-h) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo.



Fonte: O autor.

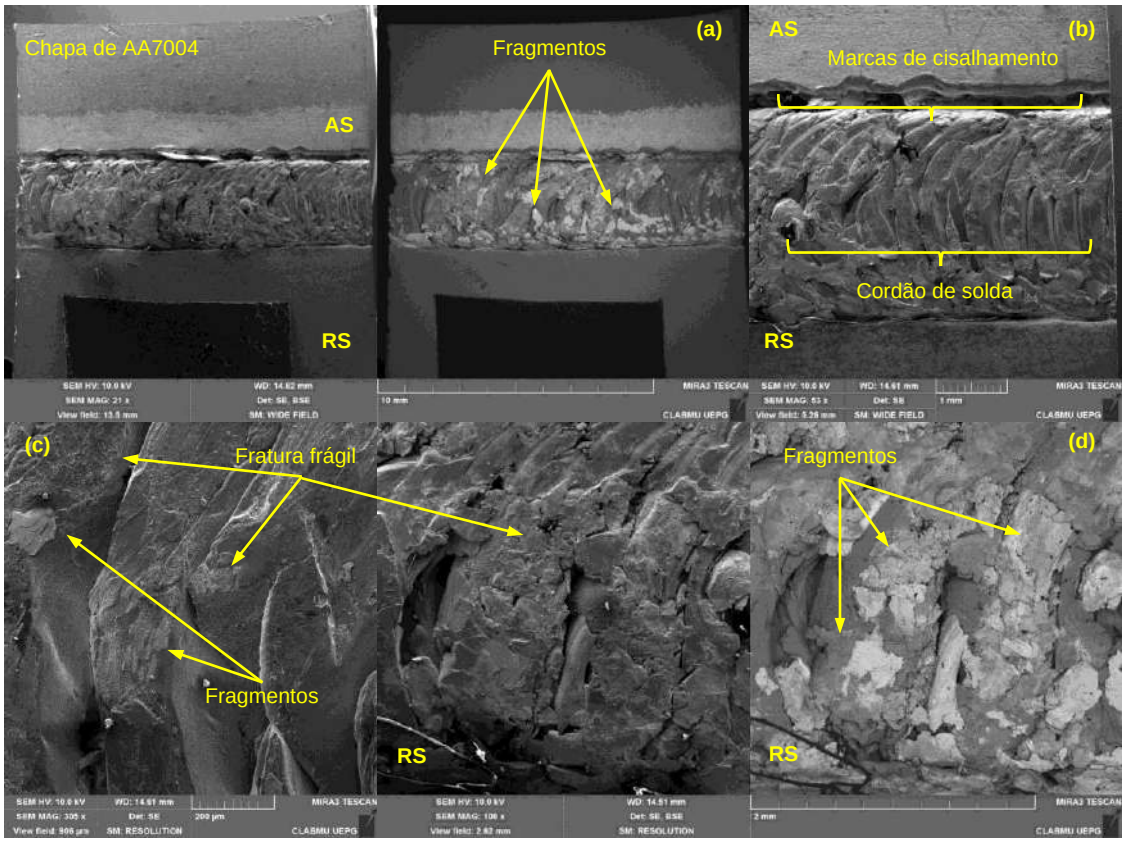
Contudo, ao analisar a Figura 68(d), é possível identificar não apenas as marcas de cisalhamento, mas também a presença de microtrincas que se propagaram perpendicularmente à direção de solicitação. Isso indica que a tensão aplicada durante o ensaio, além de gerar marcas de cisalhamento, foi suficiente para provocar microfissuras na superfície da chapa de alumínio. Isto demonstra que ambos os ganchos de ancoramento mecânico atuaram como elementos de resistência por meio do mecanismo de intertravamento mecânico[48, 58-60].

Por fim, as Figuras 68(e), 68(f) focam na análise dos maiores fragmentos observados nas adjacências do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo. Dadas as suas proporções, infere-se tratar de um fragmento da chapa de aço DP600 que permaneceu aderido à chapa de alumínio após o ensaio de cisalhamento. Devido à topografia lisa desse fragmento e às demais características morfológicas observadas, conclui-se que o seu destacamento foi governado pelo mecanismo de fratura frágil[48, 58-60].

A Figura 69 apresenta as imagens da superfície de fratura referentes à amostra BB1, soldada a 600 RPM e 250 mm/min, isto é, uma condição de menor aporte térmico dentro do grupo soldado a 600 RPM, na qual se observaram mudanças na forma final do cordão de solda e na disposição de fragmentos de material aderido. Na Figura 69(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de regiões de coloração mais clara que apresentam as mesmas variações de contraste observadas na condição BA (600 RPM e 150 mm/min).

Esse comportamento indica a presença de fragmentos de aço DP600 e de compostos intermetálicos (CIMs) que permaneceram aderidos. Esses aspectos confirmam, até certo ponto, a ocorrência de mistura e de união metalúrgica entre os materiais. As Figuras 69(b) e 69(c) detalham a morfologia interna do cordão na chapa de alumínio. Nota-se que a redução do aporte térmico, promovida pelo aumento da velocidade de avanço, resultou no retorno dos vales entre as estruturas, em camadas semicirculares, de maneira análoga à observada na condição AA1 (400 RPM e 150 mm/min) [3, 42, 44, 48].

Figura 69 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BB1) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda e perfil da cavidade do gancho de ancoramento, (d) fragmentos de material aderido no cordão de solda.



Fonte: O autor.

Isso demonstra como a quantidade de energia térmica cedida ao sistema pelo atrito da ferramenta governa o escoamento do material plastificado (neste caso, a liga AA7004), ou seja, ao limitar a extensão na qual o alumínio consegue fluir haverá a falta da mistura dos materiais, a formação de defeitos volumétricos e, consequentemente, a extensão da difusão do estado sólidos de elementos na interface de soldagem será menor afetando a nucleação e o crescimento dos CIMs. Na Figura 48, referente à macrografia da condição BB, observa-se maior incidência de defeitos volumétricos gerados ao final do processo[3, 42, 44, 48].

Ainda na análise dessas imagens, constatam-se as mesmas características observadas na condição anterior quanto à forma da cavidade dos ganchos de ancoramento mecânico. No gancho de ancoramento do lado de avanço, observam-se marcas de cisalhamento ao longo de toda a sua extensão, evidenciando a atuação intensa do mecanismo de intertravamento mecânico, que suportou a tensão cisalhante durante a falha da interface. Por outro lado, no gancho de ancoramento mecânico do

lado de recuo, não foram observadas marcas de desgaste nem sinais de deformação local[3, 42, 44, 48].

Na Figura 69(d), observam-se, com mais detalhes, os fragmentos de material aderido, que podem tratar-se da liga DP600 ou de CIMs. A topografia de todos os fragmentos exibe superfícies lisas, com a presença de degraus de clivagem, o que caracteriza a separação desse material por fratura frágil. Essa evidência corrobora os resultados do ensaio de cisalhamento, no qual a tensão de ruptura foi de apenas 25 MPa, o menor valor registrado entre as oito condições de soldagem[3, 48, 58, 59].

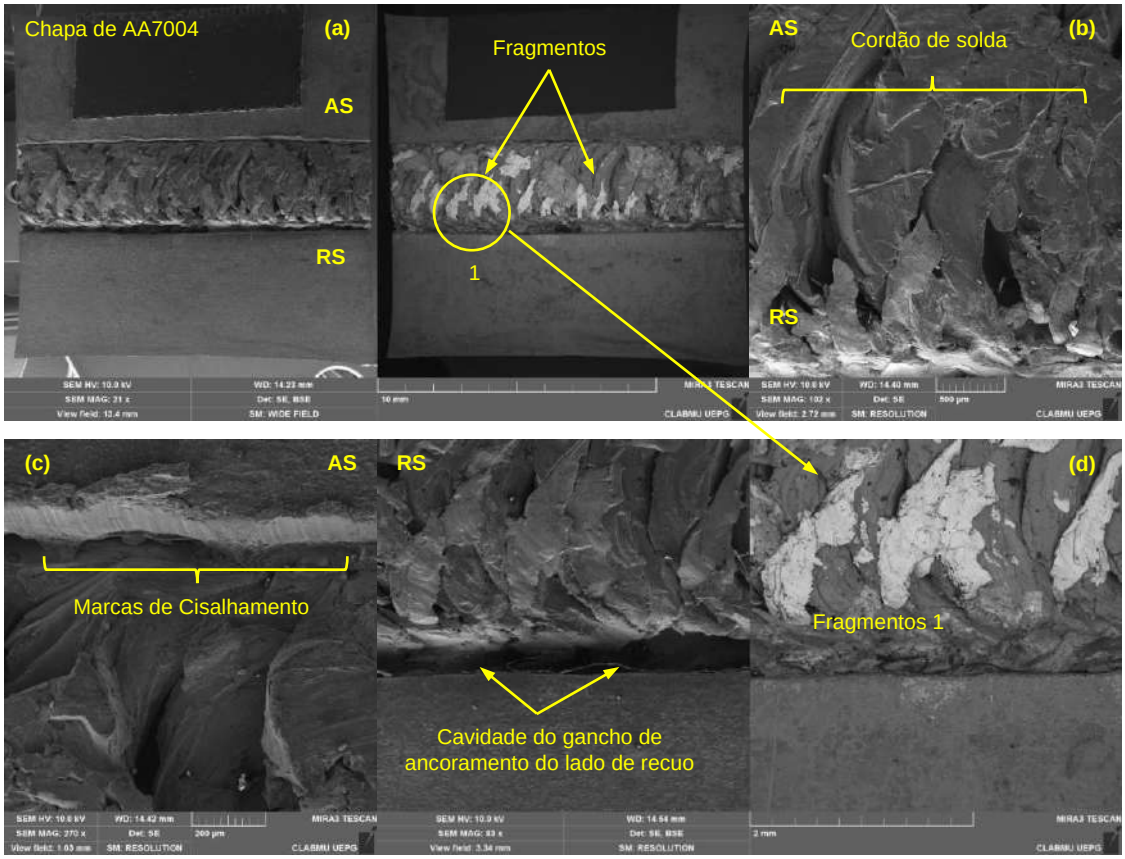
Esse baixo valor de resistência à ruptura, associado à curva tensão-deformação de cisalhamento com comportamento predominantemente linear, correlaciona-se diretamente com a redução do aporte térmico. O aumento da velocidade de soldagem causou heterogeneidade no fluxo plástico aumento da quantidade de defeitos e deficiência na união entre os materiais como observado Wang[42]. Esses fatores, aliados à natureza intrinsecamente frágil dos CIMs, viabilizaram a nucleação e a propagação de trincas através da interface[2, 42-48, 58, 59].

A superfície de fratura da amostra BB2, soldada a 600 RPM e 250 mm/min, é apresentada na Figura 70. Na Figura 70(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de regiões de coloração mais clara, que exibem as mesmas variações de contraste observadas na amostra BB1.

A morfologia interna do cordão na chapa de alumínio é ilustrada na Figura 70(b). Constata-se o mesmo padrão morfológico observado na amostra BB1, evidenciado pela presença de uma estrutura em camadas semicirculares, com vales que separam cada camada. Essa topografia indica um fluxo deficiente do material plastificado, condição propícia à nucleação de defeitos volumétricos ao final do processo[3, 42, 44, 48].

A morfologia final das regiões adjacentes aos ganchos de ancoramento mecânico de avanço e de recuo, estão ilustradas, respectivamente, nas Figuras 70(c) e 70(d). No lado do gancho de ancoramento mecânico de avanço, observam-se marcas de cisalhamento ao longo de toda a sua extensão, indicando a efetiva atuação do mecanismo de intertravamento mecânico, de maneira análoga à amostra BB1. Por sua vez, no gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, não foram detectados sinais de deformação macroscópica nem marcas de cisalhamento[3, 42, 44, 58].

Figura 70 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BB2) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo e fragmentos de material aderidos ao cordão de solda.



Fonte: O autor.

Ainda na Figura 70(e), observam-se, em detalhes, os fragmentos de material aderidos à superfície inferior da chapa da liga AA7004. A topografia de todos os fragmentos exibe as mesmas características observadas na amostra anterior: superfícies lisas com degraus de clivagem, o que confirma a atuação do mecanismo de fratura frágil. Além disso, a tensão limite no ensaio de cisalhamento apresentou valor reduzido, próximo ao da amostra BB1. Esse comportamento mecânico está diretamente associado aos mesmos fatores discutidos anteriormente, em que a falta de uma mistura eficiente, a geração de defeitos e a presença de CIMs atuaram sinergicamente na fragilização da interface de soldagem nesta condição[42, 43, 48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura do lado de alumínio da amostra BC1, soldada a 600 RPM e 350 mm/min, são apresentadas na Figura 71. Esta condição representa o menor aporte térmico no grupo soldado a 600 RPM e é a única amostra desse conjunto viável para a preparação e a realização do ensaio de cisalhamento.

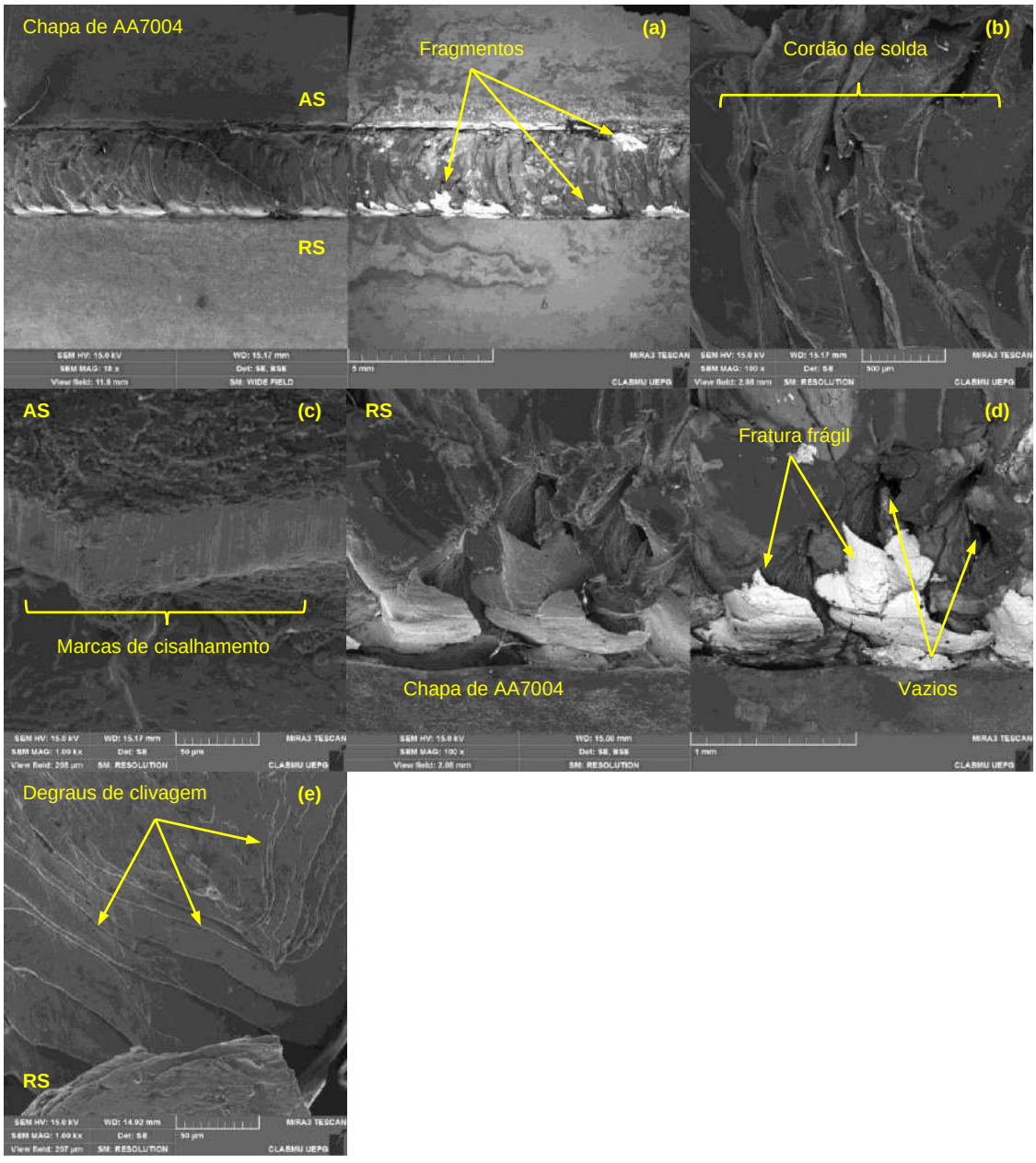
A superfície de fratura da chapa de alumínio está ilustrada na Figura 71(a), na qual se observa, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de regiões de coloração mais clara, com expressiva concentração na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo. Correlacionando essa observação com a macrografia da condição BC (Figura 39), infere-se que esse material distinto aderido à superfície da liga AA7004 corresponde a fragmentos de aço que se desprenderam do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo e permaneceram retidos na chapa de alumínio após a ruptura da junta.

A morfologia interna do cordão de solda na chapa de alumínio é ilustrada na Figura 71(b). Nota-se que a acentuada redução do aporte térmico promoveu a formação de vales entre as estruturas em camadas semicirculares, de maneira análoga à observada nas amostras BB1 e BB2. Isso consolida a tendência de que a redução do aporte térmico no grupo B (promovida pelo aumento da velocidade de avanço) prejudica o fluxo plástico como apontado por Shen[2] e Geyer[42], resultando em uma morfologia de cordão com vazios e de formato menos uniforme[2, 3, 42, 44, 46].

As características das cavidades dos ganchos de ancoramento mecânico são ilustradas nas Figuras 71(b) e 71(d). No gancho de ancoramento do lado de avanço, observam-se marcas de cisalhamento ao longo de toda a sua extensão, evidenciando a atuação intensa do mecanismo de intertravamento mecânico, que suportou a tensão cisalhante instantes antes da falha da interface. Por outro lado, de forma reiterada, no gancho de ancoramento do lado de recuo não foi detectada nenhuma marca de desgaste nem sinal de deformação local[42, 44].

Na Figura 71(d), observam-se, com mais detalhes, os fragmentos de material aderido que, dadas as demais características estruturais, se trata da liga DP600. A topografia de todos os fragmentos (com destaque para a Figura 71(e)) concentra-se na região próxima ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo e exibe superfícies lisas com degraus de clivagem, confirmando a separação desse material por fratura frágil[58, 59].

Figura 71 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra BC1) obtida a 600 RPM e 350 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento mecânico de recuo e fragmentos de material aderido e (e) detalhes da superfície de fratura do material aderido.



Fonte: O autor.

A presença marcante desses fragmentos é explicada pela termomecânica do processo: devido ao baixo aporte térmico nessa condição, a chapa de aço DP600 não atinge o amolecimento ideal. Consequentemente, a deformação plástica severa imposta pela ferramenta gera tensões que levam à nucleação de microtrincas ao longo da periferia da interface do aço, ainda durante a soldagem. Durante o ensaio de

cisalhamento, essas trincas pré-existentes atuam como concentradores de tensão e favorecem a propagação rápida da fratura frágil, fazendo com que essas regiões se fragmentem e deixem porções de aço ancoradas na chapa de alumínio[3, 42-48, 58, 59].

Todos os pontos observados corroboram o baixo limite de resistência à ruptura da condição BC, de apenas 40 MPa. Esse baixo valor, associado à curva de tensão-deformação cisalhante de comportamento predominantemente linear, correlaciona-se diretamente com a redução drástica do aporte térmico. O aumento da velocidade de avanço induz um fluxo plástico heterogêneo na chapa de alumínio, favorecendo a nucleação de defeitos na interface[3, 42-48, 58, 59].

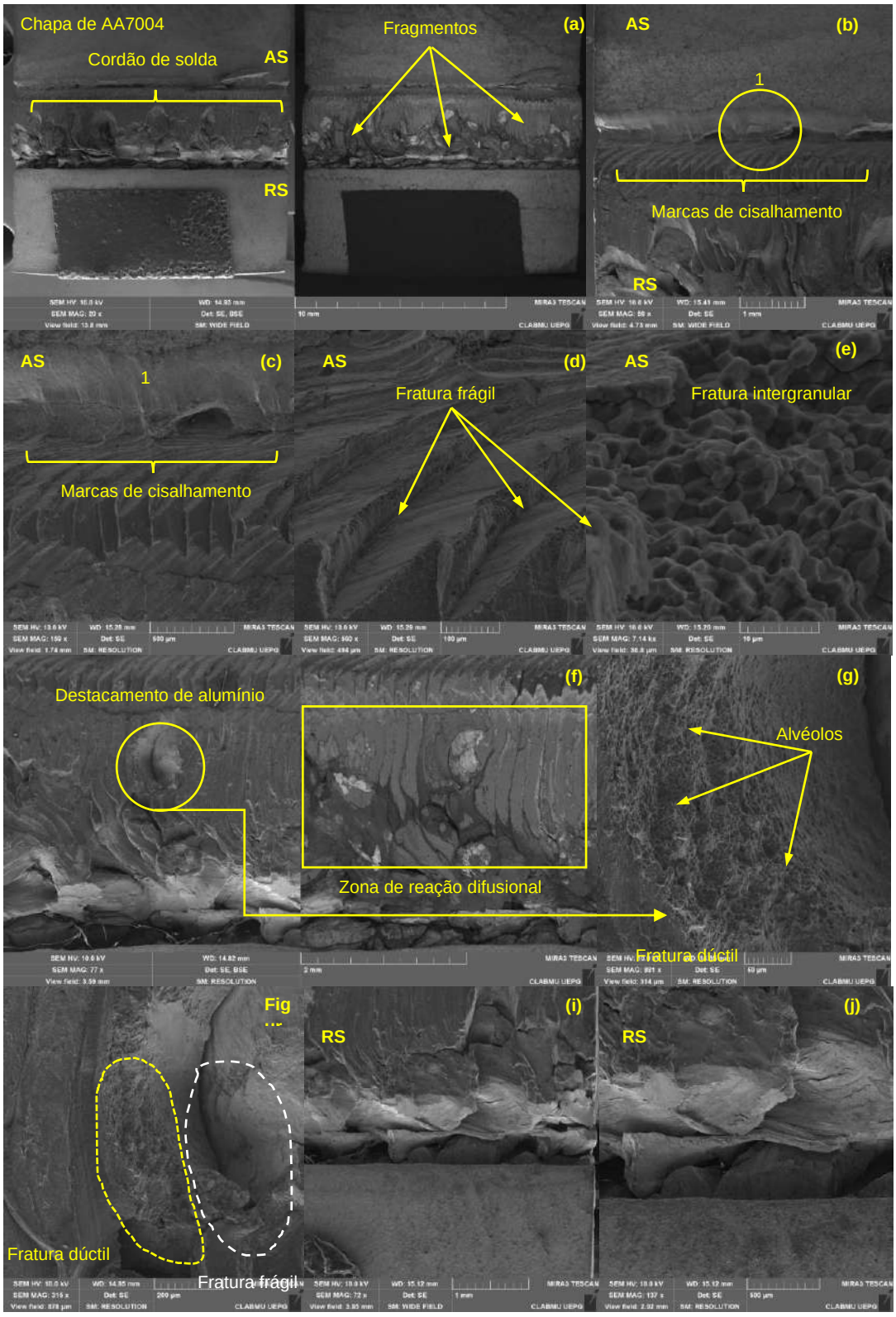
Somado a isso, o amolecimento insuficiente do DP600 propiciou a microfissuração periférica e a subsequente ejeção de fragmentos de aço. Essa degradação mecânica severa, em sinergia com a fragilidade intrínseca dos compostos intermetálicos (CIMs), determinou o modo de falha predominantemente frágil na interface e o consequente colapso prematuro da junta soldada[3, 42-48, 58, 59].

5.2.4.3 Grupo 800 RPM

As imagens da superfície de fratura da liga AA7004 da amostra CA1, soldada a 800 RPM e 150 mm/min, que representam a condição de maior aporte térmico do processo, são apresentadas na Figura 72. Eferente à superfície de fratura da chapa de alumínio, Figura 72(a), observa-se, na imagem à esquerda (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de poucas regiões de coloração mais clara, concentradas predominantemente na região central do cordão de solda. Esse contraste indica a presença de fragmentos de aço DP600 ou de compostos intermetálicos (CIMs) que permaneceram aderidos, o que reforça a ocorrência de união entre os materiais.

A partir da imagem obtida por elétrons secundários da Figura 72(a) (à direita) e do maior detalhamento na Figura 72(b), nota-se uma morfologia de cordão mais lisa, com a presença de estruturas em degraus próximas aos ganchos de ancoramento mecânico. Isso demonstra que o aumento do aporte térmico, promovido pela alta velocidade de rotação, otimizou as condições de fluxo plástico do alumínio, conforme apontado por Shen[2] e Geyer[42], permitindo um melhor preenchimento de cavidades e mistura com o aço. Esse fato é corroborado pela análise da macrografia (Figura 40), que exibe uma interface de soldagem uniforme e isenta de vazios[2, 3, 42, 44, 46].

Figura 72 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA1) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda e perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d-e) detalhes da fratura intergranular na chapa de alumínio, (f-h) superfície de fratura no cordão de solda e (i-j) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

Além disso, observa-se nesta amostra uma superfície de fratura com vales, o que indica que a interface consolidada superou a resistência local do alumínio. Consequentemente, o ensaio de cisalhamento provocou o arrancamento de fragmentos da matriz de alumínio, que permaneceram aderidos à chapa de aço DP600 (aspecto que será discutido posteriormente na análise fractográfica do aço)[42, 44, 58].

A ocorrência local de um mecanismo de fratura intergranular na chapa de AA7004 estão ilustradas nas Figuras 72(d) e 72(e). Nas arestas das estruturas em degraus próximas ao gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, observam-se regiões que exibem claramente a decoesão ao longo dos contornos de grão da liga de alumínio.

A ocorrência dessa fratura intergranular está intimamente associada à fragilização localizada do alumínio. Considerando que a taxa de difusão volumétrica padrão do elemento ferro no alumínio é extremamente baixa, dois mecanismos podem ajudar a justificar a presença do ferro fragilizando esses contornos. O primeiro é a difusão térmica clássica, que requer temperaturas elevadas para atingir taxas significativas. Como a temperatura de pico na soldagem FSW é inferior à temperatura de fusão do alumínio e o tempo de exposição térmica é limitado, infere-se que a difusão puramente térmica é insuficiente para promover uma migração significativa de átomos de ferro em direção aos contornos de grão mais superficiais[61-63].

O segundo e mais significativo mecanismo é a difusão por caminhos de alta difusividade (*short-circuit diffusion*), especificamente a difusão através dos núcleos de discordâncias (*pipe diffusion*). Considerando a severa deformação plástica imposta pelo FSW, uma grande quantidade de discordâncias é gerada na microestrutura. Os núcleos dessas discordâncias atuam como túneis de alta difusividade, nos quais a energia de ativação necessária à difusão atômica do ferro é significativamente menor do que a da difusão volumétrica (térmica). Além disso, a difusividade ao longo dos contornos de grão é de ordem de grandeza superior à do volume da rede. Essa sobreposição de fenômenos promove o acúmulo direcional e a saturação do elemento ferro nos contornos de grão do alumínio. Essa segregação resulta na fragilização da matriz, propiciando a falha por mecanismo intergranular sob tensão[61-63].

Nas Figuras 72(f) a 72(i) é possível observar um vale na superfície de fratura. Tanto pelo contraste na imagem de elétrons retroespalhados quanto pela morfologia da superfície, constata-se tratar de um fragmento de aço ancorado à chapa de

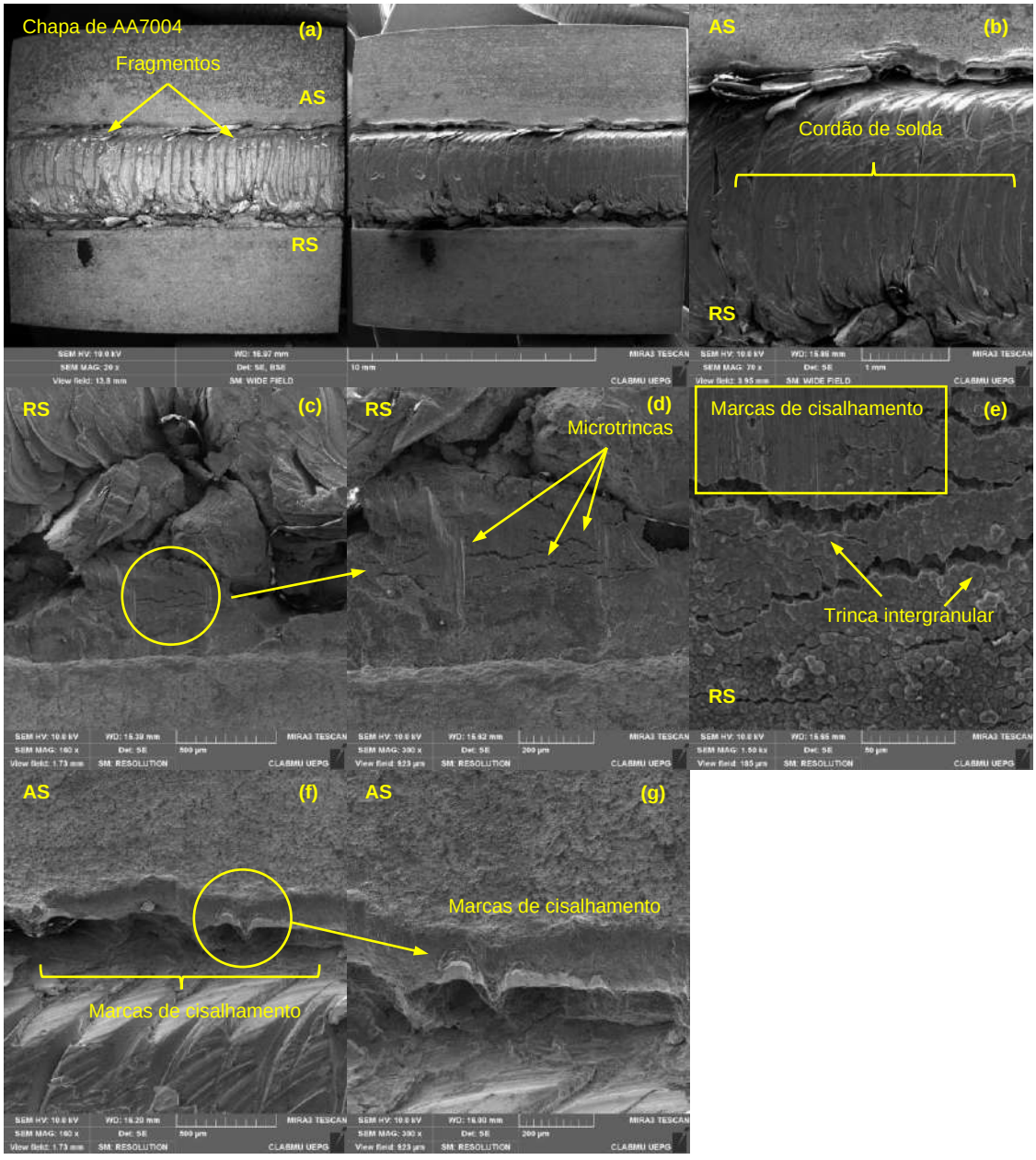
alumínio, que sofreu ruptura por mecanismo frágil. Adicionalmente, na Figura 72(g), observam-se características de fratura dúctil (alvéolos) ao redor desse fragmento de aço. Isso evidencia que a ruptura também ocorreu no interior da matriz dúctil, com fragmentos de alumínio permanecendo aderidos à chapa de aço na região adjacente ao desplacamento[42, 44, 48, 58].

Por fim, maiores detalhes sobre a cavidade dos ganchos de ancoramento mecânico estão ilustrados nas Figuras 72(c), 72(j) e 72(k). No gancho de ancoramento do lado de avanço, na Figura 72(c), observam-se marcas de cisalhamento, confirmando a efetiva atuação do mecanismo de intertravamento mecânico. Já no gancho de ancoramento do lado de recuo, não foram observadas marcas de desgaste nem sinais de deformação[42, 44, 58].

Considerando os aspectos morfológicos observados na superfície de fratura da chapa de alumínio, aliados ao limite de resistência de 125 MPa e ao comportamento da curva tensão-deformação (Figura 62), infere-se que o elevado aporte térmico, de forma análoga ao observado na condição BA (600 RPM e 150 mm/min), otimizou o fluxo plástico do material. Essa condição térmica promoveu uma drástica redução de defeitos volumétricos e propiciou a formação de compostos intermetálicos (CIMs) ao longo da interface. A sobreposição destes fatores contribuiu para os maiores valores de resistência mecânica observados neste grupo. Conclui-se, no entanto, que a ruptura da junta continuou a ser governada pelo mecanismo de fratura frágil, com a trinca propagando-se preferencialmente através da interface de soldagem até o desplacamento final. Apesar desse modo de falha inerente ao sistema, a consolidação da interface para esta condição demonstrou capacidade significativamente superior de suportar o carregamento mecânico aplicado[3, 42, 44, 46, 48, 58].

As imagens da superfície de fratura da amostra CA2, soldada a 800 RPM e 150 mm/min estão ilustradas na Figura 73. Referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, Figura 73(a), observa-se, na imagem à esquerda (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de poucas regiões de coloração mais clara, concentradas predominantemente nas proximidades dos ganchos de ancoramento mecânico, padrão análogo ao observado nas amostras soldadas a 600 RPM e 150 mm/min. Essa configuração indica que a falha, ou desplacamento, ocorreu preferencialmente na interface alumínio/CIM.

Figura 73 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA2) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c-d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (e) microtrincas no interior da cavidade e (f-g) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço.



Fonte: O autor.

A morfologia interna do cordão de solda na chapa de alumínio está ilustrada na Figura 73(b). Nota-se o mesmo padrão de estrutura em camadas semicirculares observado na amostra anterior (CA1). Adicionalmente, a superfície apresenta topografia predominantemente lisa, indicando uma interface de soldagem homogênea abaixo do pino da ferramenta. Esse aspecto indica uma ampla área de contato

adesivo, condição que favorece a atuação de processos difusivos e, consequentemente, a formação de compostos intermetálicos[3, 42, 44, 58].

Entretanto, ao analisar a cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, é possível observar os defeitos de túnel previamente constatados na análise macrográfica da interface de soldagem da condição CA (Figura 40). Deste modo, de acordo com Wang[44], deve-se considerar o efeito de obstáculo ao escoamento plástico causado pelos fragmentos de aço DP600, o que compromete o preenchimento ideal da interface. Sob a ação da tensão imposta pelo ensaio de cisalhamento sobre o gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (que já exibe pequenas trincas em sua superfície), infere-se que as regiões de coloração branca observadas na Figura 73(a) correspondem a fragmentos de aço ancorados na matriz de alumínio, que sofreram fratura frágil[42, 44, 46].

A partir da análise das Figuras 73(c) a 73(e), observam-se microtrincas geradas pela ação da carga cisalhante sobre a superfície da chapa de alumínio em contato com a do aço DP600 durante o ensaio além a questão da difusão de elementos de ferro para a estrutura do alumínio, fragilizando essa região. À medida que o aço atua gerando o sulcamento, microtrincas nucleiam na superfície do alumínio devido aos intensos esforços de cisalhamento localizados.

Constata-se que essas microtrincas se propagam ao longo dos contornos de grão do alumínio. Isso evidencia que a superfície estava submetida a um carregamento cisalhante severo, resultando no microtrincamento induzido pela fragilização química e da termomecânica discutidos anteriormente [42, 44, 58, 59-63].

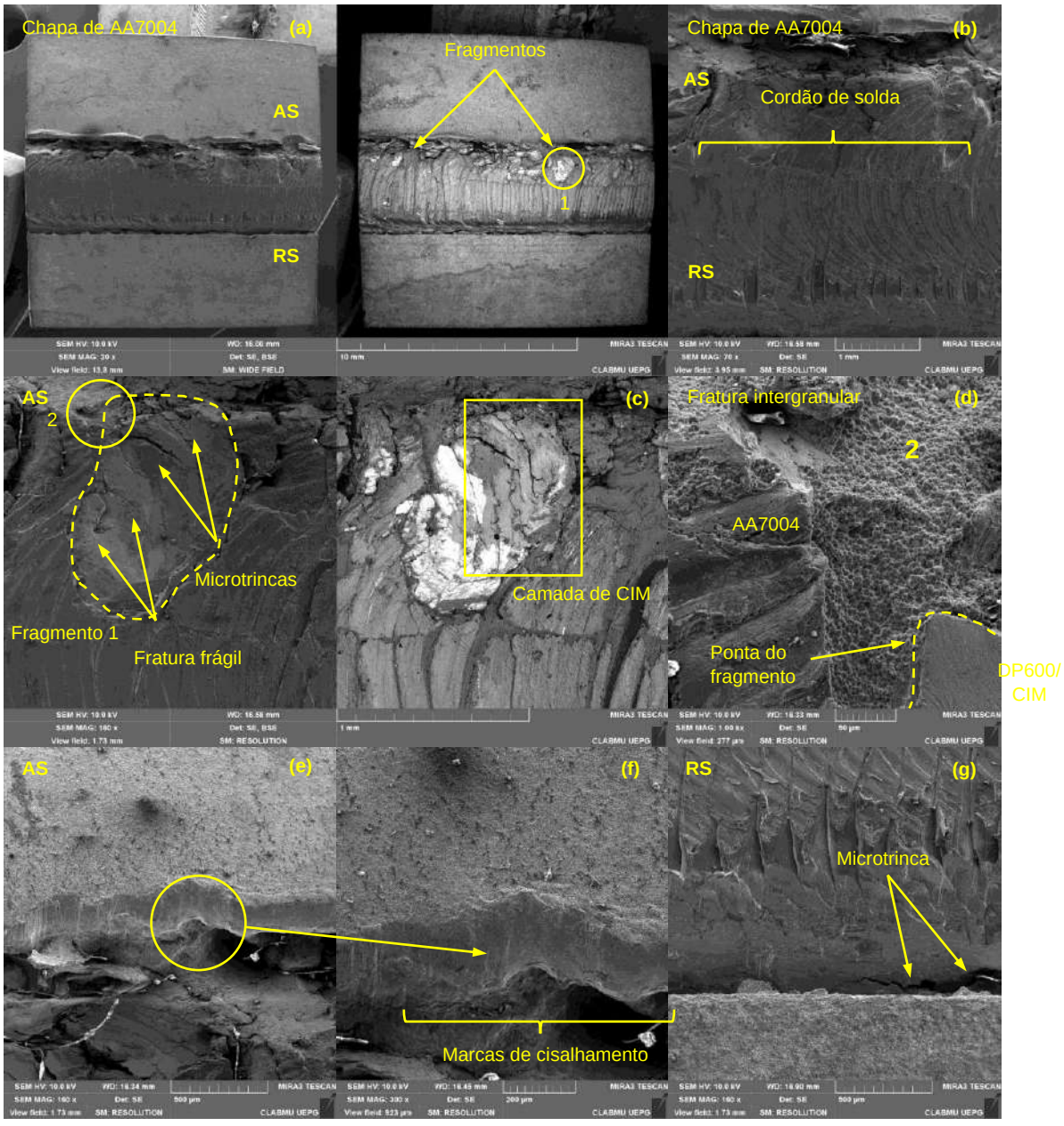
Partindo para a análise da cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, Figuras 73(f) e 73(g), identificam-se as mesmas marcas características de cisalhamento originadas pela natureza cisalhante da carga imposta. De forma notável, tais marcas também foram observadas nas cavidades onde o gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo estava originalmente alocado. Em outras palavras, constata-se uma atuação intensa de ambos os ganchos de ancoramento, que suportaram a carga crescente e retardaram o desplacamento total das chapas. A efetividade desse mecanismo de intertravamento mecânico, que opera em conjunto com a forte ligação proporcionada pela camada de compostos intermetálicos, justifica o elevado limite de resistência à ruptura desta junta, consolidando-a como a condição de maior resistência à fratura do estudo[3, 42-48, 58, 59].

A Figura 74 apresenta as imagens da superfície de fratura da chapa de alumínio AA7004 referentes à amostra CA3, última amostra soldada a 800 RPM e 150 mm/min, que representa a condição de maior aporte térmico deste estudo. Na Figura 74(a), referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a presença de poucas regiões de coloração clara, concentradas predominantemente na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Esse contraste indica a retenção de fragmentos do aço DP600 ou de compostos intermetálicos (CIMs) que permaneceram aderidos à matriz, reforçando a ocorrência de união metalúrgica entre os materiais.

A partir da imagem obtida por elétrons secundários (SE) na Figura 74(a) (à esquerda) e do maior detalhamento apresentado na Figura 74(b), nota-se uma morfologia de cordão mais lisa na região central, associada à presença de estruturas em degraus próximas ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo. Isso corrobora com Shen[2] e Geyer[42], em que o aumento do aporte térmico, promovido pela alta velocidade de rotação, otimizou as condições de escoamento plástico do alumínio, permitindo um melhor preenchimento das cavidades e uma mistura mais eficiente com o aço[2, 3, 42, 44].

Além disso, observa-se nesta amostra uma superfície de fratura caracterizada pela presença de vales, o que indica que a interface consolidada superou a resistência mecânica local do alumínio. Consequentemente, o ensaio de cisalhamento provocou o arrancamento de fragmentos da matriz de alumínio, que permaneceram ancorados à chapa de aço DP600[48, 58, 59]. A superfície de fratura frágil que ocorreu através da camada de compostos intermetálicos é ilustrada na Figura 74(c). Observa-se uma topografia com degraus de clivagem e trincas que se propagaram perpendicularmente ao sentido de aplicação da solicitação cisalhante. Essas fendas, segundo Coelho[46], podem estar relacionadas a microtrincas formadas durante os estágios de nucleação e crescimento da camada de CIMs, que atuam como concentradores de tensão, reduzindo a resistência mecânica da junta e de suas regiões adjacentes. Na Figura 74(d), detecta-se o efeito da fragilização que a camada de CIMs provoca, em sinergia com a fragilização causada pela difusão de átomos de ferro para a chapa de alumínio; nota-se a presença de uma superfície granular, o que indica a atuação do mecanismo de fratura intergranular, de forma análoga à observada na amostra CA1[46, 48, 58-63].

Figura 74 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CA3) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) fragmento de material aderido na chapa de alumínio, (d) fratura intergranular adjacente ao material aderido, (e-f) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço e (g) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

A cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço é apresentada nas Figuras 74(e) e 74(f), nas quais se observam marcas de arraste, confirmando a efetiva atuação do mecanismo de intertravamento mecânico. Contudo, no gancho de ancoramento do lado de recuo (Figura 74(g)), observam-se poucas marcas de arraste. Contudo, em seu interior, nota-se uma trinca indicando que a carga

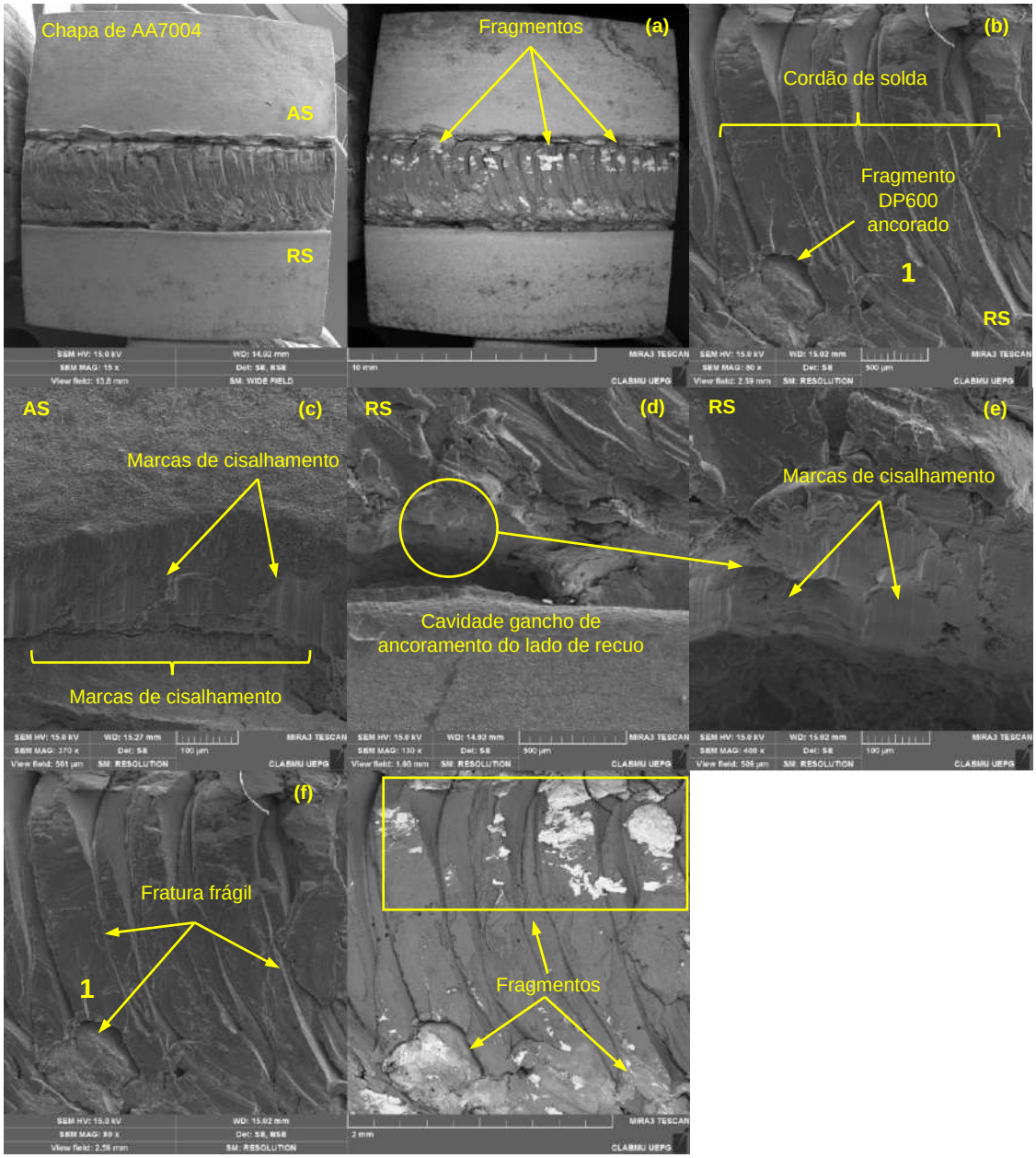
cisalhante provocou a nucleação e o crescimento de uma fenda na chapa de alumínio, conforme já constatado na macrografia das amostras após o ensaio de cisalhamento. Este fato é crítico para o desempenho mecânico da junta, segundo Wang[44], a presença de uma trinca no topo do gancho de ancoramento, em conjunto com a redução da espessura efetiva de carga da chapa de alumínio, pode levar à falha prematura por ruptura[42, 44, 46, 48, 58].

Considerando os aspectos morfológicos observados na superfície de fratura da chapa de alumínio, aliados ao limite de resistência à ruptura de 113 MPa e ao perfil da curva tensão-deformação cisalhante, que evidenciou nítida deformação plástica macroscópica (Figura 60), infere-se que o elevado aporte térmico otimizou o escoamento plástico do material. Essa condição térmica promoveu uma drástica redução de defeitos volumétricos e propiciou a formação de compostos intermetálicos ao longo da interface, de forma consistente com as amostras anteriores de mesma condição, contribuindo para a manutenção dos maiores valores de resistência mecânica registrados no estudo. Conclui-se, no entanto, que a ruptura final da junta ainda é governada pelo mecanismo de fratura frágil. Apesar desse modo de falha, a consolidação da interface para esta condição demonstrou capacidade significativamente superior de suportar o carregamento mecânico imposto, por meio do aumento da velocidade de rotação[3, 42, 44, 46, 48, 58].

As imagens da superfície de fratura referentes à amostra CB1, soldada a 800 RPM e 250 mm/min, isto é, a condição de menor aporte térmico dentro do grupo soldado a 800 RPM estão ilustradas na Figura 75. Referente à superfície de fratura da chapa de alumínio (Figura 75(a)), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), maior quantidade de regiões de coloração mais clara em comparação com a condição anterior. Esse comportamento evidencia a efetiva ocorrência de união metalúrgica entre os materiais.

A morfologia interna do cordão na chapa de alumínio é ilustrada na Figura 75(b). Nota-se que a redução do aporte térmico, promovida pelo aumento da velocidade de avanço, resultou no retorno dos vales entre as estruturas em camadas semicirculares, de maneira análoga ao que ocorreu na condição BB (600 RPM e 250 mm/min). Tal constatação corrobora com o que Wang[44] afirma sobre aumento da velocidade de avanço sobre a morfologia da superfície de fratura e a eficiência do fluxo plástico[3, 42, 44, 58].

Figura 75 - Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CB1) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (e) microssulcamento no interior da cavidade e (f) fragmentos de material aderidos à chapa de alumínio.



Fonte: O autor.

As cavidades dos ganchos de ancoramento mecânico estão detalhados nas Figuras 75(c), 75(d) e 75(e). Analisando a Figura 75(c), é possível observar marcas de desgaste arraste próximas à cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Adicionalmente, de modo semelhante ao observado na condição anterior, nas Figuras 75(d) e 75(e), nota-se a presença de marcas de cisalhamento também na região do gancho de ancoramento do lado de recuo. Essa observação

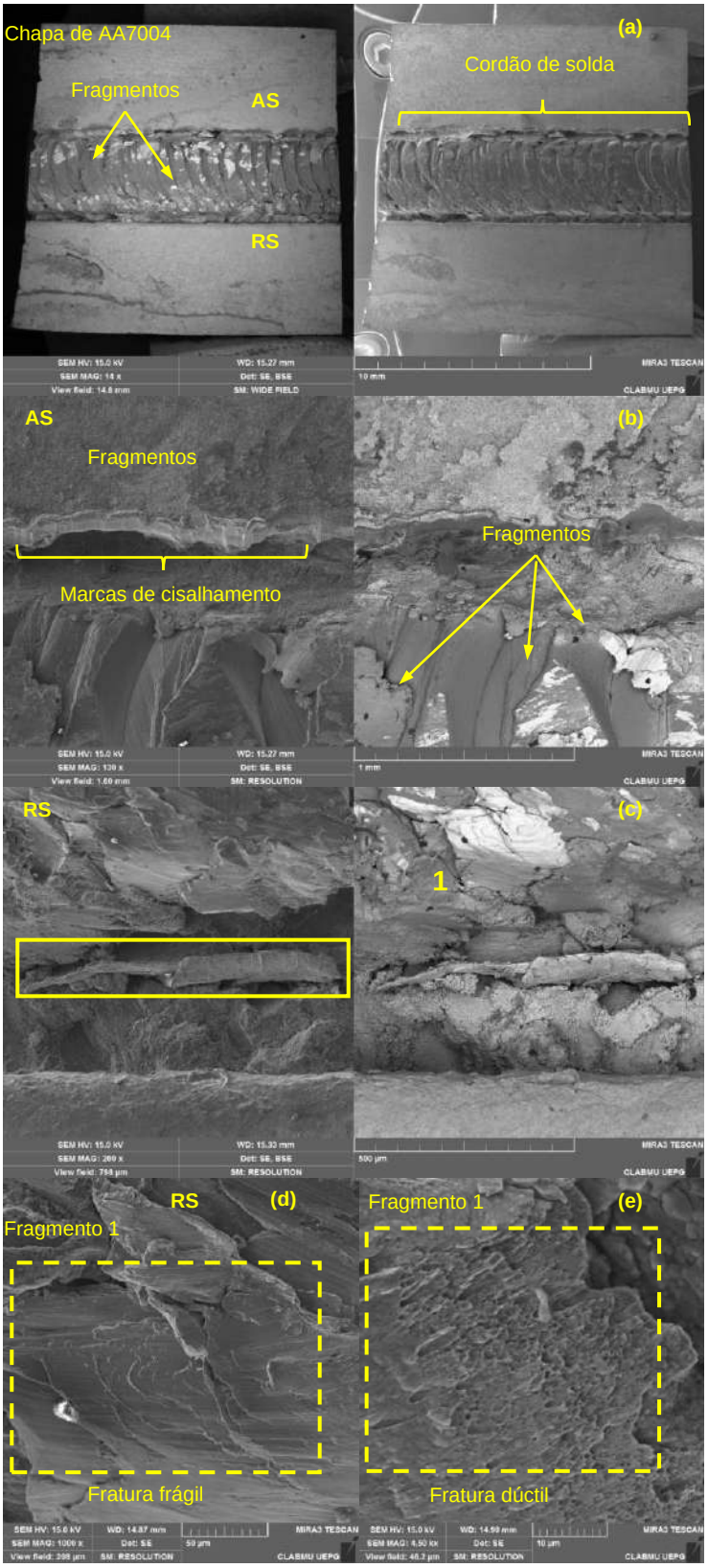
indica que, durante o ensaio de cisalhamento, ambos os ganchos de ancoramento atuaram, suportando a carga cisalhante e retardando o desplacamento da interface por meio do mecanismo de intertravamento mecânico[3, 42, 44, 58].

Na Figura 75(f), observa-se, com maiores detalhes, fragmentos de material aderido que podem corresponder à liga DP600 ou a compostos intermetálicos (CIMs). A topografia de todos os fragmentos exibe superfícies lisas, com degraus de clivagem, o que caracteriza a separação desse material por um mecanismo de fratura frágil. No canto inferior esquerdo da imagem, nota-se a presença de material ancorado gancho de ancoramento mecânico à chapa de alumínio, próximo ao gancho de ancoramento mecânico de recuo; com base na macrografia da condição CB (Figura 41), é possível correlacionar esse material aderido a um fragmento de aço DP600 que se fraturou durante o ensaio mecânico. Por sua vez, no canto superior direito, infere-se que o material aderido é resultado da forte ligação promovida pela camada de CIMs, que fez com que porções da chapa de aço permanecessem ancoradas à superfície do alumínio após a ruptura[46, 48, 58, 59].

Por fim, constata-se que, mesmo com a redução do aporte térmico (decorrente do aumento da velocidade de avanço), a junta apresentou alta resistência mecânica, com um limite médio de resistência à ruptura de 100 MPa, o que a coloca no terceiro grupo de maior resistência do estudo. Além disso, essa condição apresentou deformação macroscópica da chapa de alumínio prévia à falha, indicando que tanto a ancoragem dos ganchos quanto a formação controlada dos CIMs contribuíram positivamente para a consolidação e a resistência estrutural da junta. Esse resultado demonstra que, ao utilizar uma velocidade de rotação de 800 RPM, é viável a aplicação de velocidades de avanço maiores, permitindo a otimização e o ganho de produtividade no processo de soldagem[3, 42, 44, 46, 48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da amostra CB2, soldada a 800 RPM e 250 mm/min estão ilustradas na Figura 76. Referente à superfície de fratura da chapa de alumínio, observa-se, na imagem à esquerda (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), maior quantidade de regiões de coloração mais clara, indicando a ocorrência de união metalúrgica entre os materiais.

Figura 76 – Superfície de fratura da liga AA7004 (amostra CB2) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE) e visão do cordão de solda, (b) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) perfil da cavidade do gancho de ancoramento no lado de recuo, (d-e) detalhes da superfície de fratura do material aderido.



Fonte: O autor.

Ainda na Figura 76(a), nota-se que a redução do aporte térmico promoveu o mesmo efeito de retorno dos vales entre as estruturas em camadas semicirculares, além da presença de fragmentos de material aderido espalhados ao longo de toda a extensão. As cavidades dos ganchos de ancoramento mecânico são apresentadas nas Figuras 76(b) e 76(c). Analisando a Figura 76(b), é possível observar marcas de cisalhamento próximas à cavidade do gancho de ancoramento do lado de avanço, e ao longo de toda a sua extensão.

Adicionalmente, pela imagem obtida por elétrons retroespalhados (à direita), constata-se a presença de fragmentos de aço DP600 e de CIMs ancorados na superfície interna do cordão da chapa de alumínio. Por sua vez, na Figura 76(c), observa-se que não há marcas de cisalhamento na região adjacente ao gancho de ancoramento do lado de recuo; contudo, no interior da cavidade desse gancho de ancoramento, nota-se a presença de um fragmento de aço DP600 que permaneceu ancorado nesta região[42, 44, 58, 59].

Nas Figuras 76(d) e 76(e), observa-se, com maior detalhamento, a superfície de fratura do fragmento de aço DP600 ancorado à chapa de alumínio. A dinâmica dessa falha baseia-se nos fenômenos observados nas condições anteriores, em que a presença de microtrincas prévias, aliada à severa tensão cisalhante, resulta na falha frágil desse fragmento, fato corroborado pela observação de uma topografia lisa e de degraus de clivagem[42, 44, 46, 48, 58].

Entretanto, na extremidade desse fragmento, observa-se que uma porção inicial sofreu fratura dúctil, caracterizada pela presença de pequenos alvéolos. Infere-se, portanto, que o destacamento do fragmento pode ter sido iniciado de forma dúctil), como também observado por Valizade[58], contudo, devido à severidade do carregamento durante o ensaio, dos vazios volumétricos e à presença conjunta de microtrincas na fase de CIMs frágeis, ocorreu uma rápida transição para a fratura frágil[42, 44, 46, 48, 58].

Por fim, como observado na amostra CB1, a junta apresentou alta resistência mecânica, atingindo um limite de resistência à ruptura de 102 MPa. Esse resultado atesta a reprodutibilidade do processo e confirma que, mesmo com a redução do aporte térmico e com condições menos otimizadas de fluxo plástico, o efeito de sobreposição entre o forte intertravamento mecânico (evidenciado pelos fragmentos retidos nas cavidades) e a ancoragem metalúrgica (CIMs) foi suficiente para garantir a integridade estrutural da junta de soldagem[42, 44, 46, 48, 58].

5.2.5 Análise fractográfica da chapa DP600

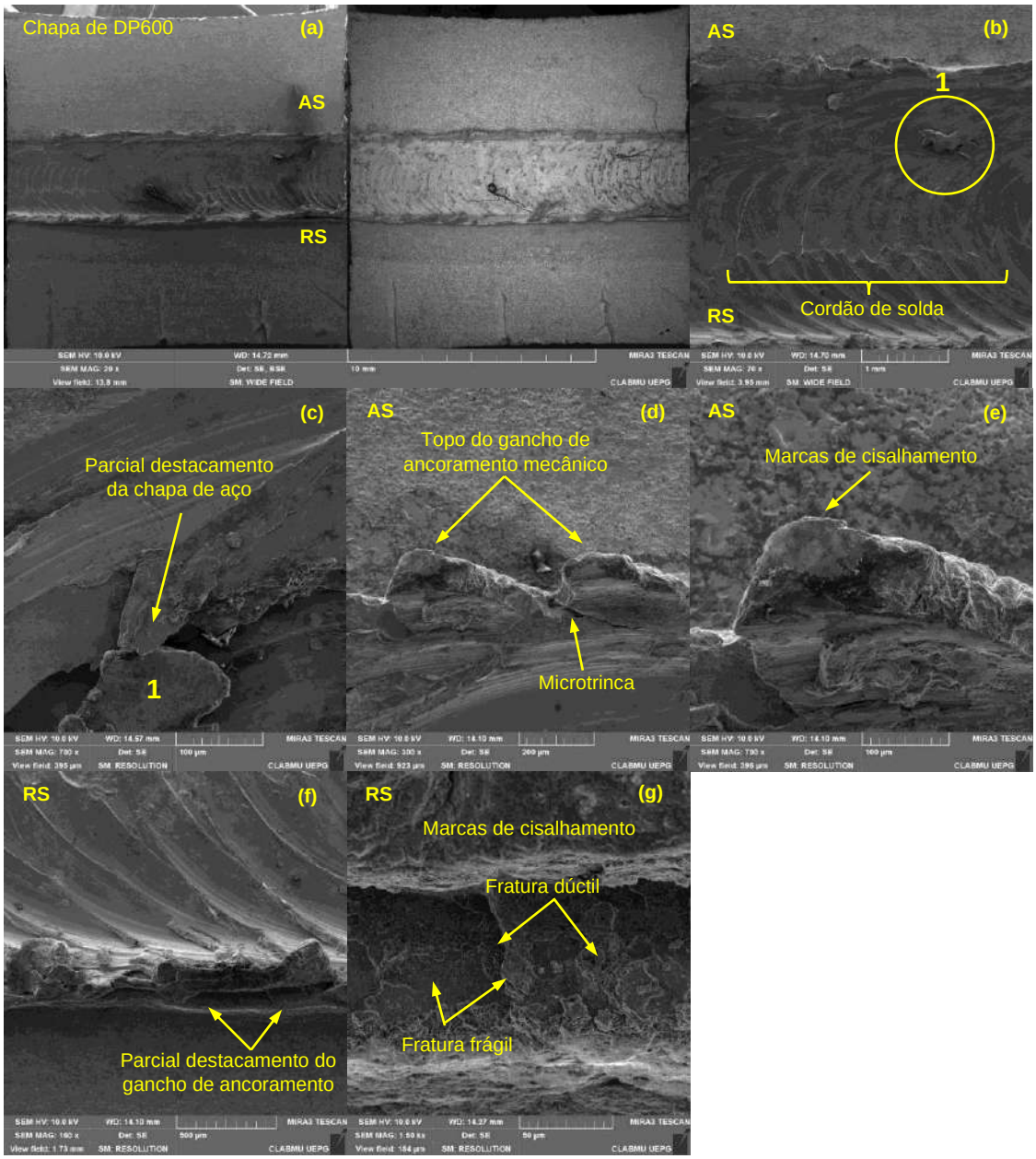
5.2.5.1 Grupo A 400 RPM

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra AA1, soldada a 400 RPM e 150 mm/min, a única amostra avaliada neste grupo estão ilustradas na Figura 77. Referente à superfície de fratura da chapa de aço (Figura 77(a)), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), pequenos pontos escuros distribuídos ao longo de toda a extensão do cordão de solda interno. Tratando-se da matriz de aço (que possui maior número atômico e coloração clara no modo BSE), infere-se que esses pontos escuros são vestígios da liga de alumínio que permaneceram aderidos após o ensaio de cisalhamento. Isso demonstra que houve regiões de difusão localizada, propiciando a nucleação e o crescimento de CIMs.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço é apresentada na Figura 77(b), na qual é possível observar as marcas de passagem do pino da ferramenta, com superfície lisa e marcas semicirculares espaçadas periodicamente, o que demonstra o deslocamento da ferramenta de soldagem. Adicionalmente, na Figura 77(c), observa-se uma estrutura aderida, que pode estar correlacionada a um fragmento de aço que iniciou o processo de fratura, mas manteve-se parcialmente retido na própria chapa de aço, em vez de se destacar completamente para a matriz de alumínio[42, 44, 46, 48].

As Figuras 77(d) e 77(e) demonstram a morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, que originalmente se encontrava ancorado à cavidade observada na análise fractográfica da chapa de alumínio da mesma condição. A Figura 77(e) mostra uma marca de cisalhamento na extremidade do gancho de ancoramento do lado de avanço, indicando que essa extremidade suportou a tensão cisalhante, gerando marcas devido ao intenso atrito entre as superfícies dos materiais instantes antes da falha. Por sua vez, na Figura 77(f), na região do gancho de ancoramento do lado de recuo, não foram detectadas marcas de cisalhamento, como as observadas no gancho de ancoramento mecânico de avanço. [42, 44, 58,

Figura 77 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra AA1) obtida a 400 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) destacamento incompleto de parte da chapa DP600 (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

Nas Figuras 77(f) e 77(g), evidencia-se que o mecanismo de intertravamento mecânico atuou de modo que uma porção do gancho de ancoramento mecânico de recuo se fraturou. Analisando a Figura 77(g), fica claro que a tensão cisalhante provocou o destacamento parcial desse gancho de ancoragem. Nota-se que o processo de ruptura se iniciou pontualmente por um mecanismo de fratura dúctil (devido à presença de pequenas regiões com alvéolos), contudo, o mecanismo de fratura frágil foi dominante, evidenciado pela maior quantidade de facetas e degraus

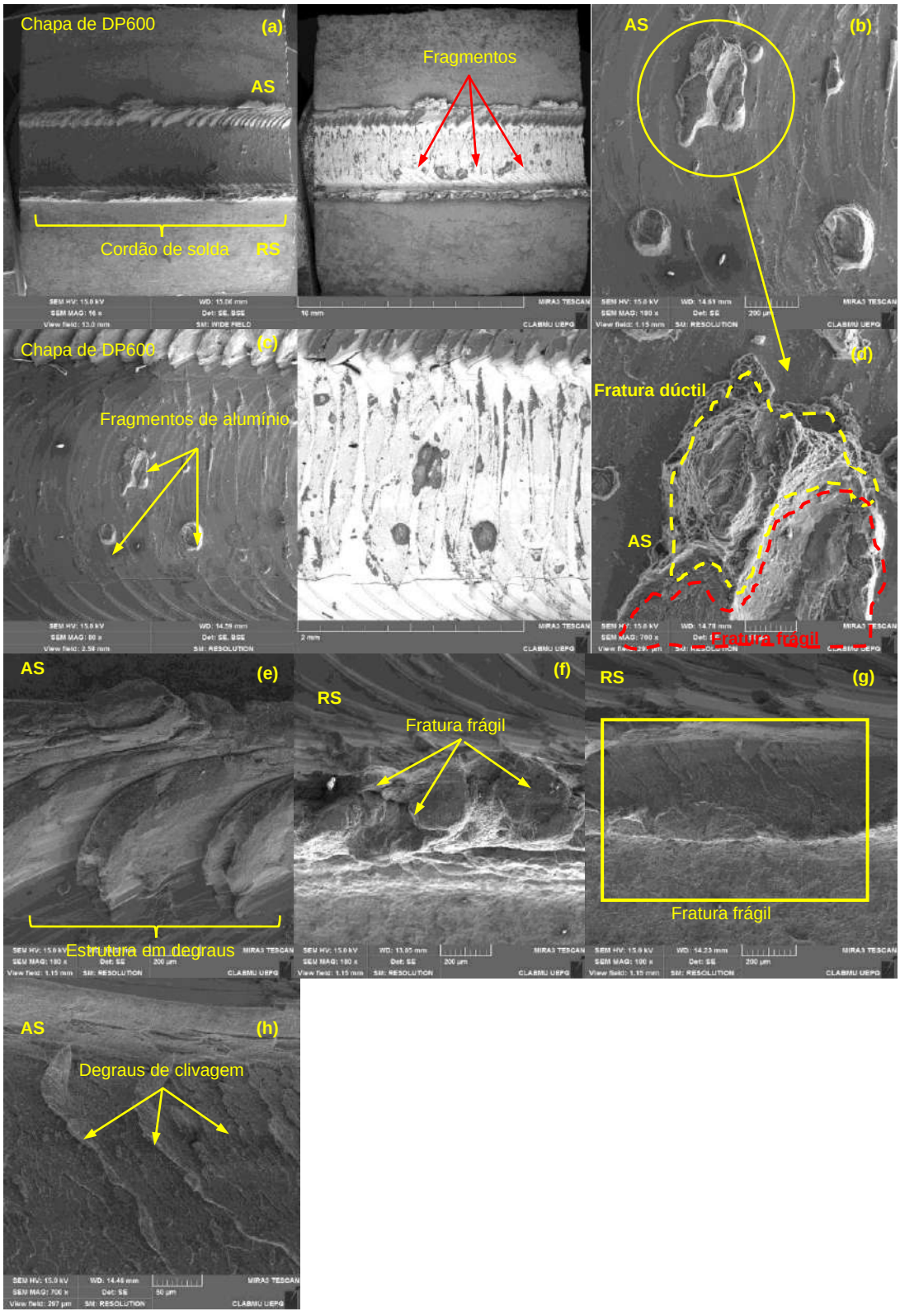
característicos. Por fim, ainda é possível notar, na região do cordão de solda próxima a este gancho de ancoramento mecânico, locais de onde os fragmentos de aço DP600 foram arrancados (por fratura frágil) e transferidos para a chapa de alumínio, correspondendo exatamente às regiões de coloração branca mapeadas anteriormente no modo BSE do lado do alumínio[42, 44, 58].

Considerando as características fractográficas da amostra AA1, associadas ao baixo limite de resistência à ruptura e ao comportamento predominantemente linear da curva tensão-deformação, infere-se que a falha ocorreu principalmente pela propagação de trincas na camada de compostos intermetálicos (CIMs). Essas trincas induziram o destacamento de fragmentos de aço, que posteriormente foram observados na superfície de fratura do alumínio. Essa hipótese é corroborada pela morfologia eminentemente frágil observada nas regiões destacadas. Adicionalmente, a presença de marcas de cisalhamento no gancho de ancoramento do lado de avanço e a fratura do gancho de ancoramento do lado de recuo indicam que o intertravamento mecânico atuou como o principal elemento de resistência da junta. Isso ocorre porque, nesta condição de baixo aporte térmico, a camada de CIMs não alcançou as condições termodinâmicas e difusivas ideais para garantir uma elevada resistência metalúrgica que pudesse atuar em sinergia com os ganchos de ancoramento[42, 44, 46, 48, 58].

5.2.5.2 Grupo B 600 RPM

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra BA1, soldada a 600 RPM e 150 mm/min estão apresentadas na Figura 78. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), pontos escuros distribuídos ao longo de toda a extensão do cordão de solda interno. Tratando-se da matriz de aço (de maior número atômico), infere-se que esses pontos escuros são fragmentos da liga de alumínio que permaneceram aderidos após o ensaio de cisalhamento.

Figura 78 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BA1) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) fragmentos de material aderido à chapa, (c) visão do cordão de solda (d) superfície do material aderido, (e) perfil gancho de ancoramento no lado de avanço, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (g-h) superfície de fratura frágil no gancho de ancoramento mecânico de recuo.



Fonte: O autor.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço está ilustrada na Figura 78(b), na qual é possível observar as marcas de passagem do pino da ferramenta, além de uma topografia lisa com marcas semicirculares espaçadas periodicamente. Adicionalmente, na região próxima ao gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, pode-se observar a mesma estrutura em degraus verificada nas amostras de alumínio. Tal estrutura demonstra que o efeito de amolecimento da chapa de DP600, ocasionado pelo aumento do aporte térmico, foi mais intenso do que na condição de 400 RPM e 150 mm/min (condição AA), o que permitiu que um volume maior de aço escoasse pela região de passagem do pino da ferramenta[3, 42, 44].

As Figuras 78(c) e 78(d) apresentam, em maior detalhe, os fragmentos da liga AA7004 ancorados à superfície de fratura da chapa de DP600. Na Figura 78(d), pode-se observar detalhadamente a superfície de fratura deste fragmento de alumínio, que apresenta um modo de falha misto: nota-se a presença de regiões de fratura dúctil, evidenciadas por pequenos alvéolos, adjacentes a regiões que sofreram fratura frágil, decorrentes da severa tensão cisalhante provocada pelo ensaio e da influência frágil da camada de compostos intermetálicos[48, 58, 59].

A morfologia dos ganchos de ancoramento mecânico está ilustradas nas Figuras 78(e) e 78(f). Não foi detectada nenhuma característica macroscópica distinta daquela observada na amostra anterior; contudo, no gancho de ancoramento do lado de recuo, nas Figuras 78(f) e 78(g), nota-se a ausência de uma porção de material.

Analisando sua topografia, conclui-se que o mecanismo de fratura foi eminentemente frágil, devido à presença de múltiplos degraus de clivagem em sua superfície. Fato que corrobora diretamente essa constatação é a observação de um fragmento de aço DP600, com superfície de fratura tipicamente frágil, retido exatamente na cavidade correspondente ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo na chapa de alumínio, sob as mesmas condições[48, 58, 59].

Considerando as características fractográficas observadas na amostra BA2, isto é, a presença de fragmentos de material distinto aderidos às cavidades dos ganchos de ancoramento em ambas as superfícies de fratura e a constatação de marcas de cisalhamento nas regiões adjacentes aos ganchos de ancoramento, além de se associar o comportamento da curva tensão-deformação cisalhante ao alto limite de resistência à ruptura, infere-se que a interface suportou cargas substancialmente elevadas. O maior aporte térmico otimizou o efeito de sobreposição entre o ancoramento mecânico (intertravamento provido pelos ganchos de ancoramento

mecânico) e a união metalúrgica (formação de CIMs). Isto garantiu uma junta de soldagem capaz de provocar deformação plástica macroscópica na chapa de alumínio antes de sua ruptura final[3, 42, 44, 46-48, 58, 59].

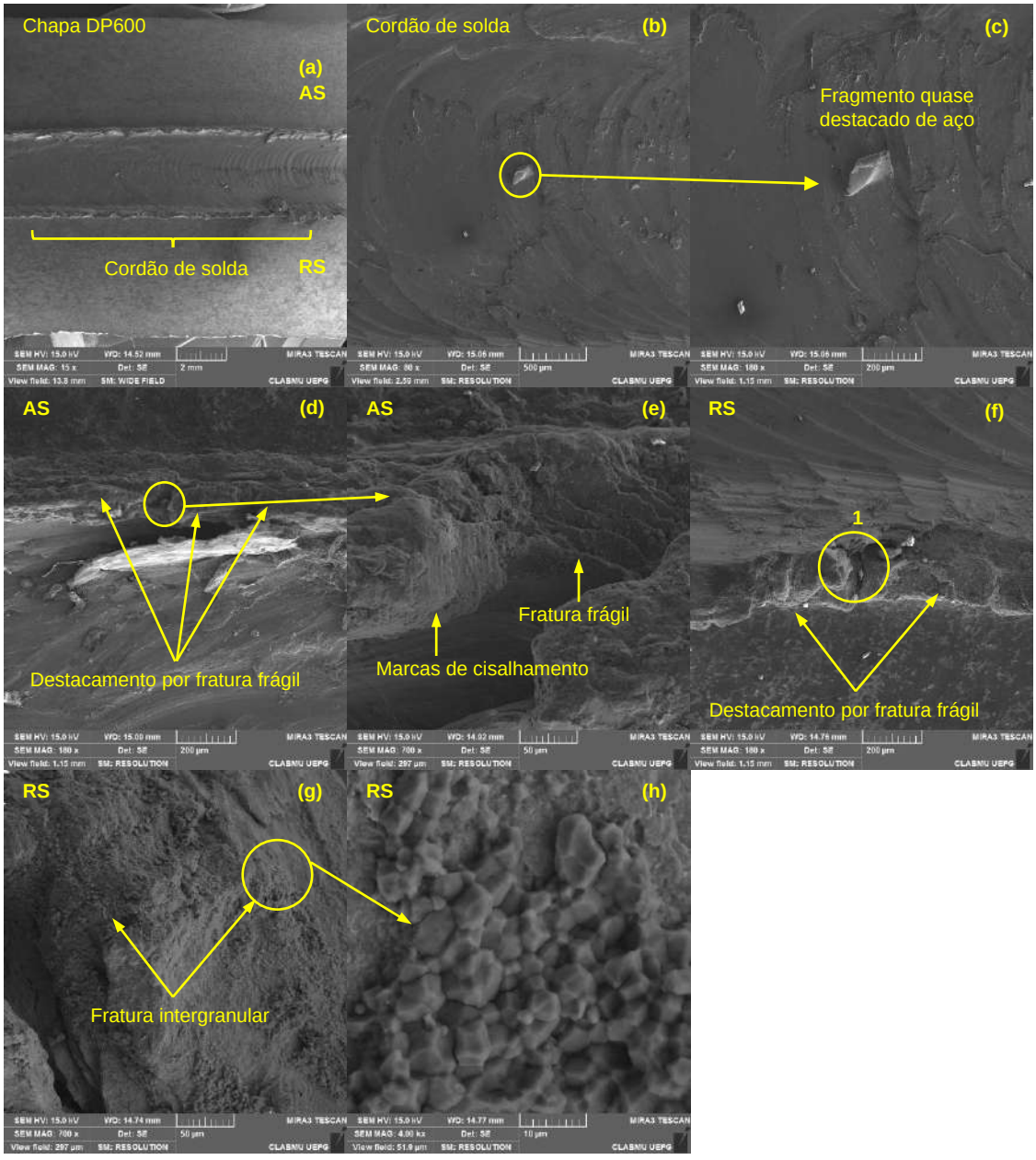
As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra BA2, última amostra em análise, soldada a 600 RPM e 150 mm/min, estão ilustradas na Figura 79. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, observa-se a ausência de fragmentos de material aderido. Isso indica que a decoesão ocorreu com a retenção de uma quantidade insignificante de vestígios da chapa de alumínio ancorados no aço DP600, como ocorreu na amostra BA1; contudo, conforme verificado na análise da contraparte, há vestígios dos ganchos de ancoramento mecânico de aço retidos na chapa de alumínio.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço é apresentada nas Figuras 79(b) e 79(c), nas quais é possível observar as marcas de passe do pino da ferramenta sobre uma superfície de topografia lisa, caracterizada pelas típicas estrias semicirculares. Nota-se um pequeno ressalto de material que, ao ser observado com maior detalhe na Figura 79(c), revela tratar-se de um fragmento da matriz de DP600 que sofreu um destacamento parcial e não escoou em direção à matriz de alumínio.

A região do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço está apresentada nas Figuras 79(d) e 79(e), nas quais é possível constatar a atuação do mecanismo de intertravamento durante o ensaio de cisalhamento, evidenciada pela presença de regiões fraturadas e de destacamento parcial do gancho de ancoramento. Na Figura 79(e), os degraus de clivagem típicos de uma fratura frágil ocorrida em uma porção desse gancho de ancoramento podem ser observadas[42, 44, 58].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, por sua vez, não apresenta marcas evidentes de cisalhamento, Figuras de 79(f) a 79(h), contudo, observa-se a intensa ação de intertravamento mecânico desse gancho de ancoramento mecânico, decorrente da presença de regiões trincadas e da ausência de seções ao longo de todo o seu comprimento como pode ser visto nas Figuras 79(g) e 79(h), onde o destacamento final do gancho de ancoramento mecânico ocorreu pelo mecanismo de fratura intergranular, o qual representa a condição mais severa de fratura frágil e indica a ação da difusão em fragilizar os contornos assim como observado na contraparte de alumínio[42, 44, 58].

Figura 79 - Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BA2) obtida a 600 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo, (b) visão do cordão de solda, (c) destacamento incompleto da chapa DP600 (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo e (h) fratura intergranular no gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

Considerando as características fractográficas observadas na amostra BA3, isto é, a ausência de fragmentos de alumínio aderidos ao aço, a ruptura localizada nos ganchos de ancoramento e a curva tensão-deformação cisalhante que apresentou comportamento macroscópico plástico prévio à falha. Conclui-se que a resistência oferecida por esta junta assemelha-se à da amostra BA1, isto é, é governada pelo mecanismo de intertravamento dos ganchos de ancoragem mecânica. Contudo, não

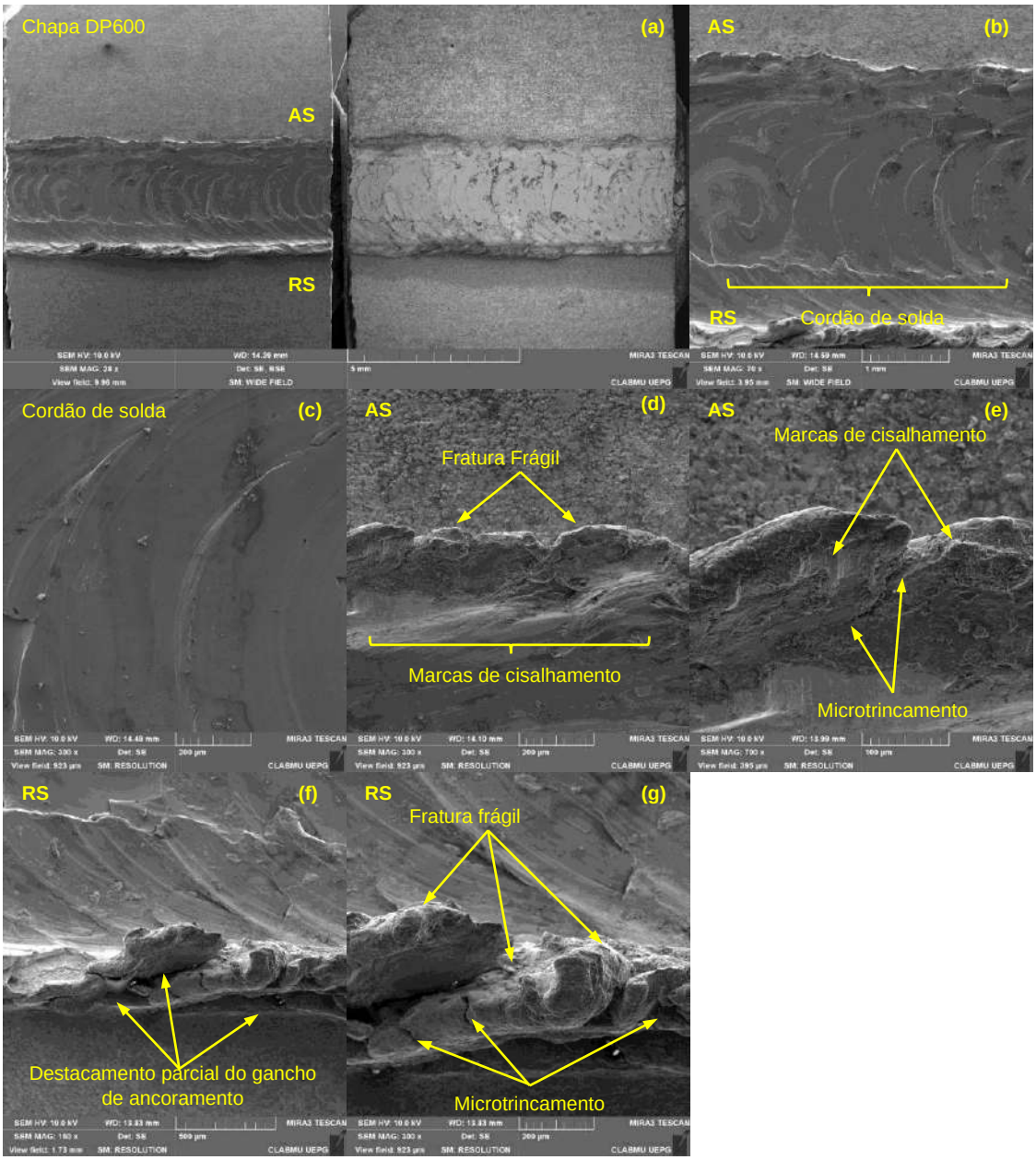
se pode descartar a contribuição dos CIMs para a resistência mecânica final. Essa premissa sustenta-se no argumento da amostra BA1, na qual há fragmentos ancorados na contraparte de alumínio desta mesma amostra, indicando áreas de reações difusivas e de formação da fase intermetálica[3, 42, 44, 46, 48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra BB1, soldada a 600 RPM e 250 mm/min, o que representa uma condição de menor aporte térmico em relação à anterior estão apresentadas na Figura 80. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, Figura 80(a) observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a ausência de pontos escuros no cordão de solda interno. Isso indica que o desplacamento ocorreu com a permanência insignificante de vestígios da chapa de alumínio ancorados ao aço DP600; contudo, conforme verificado na análise da chapa oposta, fragmentos de aço ficaram retidos na matriz de alumínio.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço, detalhada nas Figuras 80(b) e 80(c), permite observar as marcas de passagem do pino da ferramenta, além de uma topografia lisa com as típicas marcas semicirculares. Nota-se claramente o efeito do aporte térmico reduzido na morfologia do cordão, em que o padrão se assemelha ao da condição AA1, caracterizando-se pela ausência de estruturas em degraus próximas aos ganchos de ancoramento mecânico, diferentemente do observado na condição soldada a 600 RPM e 150 mm/min (condição BA)[3, 42, 44].

A região do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço estão apresentadas nas Figuras 80(d) e 80(e), na qual é possível observar marcas de cisalhamento indicativas da ação do mecanismo de intertravamento durante o ensaio de cisalhamento. Nas Figuras 80(f) e 80(g), por sua vez, é apresentada a região do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, na qual é possível notar o destacamento (lascamento) de uma porção de material, fenômeno análogo ao observado no gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo da amostra AA1 (400 RPM e 150 mm/min).

Figura 80 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BB1) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo, (b-c) visão do cordão de solda, (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço (f-g) perfil gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

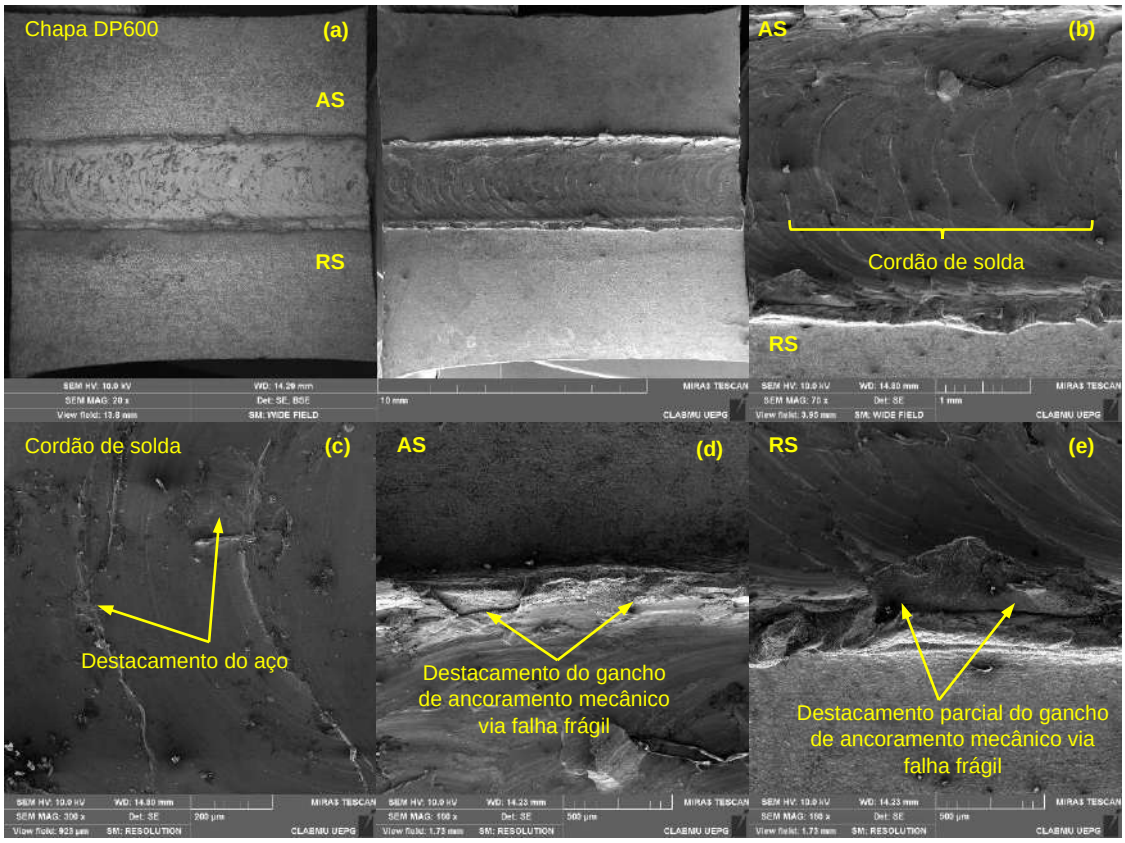
Além disso, à esquerda da imagem, identifica-se outra região gancho de ancoramento mecânico em que parte do gancho de ancoramento mecânico se fraturou e permaneceu ancorada à chapa de alumínio. Esse fato é corroborado pela topografia lisa observada tanto na superfície de fratura da chapa de aço quanto na do fragmento retido na cavidade correspondente, no lado do alumínio (Figura 69)[42, 44, 58, 59].

Considerando as características fractográficas observadas na amostra BB1, isto é, a ausência de fragmentos de alumínio aderidos próximos aos ganchos de ancoramento do aço, as marcas de cisalhamento e fratura nos ganchos de ancoramento mecânico, bem como o comportamento majoritariamente linear da curva tensão-deformação, conclui-se que o desplacamento ocorreu predominantemente na interface. A decoesão dos fragmentos de aço que permaneceram no alumínio foi governada pelo mecanismo de fratura frágil. Além disso, as fraturas locais e as marcas de desgaste evidenciam que os ganchos de ancoramento mecânico tentaram suportar a tensão cisalhante. Dado o baixo valor da tensão de ruptura final desta amostra, infere-se que o mecanismo de intertravamento mecânico atuou de forma muito mais intensa e primária do que a união metalúrgica, uma vez que a mistura dos materiais e a formação de compostos intermetálicos (CIMs) foram insuficientes para garantir a integridade da junta nesta condição[3, 42, 44, 46, 48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra BB2, soldada a 600 RPM e 250 mm/min, que representa a segunda amostra da condição de menor aporte térmico, são apresentadas na Figura 81. Referente à superfície de fratura da chapa de aço (Figura 81(a)), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a ausência de pontos escuros no cordão de solda interno. Esse aspecto indica o desplacamento total da interface DP600/CIM, resultando em uma configuração na qual, conforme verificado na análise da chapa oposta, apenas fragmentos de aço permaneceram ancorados à matriz de alumínio.

A morfologia interna do cordão de solda na chapa de aço está ilustrada nas Figuras 81(b) e 81(c), que revelam o mesmo padrão observado na amostra BB1. Constata-se uma topografia lisa, com marcas de passe da ferramenta, e a ausência de estrutura em degraus nas proximidades dos ganchos de ancoramento mecânico. Esse comportamento confirma, mais uma vez, o efeito da redução do aporte térmico na restrição do fluxo plástico do aço. Além disso, na Figura 81(c), nota-se a superfície de fratura correspondente a um dos fragmentos de aço observados ancorados à superfície de fratura do alumínio (Figura 70). Essa correspondência morfológica indica que houve áreas pontuais de união metalúrgica efetiva com a presença da camada de CIMs[3, 42, 44].

Figura 81 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BB2) obtida a 600 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo, (b-c) visão do cordão de solda, (d-e) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

As regiões do gancho de ancoramento mecânico, no lado de avanço e no de recuo, são apresentadas nas Figuras 81(d) e 81(e), respectivamente. Em nenhuma das duas estruturas foram observadas marcas de cisalhamento, mas foram observados indícios de lascamento no gancho de ancoramento mecânico, o que demonstra a efetividade do mecanismo de intertravamento[42, 44, 58].

Considerando as características fractográficas da amostra BB2 avaliadas em ambas as chapas (aço e alumínio), nota-se uma severidade de condições que culminou no baixo limite de resistência à ruptura desta junta. O baixo aporte térmico não forneceu a energia necessária para o amolecimento adequado da chapa de aço DP600. Esse fato é corroborado pela macrografia da interface de soldagem, na qual se observaram fragmentos de aço destacados previamente ao ensaio de cisalhamento. Essa quebra prematura evidencia a presença de áreas desprovidas de ligação metalúrgica, o que deteriora a área efetiva de suporte de carga da junta. Apesar dessa deficiência crítica, conclui-se que a ação de ancoragem mecânica dos ganchos de ancoramento mecânico, associada às frações da interface onde a camada

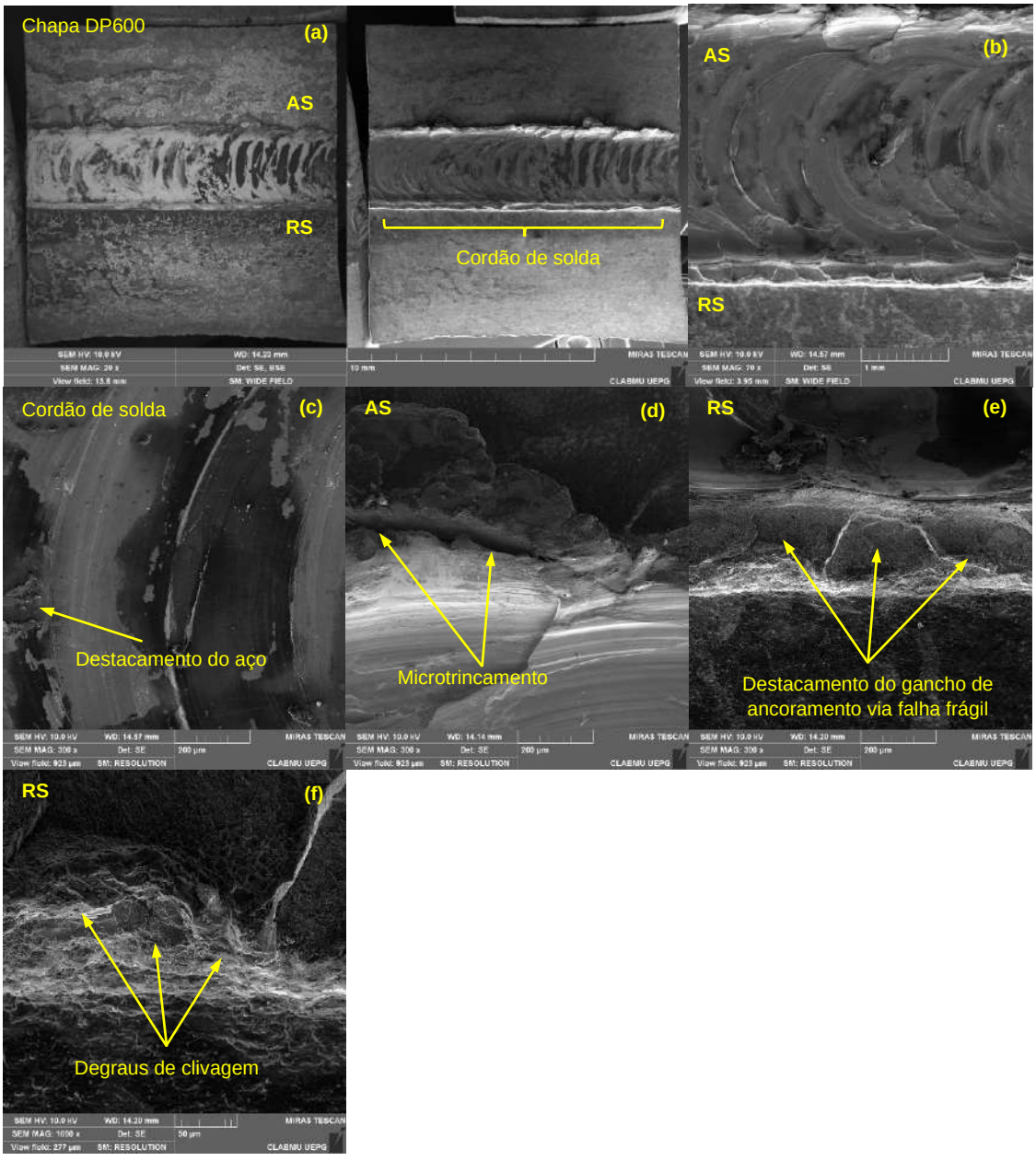
de CIMs foi efetivamente formada, atuou em conjunto para sustentar a tensão cisalhante até o desplacamento[3, 42, 44, 46, 48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra BC1, soldada a 600 RPM e 350 mm/min, o que representa a condição de menor aporte térmico deste grupo, estão ilustradas na Figura 82. Referente à superfície de fratura da chapa de aço (Figura 82(a)), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), a completa ausência de pontos escuros no cordão de solda interno. Esse comportamento era esperado, uma vez que a condição anterior (de aporte térmico ligeiramente superior) já havia apresentado uma quantidade insignificante de fragmentos de alumínio aderidos à chapa de aço.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço é apresentada nas Figuras 82(b) e 82(c), que revelam uma topografia lisa que preserva as marcas de passagem do pino da ferramenta. Ao longo do eixo longitudinal da região central do cordão, não se detectam áreas com características de fratura frágil. Essa ausência é corroborada pela análise da superfície de fratura do alumínio para esta mesma condição (Figura 72), na qual não foram detectados fragmentos de aço na porção central do cordão, estando estes restritos apenas às regiões dos ganchos de ancoramento mecânico[3, 42, 44].

Na Figura 82(d), observa-se o destacamento de parte do topo do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Correlacionando esse aspecto com a macrografia da interface de soldagem da condição BC (Figura 39), conclui-se que o formato seccionado característico do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço atua como concentrador de tensões, favorecendo o fenômeno de fratura e de destacamento. Esse fato é comprovado pela observação direta de fragmentos de aço ancorados nas cavidades dos ganchos de ancoragem mecânica da contraparte de alumínio. Por sua vez, na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, Figuras 82(e) e 82(f), observa-se um modo de falha misto, com características de fratura frágil e dúctil. Isso indica que uma porção desse gancho de ancoramento mecânico sofreu ruptura e permaneceu aderida no interior da cavidade da contraparte de alumínio[42, 44, 58, 59].

Figura 82 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra BC1) obtida a 600 RPM e 350 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b-c) visão do cordão de solda, (d) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e-f) superfície de fratura do gancho de ancoramento no lado de avanço e perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

Considerando as características fractográficas da amostra BC1, constata-se uma severa deficiência na união metalúrgica. Essa falta de ligação química é comprovada pela ausência de fragmentos de aço efetivamente arrancados durante o ensaio de cisalhamento. Em vez disso, os fragmentos de aço retidos nas cavidades decorrem diretamente do amolecimento inadequado da chapa DP600 durante a soldagem. Devido ao baixo calor, o material não plastificou adequadamente e acabou

sofrendo fratura e ejeção em resposta à ação cisalhante intensa da própria ferramenta[3, 42, 44-48, 58, 59].

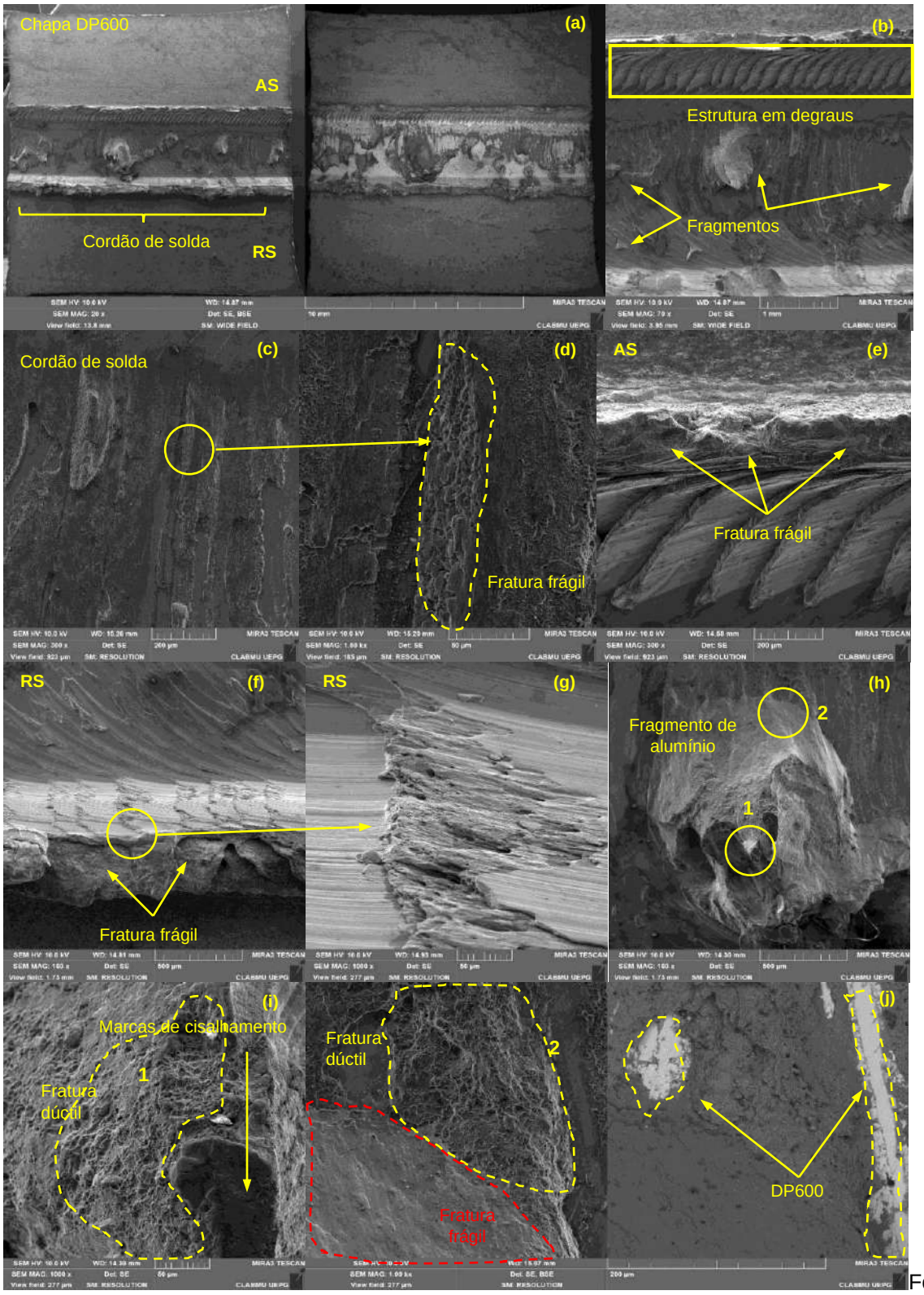
Consequentemente, esse cenário resultou em um baixo limite de resistência da junta, no qual o mecanismo de intertravamento dos ganchos de ancoramento precisou atuar quase exclusivamente. A restrição no fluxo plástico e na mistura prejudicou a consolidação da interface por meio da formação de compostos intermetálicos (CIMs), fato evidenciado pela ausência mútua de material transferido na região central (nem aço no alumínio, nem alumínio no aço), o que contrasta fortemente com as outras condições de soldagem do grupo de velocidade de rotação de 600 RPM[3, 42, 44-48, 58, 59].

5.2.5.3 Grupo C 800 RPM

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra CA1, soldada a 800 RPM e 150 mm/min, o que constitui a condição de maior aporte térmico deste estudo, estão apresentadas na Figura 83. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, na Figura 83(a), observa-se, na imagem à direita, que fragmentos da chapa de alumínio permaneceram ancorados ao longo de toda a extensão do cordão de solda interno. Inicialmente, é imperativo enfatizar que o elevado aporte térmico garantiu a consolidação de uma interface de soldagem tão robusta que a camada de compostos intermetálicos (CIMs) resistiu ao cisalhamento, de modo que a fratura ocorreu adjacente às superficies dos materiais de base[2, 3, 42, 44, 46].

A morfologia interna do cordão na chapa de aço está ilustrada na Figura 83(b), na qual é possível constatar as marcas de passe do pino da ferramenta, bem como o reaparecimento das estruturas em degraus. Isso indica que a combinação de alta velocidade de rotação e baixa velocidade de avanço resultou em um amolecimento otimizado. Como discutido anteriormente, essa condição promoveu melhorias significativas na formação da camada de CIMs, decorrentes do fluxo plástico eficiente e do maior contato interatômico entre as chapas de alumínio e de aço[3, 42, 44].

Figura 83 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA1) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c-d) detalhamento da superfície de fratura no cordão, (e) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (f-g) perfil do gancho de ancoramento mecânico de recuo, (h-i) superfície de fratura do topo e (j) da base do fragmento de alumínio aderido



Fonte: O autor.

Nas Figuras 83(c) e 83(d), ainda na análise da porção central do cordão, observam-se indícios de fratura frágil. As condições termomecânicas e químicas otimizaram o contato na interface, de modo que se formou uma camada de CIMs, a ponto de esta suportar o carregamento cisalhante e forçar a ruptura da junta por essa interface[46, 48, 58, 59, 61-63].

A morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço é apresentada na Figura 83(e), na qual não se observam marcas de cisalhamento nem indícios de fratura induzida pelo ensaio. Por sua vez, nas Figuras 83(f) e 83(g), observa-se a ocorrência de fratura frágil no gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, evidenciada pela topografia facetada da superfície (Figura 83(g)). A atuação deste mecanismo denota o estado crítico de tensões ao qual o gancho de ancoramento mecânico foi submetido, além de confirmar a atuação do intertravamento mecânico na tentativa de sustentar a carga crescente durante o ensaio[3, 42, 44].

Analisando detalhadamente o fragmento macroscópico de alumínio ancorado à chapa de aço (Figuras 83(h) e 83(i)), constata-se a ocorrência de um modo de falha misto. Observam-se regiões que falharam de maneira dúctil, evidenciadas pela presença de alvéolos, adjacentes a regiões de fratura frágil, com superfícies lisas e degraus de clivagem.

A retenção expressiva desse fragmento comprova a força da ligação metalúrgica induzida pelos compostos intermetálicos. Adicionalmente, na Figura 83(j) (imagem obtida por BSE), verifica-se a matriz de aço (coloração clara) sobreposta por vestígios escuros de alumínio na periferia do fragmento observado. Nessas zonas, as marcas de fratura dúctil atestam a capacidade da camada de CIMs de suportar a carga mecânica, induzindo a formação e coalescimento de vazios na matriz de alumínio[3, 42, 44, 46-48, 58].

Considerando as características fractográficas da amostra CA1, ou seja, a transferência substancial de fragmentos e vestígios de alumínio para a superfície da chapa de aço, associadas ao elevado limite de resistência. Conclui-se que a alta velocidade de rotação e a baixa velocidade de avanço geraram condições termodinâmicas otimizadas. De modo a obter uma mistura eficiente, a supressão de defeitos e a formação de CIMs. A consolidação da interface suportou cargas capazes de provocar o dobramento macroscópico da extremidade livre da chapa, culminando nos maiores valores de resistência à fratura do estudo. Contudo, apesar do excelente desempenho mecânico, o mecanismo final de fratura permanece consistente com as

observações anteriores e, segundo Geyer[42] e Wang[44], a fratura da interface ocorreu mecanismo frágil, com as trincas nucleando prioritariamente na camada de CIMs ou em concentradores locais de tensão, como as trincas nos ganchos de ancoramento mecânico e os defeitos de túnel[3, 42, 44-48, 58, 59].

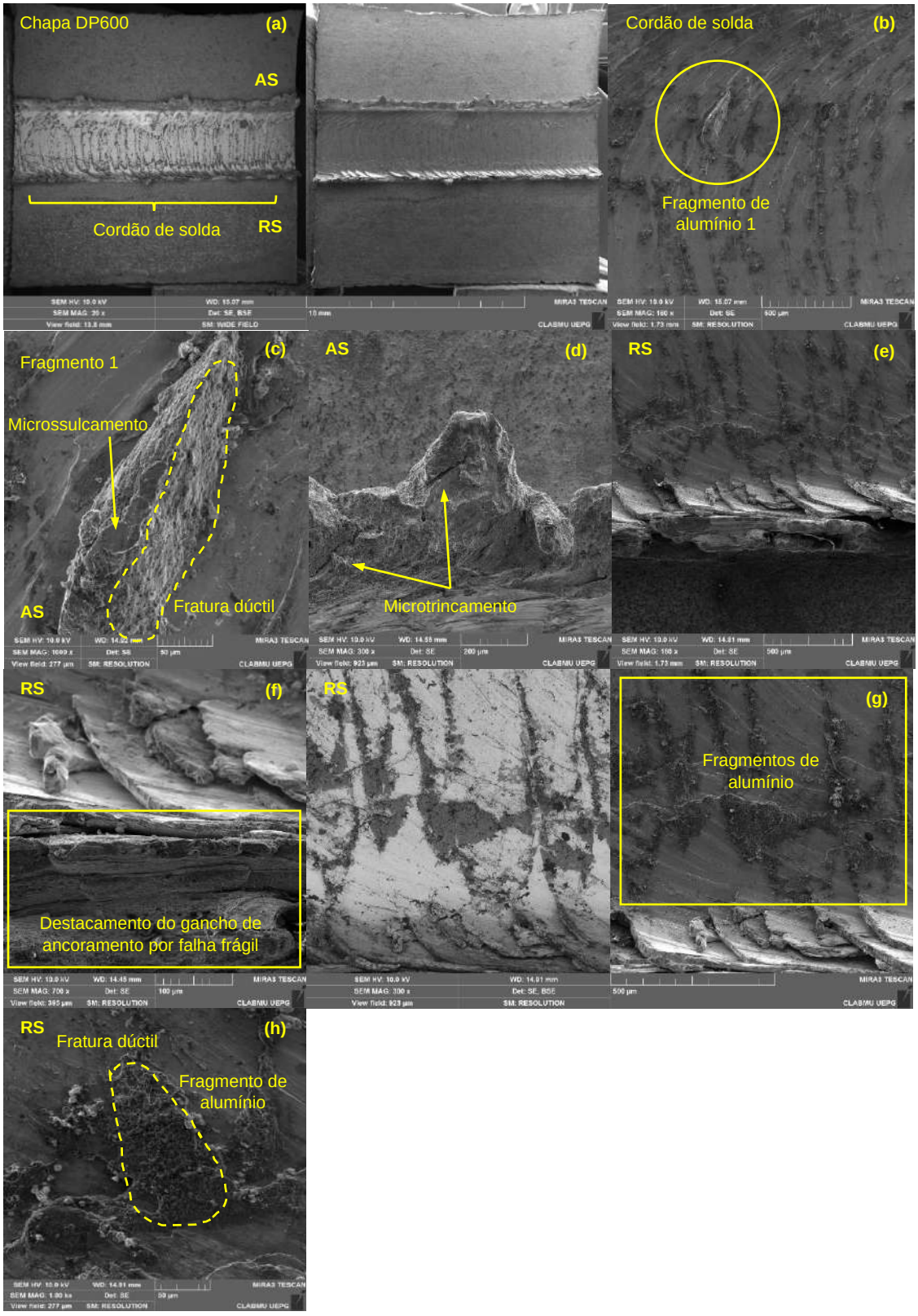
. As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra CA2, soldada a 800 RPM e 150 mm/min estão apresentadas na Figura 84. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, na Figura 84(a), observa-se, na imagem à esquerda, que fragmentos da chapa de alumínio novamente permaneceram ancorados, assim como na amostra CA1, onde o aporte térmico garante a consolidação de uma interface de soldagem mais robusta[3, 42, 44, 46].

A morfologia interna do cordão de solda na chapa de aço é ilustrada na Figura 84(b), na qual é possível observar as marcas de passe da ferramenta. Além disso, observam-se, em maior detalhe, os fragmentos de alumínio ancorados à superfície do aço. Na Figura 84(c), destaca-se a superfície de fratura de um desses fragmentos de alumínio retidos, indicando a atuação do mecanismo de fratura frágil, evidenciado pela topografia facetada[3, 46, 48, 58, 59].

A morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço está ilustrada na Figura 84(d), na qual se observam marcas de cisalhamento e microfissuras. Tais trincas indicam o processo preliminar que levaria ao destacamento dessa extensão do gancho de ancoramento e ao seu aprisionamento subsequente na superfície de fratura da chapa de alumínio.

Por sua vez, nas Figuras 84(e) e 84(f), constata-se que, de fato, houve o destacamento de parte da extensão do gancho de ancoramento do lado de recuo, conclusão baseada na observação de uma superfície de fratura lisa, contendo degraus de clivagem, e na presença de fragmentos de aço na cavidade do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo da superfície de fratura do alumínio (Figura 73). Esse fenômeno comprova a intensa atuação do mecanismo de intertravamento mecânico dos ganchos de ancoramento na tentativa de suportar a tensão durante o ensaio de cisalhamento[3, 42, 44, 58, 59].

Figura 84 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA2) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) superfície de fratura do material aderido, (d) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (e-f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (g-h) superfície de fratura do topo dos fragmentos de alumínio aderidos.



Fonte: O autor.

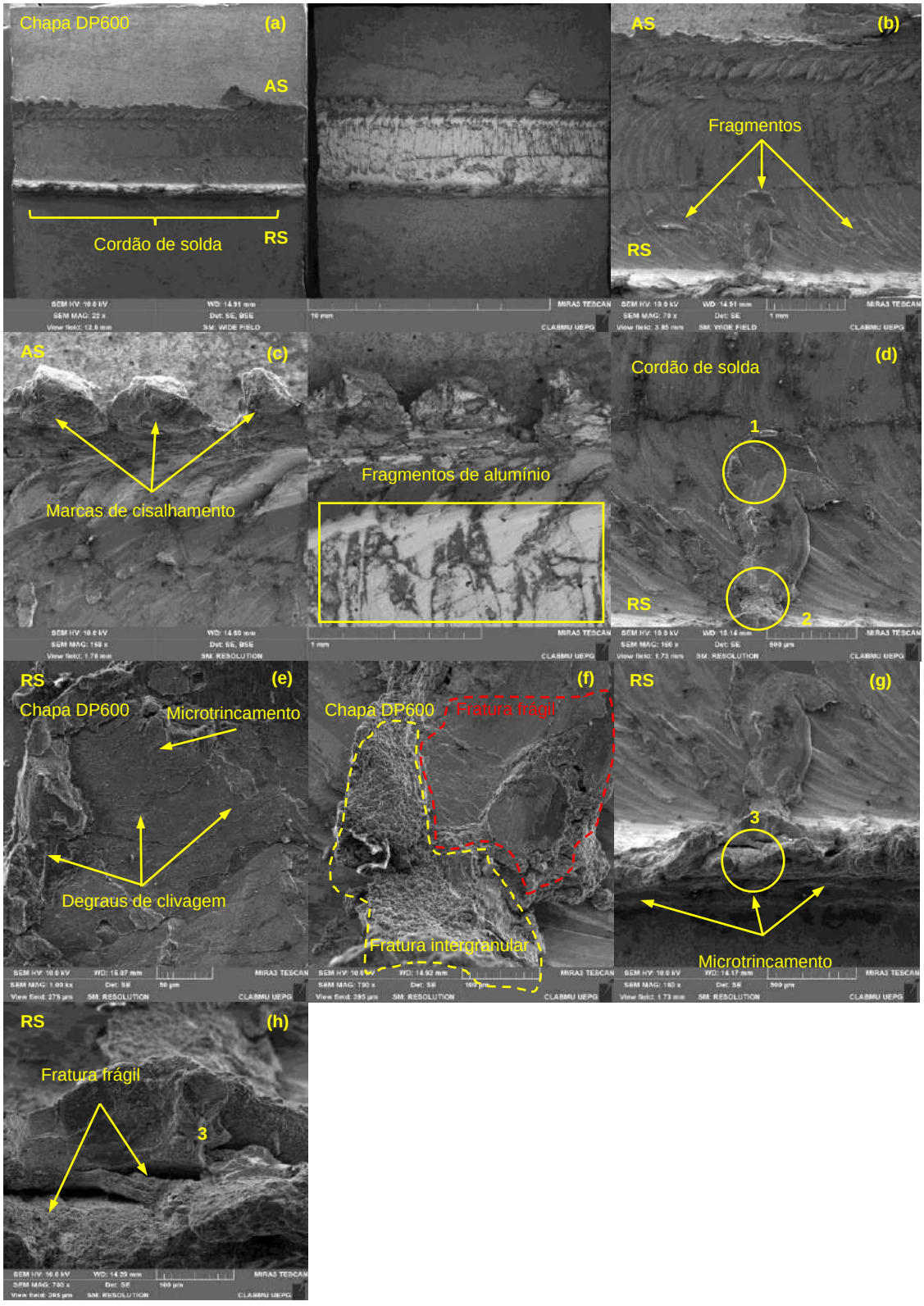
Tais fatos evidenciam que a presença da camada de CIMs foi responsável pela falha predominantemente frágil dessa região, associada à falha intergranular da chapa de alumínio adjacente à interface causada em sinergia com a difusão dos átomos de ferro que fragilizam os contornos de grão do alumínio. Isso está de acordo com Geyer[42], em que as velocidades de rotação e de soldagem conseguiram misturar os materiais e promover a nucleação e o crescimento da camada de CIMs neste local[3, 42, 44, 46, 48, 61-63].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra CA3, soldada a 800 RPM e 150 mm/min, última amostra da condição atual em análise estão ilustradas na Figura 85. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, Figura 85(a), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), fragmentos da chapa de alumínio que permaneceram ancorados ao longo de toda a extensão do cordão de solda interno, de forma análoga ao observado na amostra CA2. Entretanto, podem ser observados fragmentos de material aderidos próximos ao gancho de ancoramento do lado de recuo, que, por sua coloração e contraste no modo BSE, indicam uma superfície de fratura com a presença de compostos intermetálicos (CIMs)[3, 42, 44].

A morfologia interna do cordão na chapa de aço é apresentada na Figura 85(b), na qual é possível constatar as marcas de passe do pino da ferramenta, bem como a presença de estruturas em degraus, característica típica das condições de maior aporte térmico deste estudo. A morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço é ilustrada na Figura 85(c). Nota-se que houve o destacamento governado pelo modo de falha frágil, em virtude de sua superfície extremamente facetada[3, 46, 48, 58, 59].

Além disso, tal constatação é corroborada pela presença de fissuras perpendiculares à direção de solicitação, o que indica a ação de um mecanismo de fratura frágil. Isto ocorre devido à resistência mecânica dos ganchos de ancoramento ao cisalhamento e a presença de defeitos, o que intensifica severamente o estado de tensão ao qual essa região é submetida durante o ensaio. Adicionalmente, na Figura 85(d), pode-se observar, com mais detalhes, a superfície de fratura do fragmento aderido à matriz de aço, sugerindo, com base no que foi observado por Geng[3], em um primeiro momento, a atuação do mecanismo de fratura frágil[3, 46, 48, 58, 59].

Figura 85 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CA3) obtida a 800 RPM e 150 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda, (c) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (d) fragmento de material, (e) superfície do material aderido à chapa de aço(f) fratura intergranular adjacente ao material aderido, (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor

Por fim, o gancho de ancoramento do lado de recuo está ilustrado nas Figuras 85(g) e 85(h), no qual não foi possível observar marcas de desgaste ou deformação plástica; contudo, nota-se a retenção de fragmentos de alumínio que permaneceram aderidos após a ruptura final[3, 42, 44, 58, 59].

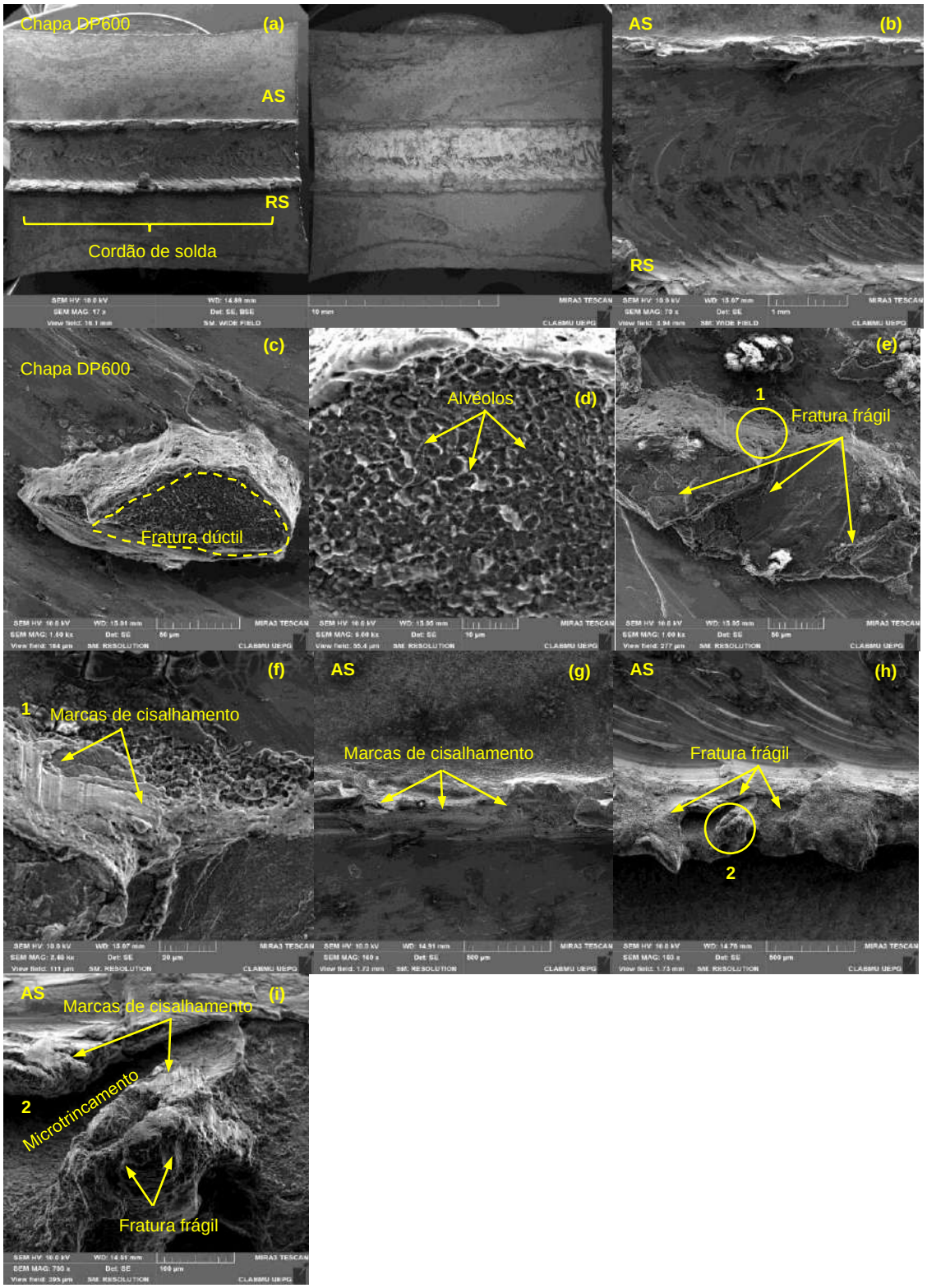
Considerando que as características fractográficas da amostra CA3 são consistentes com as observadas na condição CA2, conclui-se que o elevado aporte térmico assegurou a reprodutibilidade e a otimização das condições de soldagem para os parâmetros de 800 RPM e 150 mm/min. Deste modo, confirmou-se a mistura eficiente entre os materiais e a formação consolidada da camada de CIMs, conforme evidenciado na figura 85(c). Essa integridade da interface de soldagem garantiu uma junta suficientemente robusta para atingir altos limites de resistência à ruptura, em total concordância com o excelente desempenho mecânico alcançado pelas duas amostras anteriores[3, 42, 44-48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra CB1, soldada a 800 RPM e 250 mm/min, na condição de menor aporte térmico do grupo a 800 RPM, estão ilustradas na Figura 86. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, Figura 86(a), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), menor quantidade de marcas escuras, referentes a fragmentos da chapa de alumínio ancorados à matriz de aço, em comparação com a condição anterior.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço está ilustrada na Figura 86(b), na qual é possível observar as marcas de passe da ferramenta. Além disso, observam-se fragmentos de alumínio ancorados à superfície do aço. Nota-se que, com a redução do aporte térmico, decorrente do aumento da velocidade de avanço, não se formou a estrutura em degraus observada na condição anterior. Isso indica que o amolecimento térmico da chapa de DP600 foi menos eficiente, o que restringiu o fluxo plástico do aço[3, 42, 44, 48].

A superfície de fratura de um dos fragmentos de alumínio retidos está ilustrada nas Figuras 86(c) e 86(d), e nota-se atuação do mecanismo de fratura dúctil, evidenciado pela presença de alvéolos em sua extremidade. Analisando outro fragmento de alumínio, Figuras 86(e) e 86(f), conclui-se que, concomitantemente à formação e à coalescência de microvazios (fratura dúctil), ocorreram marcas de cisalhamento. Isso evidencia uma intensa ação de atrito entre as superfícies enquanto a trinca se propagava[3, 48, 58].

Figura 86 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CB1) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda e perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) superfície de fratura dúctil do material aderido, (e-f) superfície de fratura misto de um segundo material aderido, (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (i) superfície de fratura do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

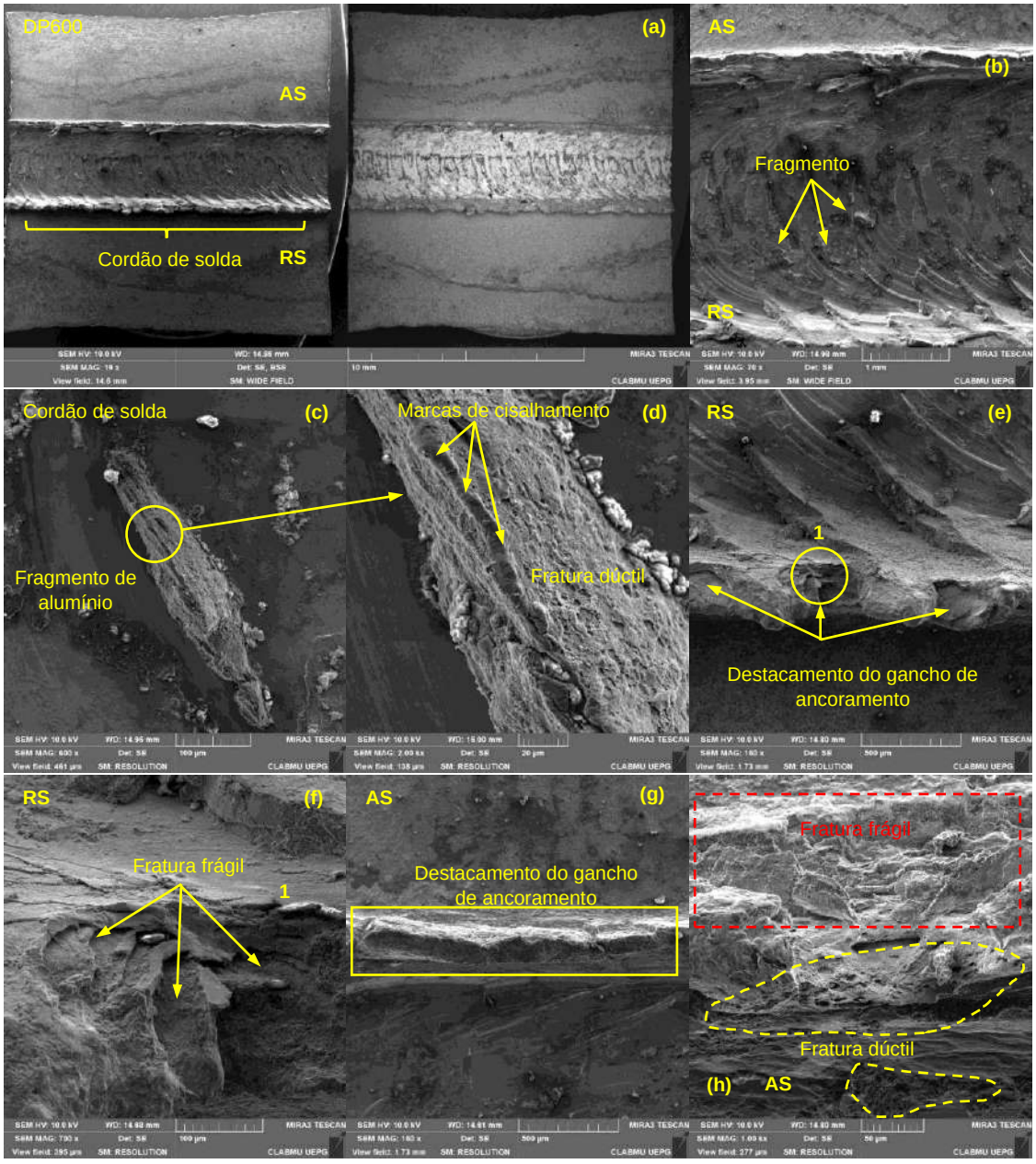
A morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço é apresentada na Figura 86(b), na qual não foram observadas marcas de cisalhamento nem microfissuras. Por sua vez, nas Figuras 86(h) e 86(i), em que o gancho de ancoramento do lado de recuo é apresentado, constata-se a presença de marcas de cisalhamento, indicando a ação de ancoragem mecânica do gancho de ancoramento contra a carga crescente durante o ensaio de cisalhamento. Conforme visualizado de forma macroscópica na Figura 86(a), uma porção do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo rompeu-se, atestando a ação do mecanismo de intertravamento antes da falha da junta[3, 42, 44, 58].

Considerando as características fractográficas da amostra CB1, isto é, a transferência de vestígios de alumínio para a superfície do aço, o mecanismo de fratura intergranular observado próximo a um vestígio de CIMs e a intensa ação de intertravamento mecânico dos ganchos de ancoragem mecânica, conclui-se que a redução do aporte térmico restringiu o amolecimento da chapa de aço e tornou o fluxo plástico do alumínio menos eficiente. Contudo, mesmo sob essas condições termomecânicas, a interface de soldagem suportou esforços significativos, o que chegou a ocasionar a deformação plástica macroscópica da chapa de alumínio, prévia à ruptura[3, 42, 44-48, 58, 59].

Como resultado, este conjunto consolidou-se como o terceiro grupo de maior limite de resistência à ruptura do estudo (atrás apenas das condições CA e BA). Dessa forma, comprova-se que o aumento da velocidade de avanço na rotação de 800 RPM não causou deterioração drástica das propriedades mecânicas e da morfologia de fratura, diferentemente do declínio abrupto observado nos grupos de rotação menor ao se elevar a velocidade de soldagem. Esse comportamento demonstra a viabilidade de aumentar a produtividade do processo FSW, sem perdas expressivas no desempenho estrutural da junta[3, 42, 44-48, 58, 59].

As imagens da superfície de fratura da chapa de aço DP600 referentes à amostra CB2, soldada a 800 RPM e 250 mm/min, última amostra analisada nessa condição, são apresentadas na Figura 87. Referente à superfície de fratura da chapa de aço, Figura 87(a), observa-se, na imagem à direita (obtida no modo de elétrons retroespalhados - BSE), menor quantidade de marcas escuras e a presença de alguns fragmentos dispersos pelo cordão, em conformidade com o observado na amostra anterior.

Figura 87 – Superfície de fratura da liga DP600 (amostra CB2) obtida a 800 RPM e 250 mm/min: (a) visão geral de topo (SE+BSE), (b) visão do cordão de solda e perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) superfície de fratura dúctil do material aderido, (e-f) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço e (g-h) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo.



Fonte: O autor.

A morfologia interna do cordão na chapa de aço é apresentada na Figura 87(b), na qual é possível observar as marcas de passe da ferramenta, além da ausência da estrutura em degraus próxima aos ganchos de ancoramento. Esse aspecto é resultado direto da redução do aporte térmico e da consequente restrição no amolecimento da chapa de DP600, como apontado pro Rashid[23]. Contudo, a despeito desse fato, a mistura dos materiais e a formação de CIMs são confirmadas

pela presença de fragmentos de aço na superfície de fratura do alumínio e pela detecção de regiões de falha frágil distribuídas ao longo do cordão de solda da chapa de aço, fenômeno também observado em outras condições[3, 23, 42, 44-48, 58, 59].

A superfície de fratura de um dos fragmentos de alumínio retidos está ilustrada nas Figuras 87(c) e 87(d), nas quais se observa a atuação do mecanismo de fratura dúctil. Isso é evidenciado pela presença de alvéolos em suas laterais, bem como pela textura fibrosa característica de sua superfície de fratura. Outros fragmentos apresentaram o mesmo aspecto, indicando que a interface de soldagem nessas regiões resistiu ao carregamento a ponto de causar a ruptura dúctil na porção adjacente da matriz de alumínio[3, 46, 48, 58, 59].

A morfologia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço está ilustrada nas Figuras 87(e) e 87(f), no qual não foram observadas marcas de cisalhamento e nem microfissuras. Percebe-se, entretanto, principalmente na Figura 87(f), a ocorrência do destacamento de parte do gancho de ancoramento pelo mecanismo de fratura frágil. Essa conclusão baseia-se em sua superfície de fratura, que apresentou regiões predominantemente lisas, intercaladas com intensa presença de degraus de clivagem, o que denota a ação mecânica do gancho de ancoramento ao suportar a carga crescente durante o ensaio[3, 42, 44, 58, 59].

O gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo está ilustrada nas Figuras 87(g) e 87(h), no qual também não foram observadas marcas de cisalhamento. Contudo, foram detectadas regiões em que porções do topo do gancho de ancoramento foram rompidas por um modo de falha misto, justificado pela presença simultânea de características topográficas típicas tanto do mecanismo dúctil quanto do frágil[3, 42, 44, 58, 59].

Considerando as características fractográficas da amostra CB2, que corroboram o observado na amostra CB1, demonstra-se que a redução do aporte térmico nesta condição específica não causou a deterioração drástica das propriedades mecânicas observada em outros grupos. Fica evidente que, à medida que a energia térmica cedida ao sistema pela ferramenta é reduzida, ocorre deterioração do escoamento plástico dos materiais, da mistura e da formação termodinâmica de CIMs, como observado por Geng[3]. Entretanto, para a condição atualmente em análise (800 RPM), a interface de soldagem suportou esforços significativos mesmo com o aumento da velocidade de avanço. Esse resultado atesta

a reprodutibilidade do processo e reforça o potencial de aumento da produtividade industrial, sem comprometer a integridade mecânica da junta[3, 42, 44, 46, 48, 58, 59].

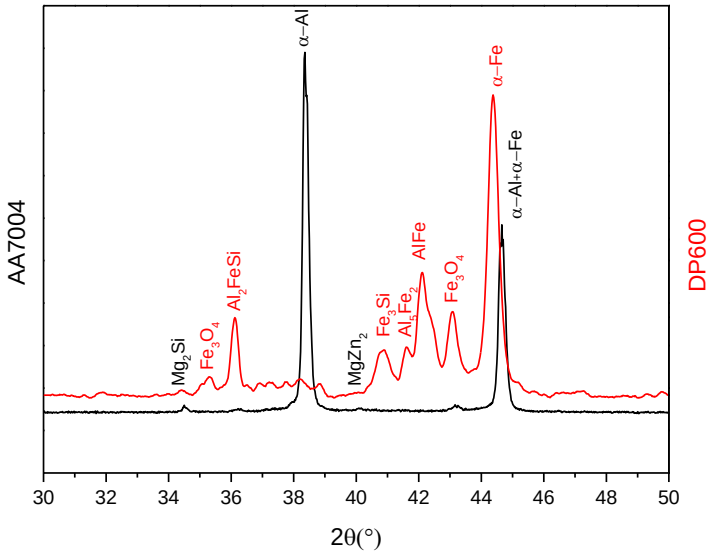
5.2.6 Difratografia por Raios X das superfícies de fratura

5.2.6.1 Grupo 400 RPM

O difratograma de raios X, Figura 88, da superfície de fratura da interface da AA (400 RPM 150 mm/min) revelou um comportamento cristalográfico distinto entre as duas faces. No lado do alumínio, o difratograma é amplamente dominado pelos picos intensos da matriz de α-Al no plano (111), em 38,36°, acompanhados por reflexões discretas que podem estar associadas a precipitados coalescidos da própria liga AA7004, como o Mg_2Si em 34,48° e o $MgZn_2$ em 40,10° e 53,54°. No pico em 44,66°, observa-se uma intensidade expressiva de 4.504 contagens, o que indica uma forte sobreposição entre o plano (200) do alumínio e fragmentos da matriz de ferro α-Fe do aço DP600, que permanecem ancorados nessa face durante o processo de cisalhamento da junta, como observado em sua superfície de fratura no MEV[2, 3, 46, 50, 64].

Por outro lado, a varredura realizada na superfície de fratura do lado do aço indica reações difusivas na interface de soldagem. Além do pico principal da matriz ferrítica (α-Fe) em 44,38°, que se apresenta alargado e deslocado devido ao encruamento do processo de soldagem e às tensões residuais do cisalhamento, detecta-se a presença de fases intermetálicas binárias e ternárias. O intermetálico binário Al_5Fe_2 manifestou-se por meio de seu pico característico em 41,58° e de sua reflexão secundária em 56,30°, enquanto a fase cúbica de transição FeAl surgiu em 42,02°. Adicionalmente, identifica-se a participação do silício e de reações de oxidação na interface, evidenciada pelos picos de siliceto de ferro (Fe_3Si) em 40,70° e 54,20°, pelo composto ternário $FeAl_2Si$ com 451 contagens em 36,10°, e, por fim, pelos picos de magnetita (Fe_3O_4) em 35,34° e 56,90°. Esse conjunto de dados indica que a fratura ocorreu preferencialmente ao longo da interface entre a camada intermetálica e a matriz de alumínio[2, 3, 46, 50, 64].

Figura 88 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min).



Fonte: O autor.

A coexistência de um sistema binário (FeAl) e de um sistema ternário (FeAlSi) na superfície de fratura analisada reflete uma competição cinética e termodinâmica governada pelo aporte térmico e pela difusão de elementos na interface. Em juntas dissimilares de alumínio e aço, o crescimento da camada intermetálica é amplamente dominado pela fase binária Al_5Fe_2, como observado por Geng[3], que apresenta uma taxa de crescimento parabólica extremamente acelerada e cresce às custas de sua fase precursora Fe_4Al_{13}. Conforme visto anteriormente, esta cinética acelerada ocorre devido à presença de canais de difusão orientados ao longo do eixo cristalográfico c de estrutura ortorrômbica do Al_5Fe_2, que atuam como caminhos preferenciais de alta mobilidade para os átomos de alumínio[2, 3, 46, 50, 64].

No entanto, a introdução de silício no sistema, elemento majoritariamente proveniente da matriz do aço DP600, que atua como elemento de liga, retardando a formação da cementita, altera a cinética da fase binária Fe_2Al_5 na interface. Segundo Springer[64], ao difundir-se em direção à interface, o silício aloja-se preferencialmente nas lacunas da estrutura ortorrômbica do Al_5Fe_2. Essa segregação atua como um bloqueio físico-químico aos canais de difusão acelerada do elemento ferro ao longo do eixo c, retardando o crescimento da camada de CIM binário. Sob condições de maior energia térmica e tempo de permanência (como será verificado nas condições BA e CA), esse bloqueio cinético da fase binária Fe_2Al_5 aumenta a saturação local na

interface com o silício, deslocando o equilíbrio termodinâmico para a nucleação e estabilização de fases ternárias, como o $FeAl_2Si$[2, 3, 46, 50, 64].

Dessa forma, o perfil final da interface, traduzido pelos difratogramas, passa a ser governado por uma competição cinética entre as fases binárias e terciárias de CIMs, que depende do aporte térmico, isto é, quanto mais energia térmicas, maiores serão as taxas de difusão do silício e formação de sistemas ternários FeAlSi de CIMs, enquanto para condições de menor aporte térmico há uma restrição na difusão do silício e que favorece o crescimento de CIMs binários do sistema FeAl. Além disso, os CIMs ternários do sistema FeAlSi, são intrinsecamente frágeis em virtude de sua complexa estrutura cristalina e o caráter covalente-iônico de suas ligações químicas[2, 3, 46, 50, 64].

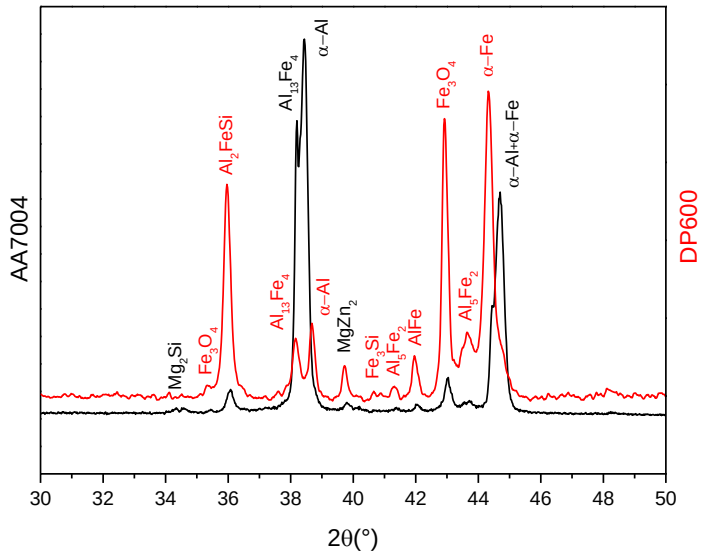
5.2.6.2 Grupo B 600 RPM

O difratograma de raios X, Figura 89, corresponde a condição BA (600 RPM 150 mm/min). Na chapa de alumínio, observam-se reflexões de alta intensidade da matriz de α-Al, no plano (111), a 38,36°, com 8.414 contagens. O ciclo térmico imposto nesta condição também promove uma sutil resposta na precipitação secundária da liga AA7004, identificada pelos picos de Mg2Si em 34,48° e de MgZn2 em 40,10° e 53,54°. O pico associado à sobreposição cristalina α-Al + α-Fe em 44,66° manteve-se proeminente, com 4.504 contagens, o que confirma a união metalúrgica e transferência de fragmentos do aço DP600 para a superfície do alumínio durante o rompimento da interface de soldagem[2, 3, 46, 50, 64.]

No lado do aço, o difratograma revelou a constituição de fases na interface de ligação, com linhas de base mais elevadas e picos alargados, em comparação com a condição anterior AA. A matriz ferrítica (α-Fe) apresentou seu máximo em 44,38°, exibindo um perfil de alargamento característico das tensões residuais nos ensaios de cisalhamento e de encruamento do processo. A presença da camada intermetálica binária consolidou-se pelo pico da fase Al_5Fe_2 em 41,58° (305 contagens) e pela sua reflexão secundária em 56,30°, além da presença da fase cúbica ordenada FeAl em 42,02° (543 contagens). Na região de menores ângulos, detectou-se o efeito atenuado do silício e da oxidação da chapa de aço, com bandas discretas de Fe_3Si em 40,70° e 54,20°, pelo ombro largo de magnetita (Fe_3O_4) em 35,34° e 56,90°, e pelo pico do composto ternário $FeAl_2Si$ em 36,10°, com 343 contagens, indicando uma aumento na cinética dessa fase ternária em comparação com a condição AA. Isto é, a redução

do aporte térmico favorece o crescimento de CIMs binários, como discutido por Springer[64], ao explicar a relação entre as cinéticas de crescimento dos sistemas binários e ternários de CIMs[2, 3, 46, 50, 64].

Figura 89 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min).



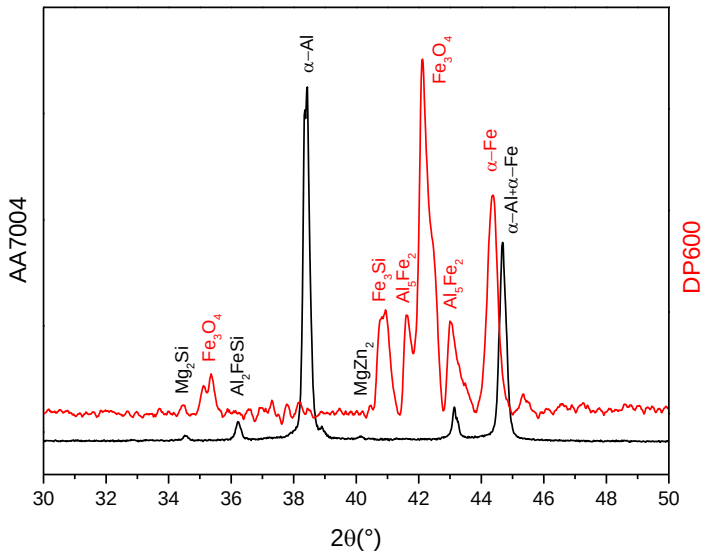
Fonte: O autor.

O difratograma de raios X, Figura 90, para a condição BB1 (600 RPM, 250 mm/min), demonstra uma sutil alteração no balanço térmico interfacial; isto é, o aumento da velocidade de soldagem reduz a quantidade de calor gerada e provoca alterações nos picos observados. A varredura realizada na face do alumínio manteve o pico intenso da matriz metálica de α-Al em 38,36°, com 8.564 contagens, e o mesmo perfil de superposição volumétrica com a matriz de ferro, no pico em 44,66°, com 4.504 contagens. Os picos referentes a precipitados na liga AA7004 ainda estão detectáveis, como os de Mg_2Si e $MgZn_2$, que apresentam elevações sutis nas bandas de 34,48°, 40,10° e 53,54°.

Na superfície de fratura correspondente ao lado do aço, os dados cristalográficos revelam um aumento dos fenômenos de difusão e de oxidação. O pico principal da matriz ferrítica (α-Fe) posicionando-se em 44,38° com 1.176 contagens e mantendo o padrão de distorção de rede por encruamento e tensão residual pós-ensaio. Os óxidos, nesta condição, apresentaram um salto nítido para 258 contagens

no pico de magnetita (Fe_3O_4) em 35,34° e uma elevação correspondente para 227 contagens em 56,90°.

Figura 90 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BB (600 RPM e 250 mm/min).

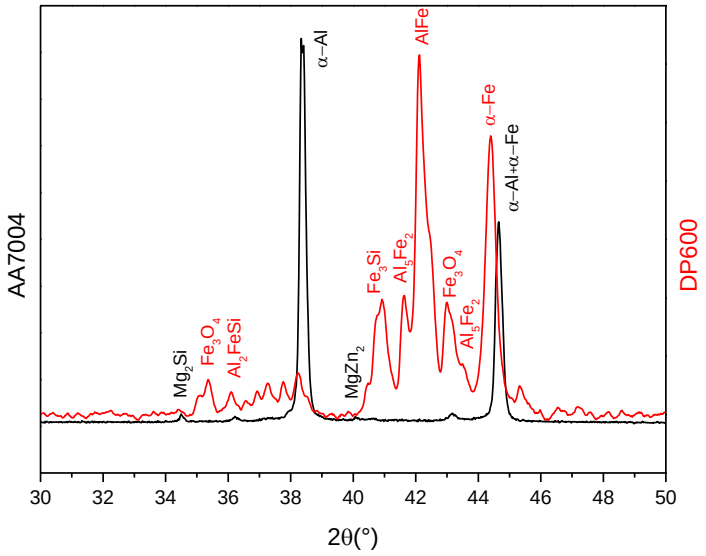


Fonte: O autor.

Os picos da camada intermetálica binária Al_5Fe_2 em 41,58° com 297 contagens e da fase ordenada FeAl em 42,02° com 586 contagens continuam bem definidos, enquanto o composto ternário $FeAl_2Si$ em 36,10° estabilizou-se em 394 contagens, acompanhado pelos sinais secundários de siliceto de ferro (Fe_3Si) em 40,70° e 54,20°[2, 3, 46, 50, 64].

O difratograma de raios X, Figura 91, da interface associada à condição BC1 (600 RPM 350 mm/min) refletiu diretamente o impacto da redução do aporte térmico. No lado do alumínio, o comportamento manteve o padrão difratográfico observado nas condições anteriores, apresentando a matriz de α-Al em 38,36° com intensidade de 7.526 contagens e a sobreposição com o ferro em 44,66° com intensidade de 4.073 contagens. Os picos secundários de Mg_2Si em 34,48° e de $MgZn_2$ em 40,10° e 53,54° estão restritos a pequenos ombros estruturais próximos à linha de base do alumínio, o que pode gerar dúvidas devido ao ruído[2, 3, 46, 50, 64].

Figura 91 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição BC (600 RPM e 350 mm/min).



Fonte: O autor.

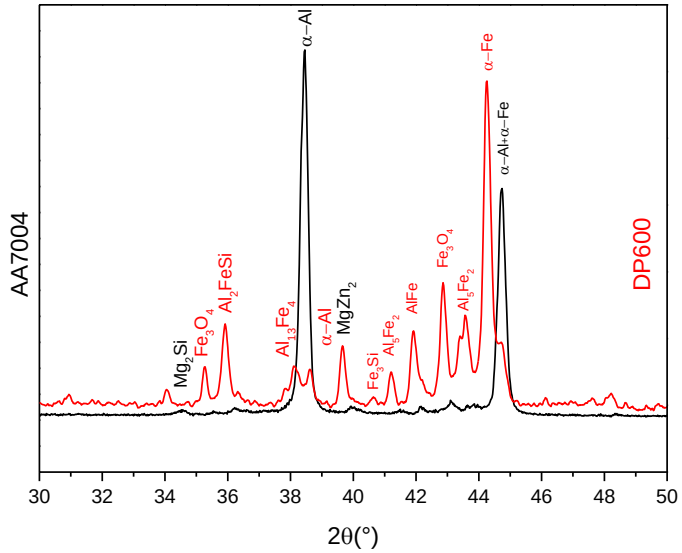
O efeito do menor aporte térmico também se manifesta na fratura do lado do aço DP600. A matriz ferrítica em 44,38° manteve o perfil alargado devido aos fatores já discutidos. No entanto, as fases dependentes de difusão térmica apresentaram o resultado esperado na redução de aporte térmico. O composto ternário $FeAl_2Si$, em 36,10°, caiu para 259 contagens, comprovando que a velocidade de avanço mais elevada restringiu a mobilidade cinética do silício devido à menor temperatura de pico e ao tempo de permanência nesta temperatura. De forma semelhante, os picos de magnetita (Fe_3O_4) em 35,34° e 56,90° perdem intensidade indicando uma menor taxa de oxidação superficial. Apesar dessa retração do sistema ternário de CIM, os picos da camada intermetálica binária de Al_5Fe_2 em 41,58° permaneceram estáveis em conjunto com a fase FeAl em 42,02° e os silicetos (Fe_3Si) em 40,70° e 54,20°[2, 3, 46, 50, 64].

5.2.6.3 Grupo C 800 RPM

O difratograma de raios X, Figura 92, da interface associada à condição CA (800 RPM, 150 mm/min) demonstra o efeito da elevação da velocidade de rotação, em conjunto com o baixo avanço, que induz um aporte térmico maior e altera o padrão difratográfico da interface. Na superfície correspondente ao alumínio, a matriz de α-Al registrou 7.350 contagens em 38,36°, enquanto o pico de sobreposição mecânica α-

Al + α-Fe, em 44,66°, exibiu 4.067 contagens. O ciclo térmico promoveu uma resposta semelhante a condição BA mantendo os picos referentes a precipitados na liga AA7004, Mg_2Si e $MgZn_2$, registrando elevações sutis nas bandas de 34,48°, 40,10° e 53,54°. [2, 3, 46, 50, 64]

Figura 92 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição CA (800 RPM e 150 mm/min).



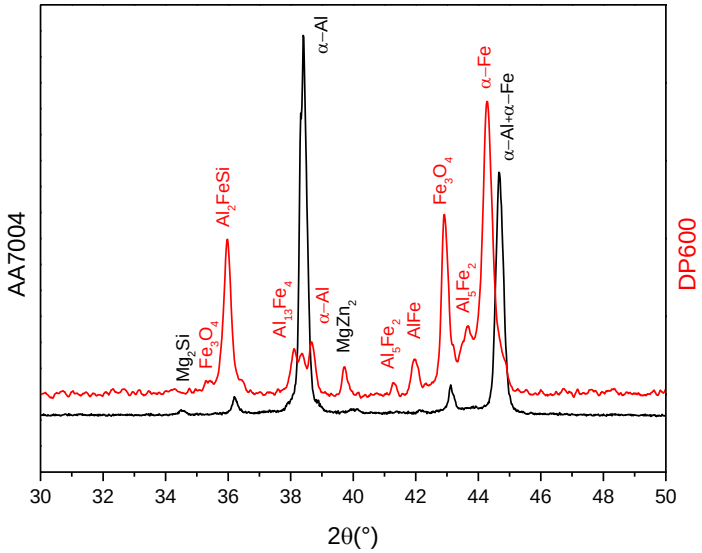
Fonte: O autor.

Na face de fratura do lado do aço, o difratograma de DRX indica uma mudança na cinética de reação. A matriz ferrítica (α-Fe) registra seu pico máximo em 44,38° com1.120 contagens e uma base alargada. Identifica-se um aumento da intensidade do pico do CIM ternário $FeAl_2Si$ em 36,10° com 625 contagens, o que indica maior difusão de átomos de silício para a interface devido ao maior aporte térmico. Esse acentuado crescimento da fase ternária gera um efeito de competição cinética, resultando na redução relativa da fase binária Al_5Fe_2 em 41,58°, que recuou para 213 contagens. Por fim, os picos de magnetita em 35,34° e 56,90°, dos silicetos em 42,02° e de Fe_3Si em 40,70° e 54,20° acompanharam esta tendência de aumento do aporte térmico e observa-se um aumento nos seus valores relativos de intensidade[2, 3, 46, 50, 64].

O difratograma de raios X, Figura 93, da interface associada à condição CB (800 RPM, 150 mm/min) evidencia o efeito da redução do aporte térmico, promovida pelo incremento da velocidade de avanço para 250 mm/min, como esperado,

conforme o trabalho de Springer[64]. No lado do alumínio, o difratograma indica os picos típicos de alta intensidade para a matriz de α-Al em 38,36° com 8.564 contagens e para o pico de sobreposição em 44,66° com 4.504 contagens, mantendo os picos dos precipitados Mg_2Si em 34,48° e $MgZn_2$ em 40,10° e 53,54°.[2, 3, 46, 50, 64]

Figura 93 – Difratograma de raios X comparativo entre as ligas AA7004 e DP600 - Condição CB (800 RPM e 250 mm/min).



Fonte: O autor.

Por fim, embora a técnica de difração de raios X (DRX) tenha sido eficiente para mapear as matrizes metálicas e as fases intermetálicas majoritárias da interface, ela apresenta limitações na detecção de fases em baixas frações volumétricas, como ocorre na análise do cordão de solda, uma região pequena que pode apresentar uma quantidade volumétrica de fases de CIM inferior à janela de detecção do equipamento.

Diante disso, evidencia-se a necessidade de realizar a espectroscopia de dispersão de energia (EDS) diretamente sobre a superfície de fratura e na interface de soldagem, visto que essa análise microscópica pontual permite identificar elementos químicos traço e fases nanométricas segregadas em regiões específicas, como a presença de CIMs binários do sistema FeAl e as oscilações finas de silício na interface, onde se identificaram picos de sistemas ternários de CIMs do sistema FeAlSi. Assim, a combinação dos dados de EDS com os de DRX permitirá a compreensão química e estrutural da constituição real e da competição de fases na interface da junta soldada.

5.2.7 Interface de soldagem por microscopia eletrônica de varredura

5.2.7.1 Grupo A 400 RPM

A macrografia da interface de soldagem da amostra AA, soldada a 400 RPM e 150 mm/min está ilustrada na Figura 94. As três primeiras imagens Figuras 94(a) a 94(c) focam na micrografia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Conforme observado previamente na análise fractográfica, constata-se a presença de diversas regiões sem mistura efetiva entre os materiais, o que resulta em múltiplos vazios e, possivelmente, em defeitos do tipo túnel (*tunnel defects*). Além disso, o gancho de ancoramento apresenta-se segmentado e com diversas trincas em seu interior. Em maior ampliação, na Figura 94(c), é possível observar a formação de uma camada fina e descontínua de compostos intermetálicos (CIMs). [2, 3, 42, 44, 48, 49]

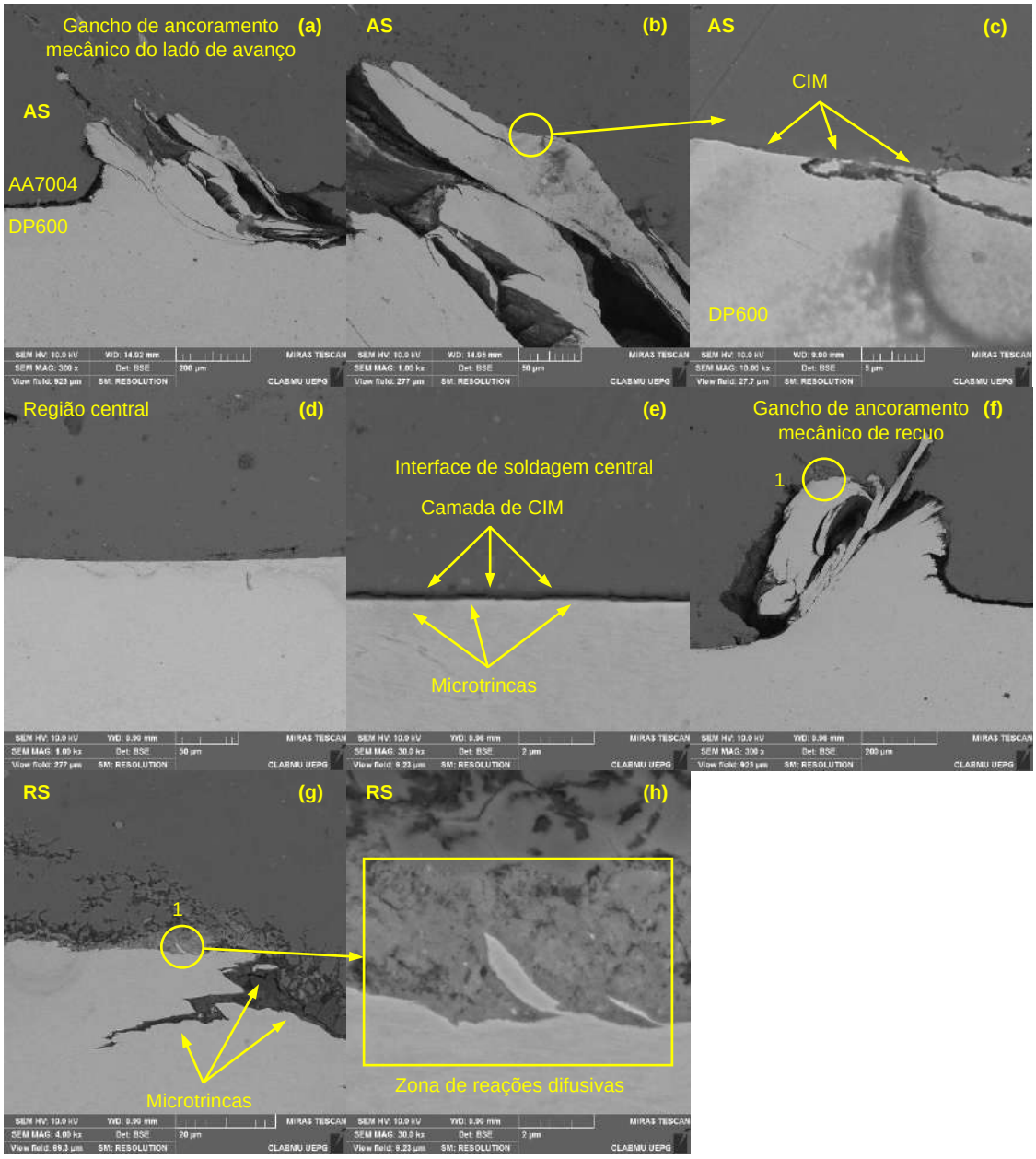
Avançando para a análise da região central da interface de soldagem, nas Figuras 94(d) e 94(e), local onde os efeitos do ciclo termomecânico, provocado pela passagem da ferramenta, ocorreram com maior intensidade, observam-se transformações microestruturais na zona de mistura (SZ) da chapa de DP600, como apontado por Sorger[40].

Tais transformações produziram uma característica metalúrgica típica do processo FSW, denominada anéis de cebola (*onion rings*). Essas estruturas, de formato quase circular e concêntrico, são geradas por flutuações no fluxo plástico do material, indicando, ainda que em menor extensão, que houve certo amolecimento da chapa de DP600. Contudo, na Figura 94(e), observa-se a presença de linhas horizontais de descontinuidade, indicando a ausência de união metalúrgica entre as chapas.

Esse fato corrobora a constatação prévia de áreas sem ligação nas superfícies de fratura de ambas as chapas nesta condição (AA), e explica a pequena quantidade de fragmentos de aço retidos: estes correspondem estritamente às zonas onde ocorreu a formação de CIMs e houve, de fato, a união metalúrgica dos materiais[2, 3, 40, 42, 44, 49].

Retornando ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, Figura 94(f), pode-se observar, com mais detalhes, seu formato segmentado e a expressiva quantidade de espaços vazios adjacentes, evidenciando a falta de consolidação na união das chapas.

Figura 94 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição AA (400 RPM e 150 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface de soldagem, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (g-h) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento.



Fonte: O autor.

Esse resultado é consequência direta do baixo aporte térmico, que não promoveu o amolecimento ideal da chapa de DP600, fazendo com que o aço atuasse como um obstáculo físico ao fluxo plástico da liga AA7004. Adicionalmente, por se tratar do lado de recuo, o fluxo plástico complexo impõe maiores dificuldades à mistura e à união efetiva dos materiais, como apontado por Wang[44]. Em função disso, conclui-se que parte dos fragmentos aderidos à cavidade do gancho de ancoramento

mecânico de recuo (observados na fractografia do alumínio da condição AA) resulta da falha frágil de segmentos do gancho de ancoramento da contraparte de DP600. Isso comprova a intensa atuação do mecanismo de intertravamento mecânico, fenômeno observado em todas as condições do estudo e que corrobora o que foi estudado por Geyer[42] e Wang[44] quanto a ação dos ganchos de ancoramento na resistência a fratura de juntas dissimilares[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A interface alumínio/aço na região do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo está detalhada nas Figuras 94(g) e 94(h). Observam-se a presença de trincas o que atesta o amolecimento insuficiente e aponta para uma possível fragilização local do AA7004 adjacente à interface, fenômeno detalhado na análise fractográfica. Em maior ampliação (Figura 94(h)), verifica-se que a camada de CIMs formada é quase imperceptível, o que demonstra que, nesta região, a severidade das condições termomecânicas dificultou a nucleação e o crescimento contínuo dessa fase[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Por fim, ao cruzar os resultados dos ensaios mecânicos com as análises metalográficas da interface, a fractografia e os dados qualitativos de DRX, conclui-se que a condição de 400 RPM e 150 mm/min não atingiu o aporte térmico e o grau de amolecimento otimizados para garantir a mistura e a formação otimizada da camada de compostos intermetálicos. Pelo contrário, a microestrutura resultante caracterizou-se por elevada densidade de defeitos volumétricos, que deterioram a resistência mecânica da junta, refletindo-se em baixo limite de resistência à ruptura (44,64 MPa) e baixa eficiência da junta (8,42%)[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Estes resultados metalúrgicos justificam a inviabilidade de extrair corpos de prova de cisalhamento nas condições de 400 RPM com maiores velocidades de avanço (250 mm/min para a condição AB e 350 mm/min para a condição AC). Nesses casos, o aporte térmico foi ainda mais restrito, impossibilitando o amolecimento necessário para o escoamento dos materiais o que inviabiliza a formação básica das estruturas de intertravamento mecânico (gancho de ancoramento mecânico) e a formação da camada de CIM. Consequentemente, devido à total ausência de ligações químicas e mecânicas, a decoesão das chapas ocorreu prematuramente durante o processo de corte por usinagem ou, no caso mais crítico (condição AC), logo após o resfriamento decorrente do processamento[2, 3, 42, 44, 48, 49].

5.2.7.2 Grupo B 600 RPM

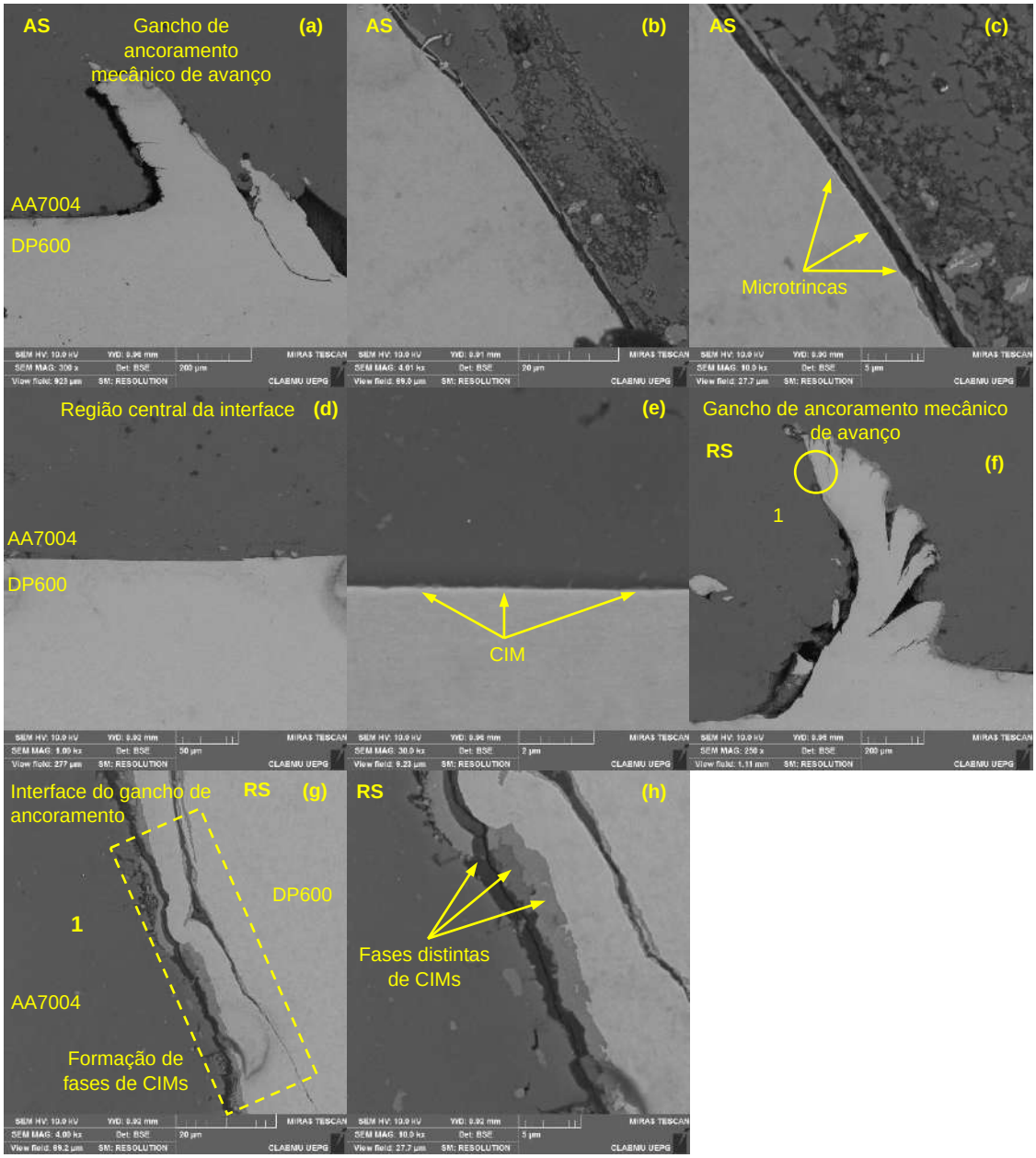
A macrografia da interface de soldagem da amostra BA, soldada a 600 RPM e 150 mm/min está ilustrada na Figura 95. A micrografia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço está ilustrada nas Figuras 95(a) a 95(c). Pode-se notar o efeito benéfico do aumento da velocidade de rotação nesta região: a otimização do fluxo plástico de ambas as chapas permitiu a formação mais íntegra do gancho de ancoramento, com uma sensível redução na quantidade de vazios, o que corrobora o aspecto visual de sua macrografia. Além disso, o gancho de ancoramento de avanço apresentou menor incidência de trincas em seu interior e menos fragmentos de aço desprendidos de sua estrutura principal[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Em função disso, a partir das Figuras 95(b) e 95(c), constata-se a formação de uma camada de compostos intermetálicos (CIMs), o que indica a efetiva mistura e a ligação metalúrgica entre as ligas AA7004 e DP600. Entretanto, nota-se a presença de pequenas trincas na matriz de alumínio adjacente à interface, sugerindo que estas foram nucleadas na etapa de resfriamento (pós-processamento)[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Avançando para a análise da região central da interface de soldagem, nas Figuras 95(d) e 95(e), não se observam características macroscópicas de transformações microestruturais na zona de mistura (SZ) do aço DP600, diferentemente do observado na condição anterior. Na Figura 95(e), porém, observa-se uma camada descontínua de compostos intermetálicos. Essa camada confirma que a área de efetiva união dissimilar foi consideravelmente maior do que na condição AA (400 RPM e 150 mm/min). Em outras palavras, o incremento no aporte térmico, em acordo com Shen[2] e Geng[3], garantiu uma zona de mistura mais extensa, capaz de nuclear e de promover o crescimento de CIMs de forma mais abrangente[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Retornando ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, na Figura 95(f), observa-se, detalhadamente, um formato menos segmentado e uma redução no número de espaços vazios adjacentes. Isso é reflexo direto do maior aporte térmico, que garantiu o amolecimento adequado dos materiais e um fluxo plástico otimizado. Contudo, ainda existem trincas locais que limitam a ação do mecanismo de intertravamento mecânico[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Figura 95 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BA (600 RPM e 150 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço, (d-e) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (f) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (g-h) interface alumínio/aço no gancho de ancoramento.



Fonte: O autor.

A interface alumínio/aço na região do gancho de ancoramento do lado de recuo está ilustrada nas Figuras 95(g) e 95(h). Observa-se que partes da matriz de alumínio escoaram para o interior da cavidade do gancho de ancoramento, resultando na consolidação de CIMs, impulsionada pelo intenso ciclo termomecânico e pelo encurtamento das distâncias aos processos difusivos. Adicionalmente, o contraste entre as imagens sugere a formação de uma segunda fase de CIM. Esse fenômeno é termodinamicamente esperado, uma vez que, durante o ciclo térmico, pode ocorrer a

nucleação de novas fases de CIMs a partir da fase primária devido à difusão contínua no estado sólido[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Na Figura 95(h), verifica-se a presença de uma trinca que se propaga por toda a extensão da camada de CIM, corroborando o observado por Coelho[46]. Trincas geradas durante o crescimento volumétrico da camada de CIM podem atuar como sítios de fratura prematura da interface. Além disso, do ponto de vista cristalográfico, a incompatibilidade de rede (*lattice mismatch*) entre os planos do alumínio, do aço e dos compostos intermetálicos gera intensos campos de tensão para acomodar tais desajustes estruturais, o que eleva a probabilidade de nucleação e propagação de trincas nas regiões interfaciais[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Por fim, correlacionando os resultados dos ensaios mecânicos com as análises metalográficas, a fractografia e os dados qualitativos de DRX, conclui-se que a condição de 600 RPM e 150 mm/min proporcionou um aporte térmico suficiente para promover a mistura e a formação de CIMs tanto nos ganchos de ancoramento mecânico quanto na região central da interface. A microestrutura resultante caracterizou-se por uma redução visual na densidade de defeitos volumétricos, de modo que o limite de resistência à ruptura e a eficiência estrutural da junta aumentaram para 119,45 MPa e 21,02%, respectivamente. Esses valores representam praticamente o triplo do desempenho obtido na condição AA. Fica demonstrado, portanto, que o escoamento otimizado pelo aumento da rotação, resultou em estruturas de ancoragem mecânica (gancho de ancoramento mecânico) sólidas e em uma área de união metalúrgica maior. Tal resultado corrobora com o observado por Shen[2] e Geng[3], onde, a associação desses fatores resultou em uma expressiva melhoria no desempenho estrutural geral da junta[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A macrografia da interface de soldagem da amostra BB, soldada a 600 RPM e 250 mm/min está ilustrada na Figura 96. As três primeiras imagens, Figuras 96(a) a 96(c), focam na micrografia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Pode-se notar o efeito deletério que o aumento da velocidade de avanço (mantendo-se a rotação constante) causou nesta o retorno de uma estrutura de gancho de ancoramento segmentada, com áreas de ausência de união metalúrgica, e o desprendimento de algumas de suas porções.

Além disso, observa-se que uma parte do gancho de ancoramento está destacada, o que impediu o escoamento da liga AA7004 para o interior do próprio gancho. Esse bloqueio configurou um defeito volumétrico do tipo túnel (tunnel defect),

que reduz drasticamente a área efetiva de união na interface, degradando as propriedades mecânicas da junta[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A partir das Figuras 96(b) a 96(d), constata-se a formação de uma camada de compostos intermetálicos (CIMs) na interface alumínio/aço. Contudo, assim como observado em condições de menor aporte térmico, nota-se a presença de pequenas trincas que se propagaram pela interface alumínio/CIM (Figura 96(d)). Essas descontinuidades atuam como concentradores de tensão e elementos deteriorantes da integridade da junta, evidenciando o efeito negativo da restrição de calor imposta por esta condição de soldagem[2, 3, 42, 44, 48, 49].

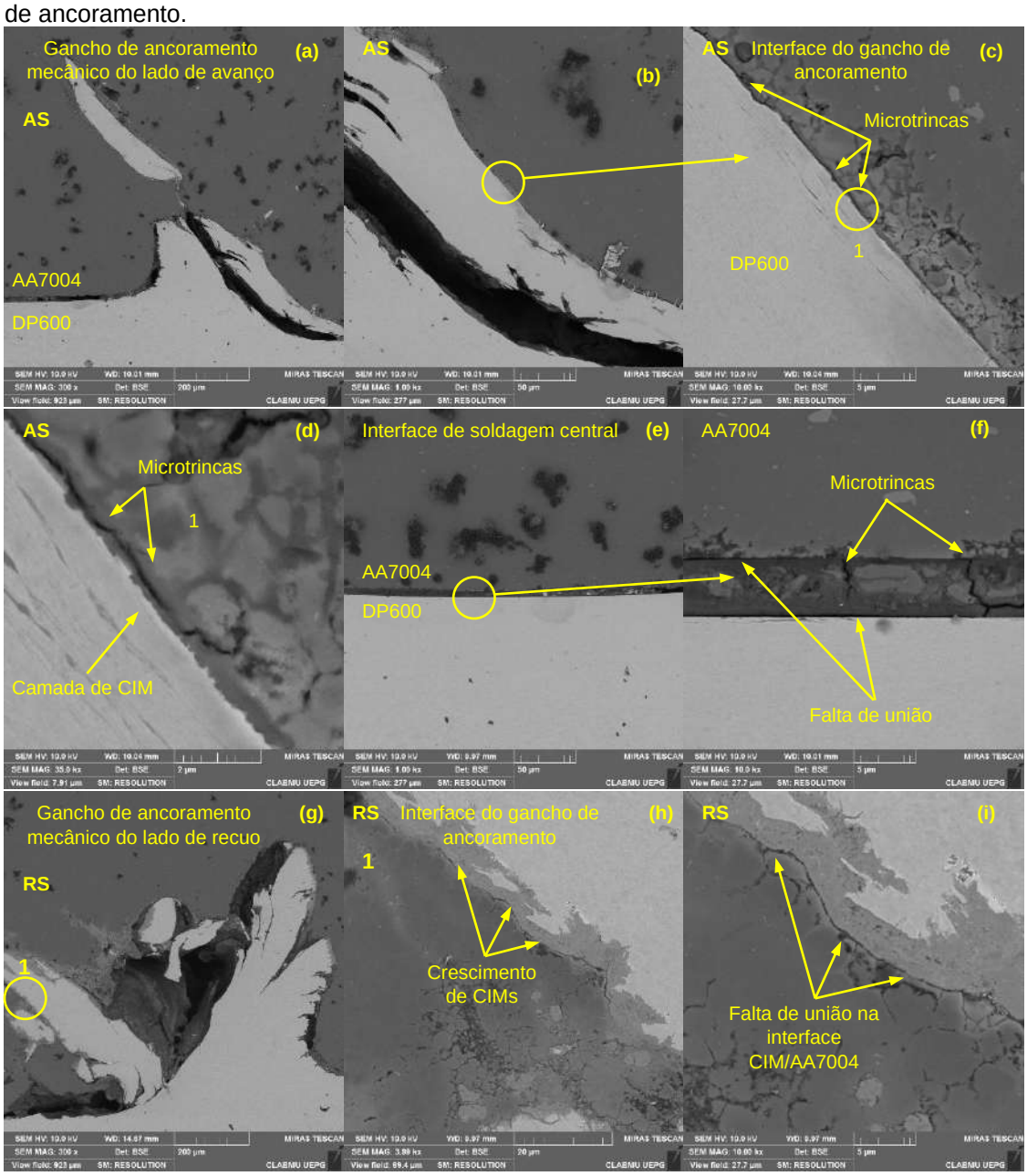
Avançando para a análise da região central da interface de soldagem, a Figura 96(e) apresenta uma faixa interfacial de coloração mais escura. Ao analisar essa região em maior ampliação (Figura 96(f)), nota-se um severo desplacamento na interface alumínio/aço, acompanhado de trincas verticais que atravessam toda a espessura desta faixa de CIM. Na porção superior dessa camada intermetálica, detectam-se extensas regiões de descolamento em relação à matriz de alumínio[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Tal constatação indica que essa camada de CIMs, ao se nuclearizar e crescer, gerou elevadas tensões residuais devido à incompatibilidade de rede (*lattice mismatch*) entre os planos cristalinos do aço DP600, dos CIMs e do alumínio. O ciclo termomecânico limitante (alta velocidade de avanço) intensificou esse estado de tensões, resultando no trincamento vertical e na decoesão da interface, características macroscópicas predominantes nesta região[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Retornando ao gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo (Figura 96(g)), observa-se que a redução do aporte térmico inviabilizou a otimização do fluxo plástico e do amolecimento térmico. Como resultado, o gancho de ancoramento readquiriu uma morfologia altamente segmentada, acompanhada de fragmentos dispersos e expressivos vazios volumétricos adjacentes à sua estrutura[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A interface alumínio/aço em um fragmento do gancho de ancoramento mecânico de recuo é ilustrada nas Figuras 96(h) e 96(i). Embora haja uma camada de compostos intermetálicos, ainda se observam trincas que se propagam por toda a extensão dessa interface. Essa rede de defeitos anula a capacidade de sustentação de carga mecânica que seria proveniente da formação dos CIMs nesta região[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Figura 96 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BB (600 RPM e 250 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (e-f) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo e (h-i) interface alumínio/aço no gancho de ancoramento.



Fonte: O autor.

Por fim, correlacionando os resultados dos ensaios mecânicos com as análises metalográficas da interface, a fractografia e os dados qualitativos de DRX, conclui-se que a condição de 600 RPM e 250 mm/min (BB) operou com aporte térmico insuficiente para promover uma mistura adequada e a formação de uma camada de CIMs isenta de defeitos. A microestrutura resultante caracterizou-se pelo aumento expressivo na fração de vazios volumétricos e pela presença generalizada de trincas

ao longo de toda a interface. Isso provocou uma redução severa no limite de resistência à ruptura e na eficiência estrutural da junta, que despencaram para 22,96 MPa e 4,33%, respectivamente. Esses valores representam uma queda drástica de desempenho para o grupo soldado a 600 RPM (comparado aos 119,45 MPa da amostra BA), indicando claramente que velocidades de avanço superiores a 150 mm/min, neste nível de rotação, tornam-se altamente deletérias para a integridade da junta[2, 3, 42, 44, 48, 49].

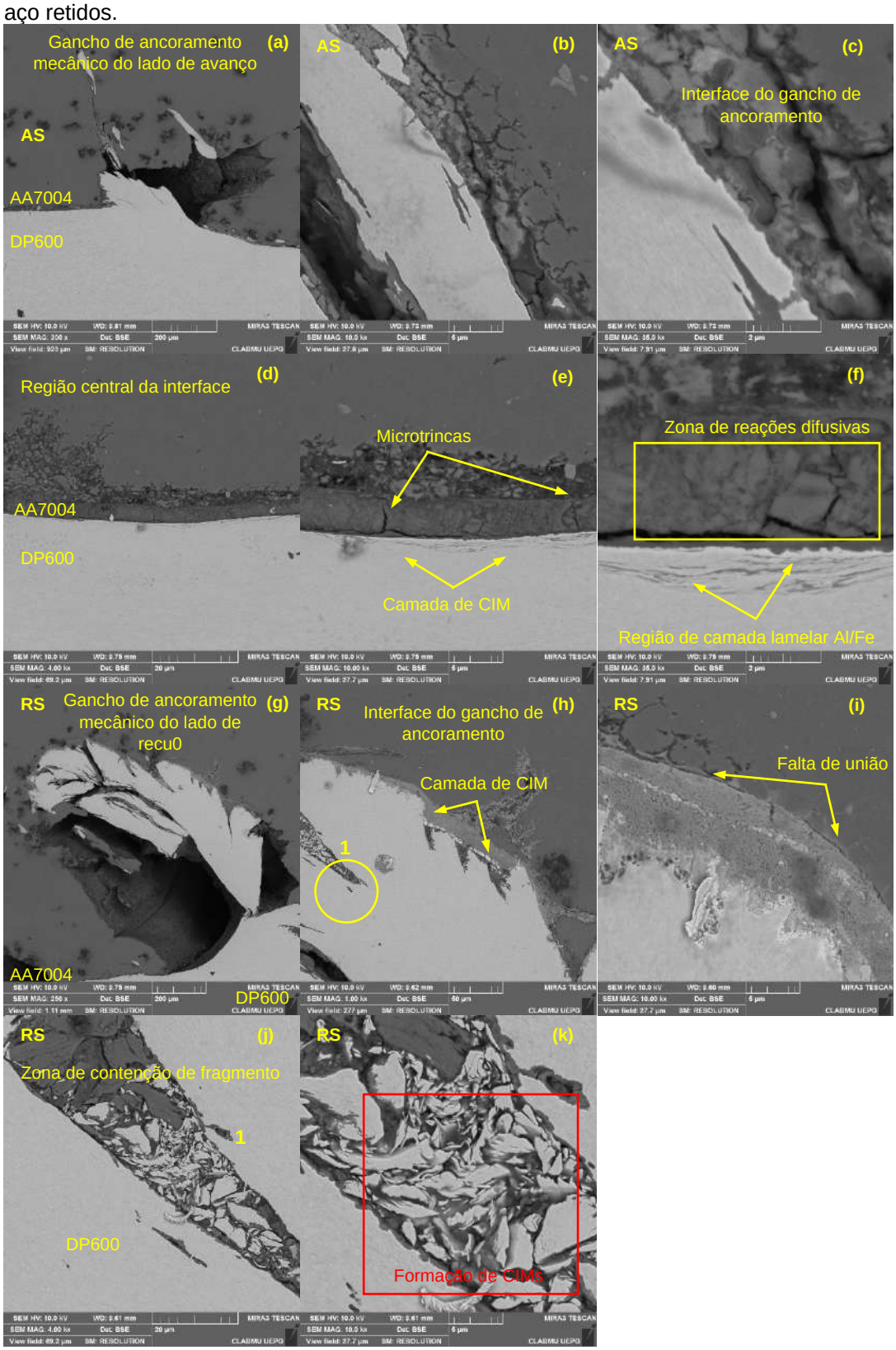
A Figura 97 apresenta a micrografia da interface de soldagem da amostra BC, soldada a 600 RPM e 350 mm/min. As três primeiras imagens, Figuras 97(a) a 97(c) focam na micrografia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Pode-se notar, novamente, o efeito deletério do aumento da velocidade de avanço (mantendo-se a rotação constante).

Isto é, além de seu formato segmentado, observa-se que sua formação não foi ideal, apresentando severos vazios volumétricos adjacentes. Isso, segundo Rashid[23] e Küçükömeroğluet[57], indica que o amolecimento da chapa de DP600 não foi suficiente para garantir uma estrutura de gancho de ancoragem otimizada. Na chapa de AA7004, a restrição ao escoamento resultou no preenchimento incompleto dessa região, originando defeitos de túnel (*tunnel defects*) e inviabilizando a união dos materiais, o que reduziu a área de contato íntimo entre eles para a formação de CIMs[2, 23, 42, 44, 48, 49, 57].

A interface alumínio/aço de um fragmento de aço, posicionado logo acima do topo do gancho de ancoramento de avanço, é ilustrada nas Figuras 97(b) e 97(c). Nelas, constata-se a formação de uma camada de compostos intermetálicos. Contudo, assim como observado na condição BB, nota-se a presença de trincas que se propagam tanto pela interface alumínio/CIM (Figura 97(c)) quanto pelo interior da matriz de alumínio[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Avançando para a análise da região central da interface de soldagem, nas Figuras 97(d) a 97(f), observa-se uma faixa interfacial de coloração mais escura, semelhante à observada na condição BB. Contudo, na Figura 97(e), notam-se apenas trincas horizontais na região adjacente à interface CIM/DP600, enquanto a interface CIM/AA7004 apresenta continuidade distinta da observada na amostra anterior. Mesmo assim, ainda se observam trincas propagando-se verticalmente em direção à chapa de alumínio[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Figura 97 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição BC (600 RPM e 350 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface, (f) estruturas lamelares, (g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (h-i) interface alumínio/aço e (j-k) fragmentos de aço retidos.



Fonte: O autor.

Além disso, conforme documentado no trabalho de Coelho[46], observam-se estruturas lamelares (Figura 97(f)), que constituem regiões com alto potencial termodinâmico para a formação de CIMs devido à alta temperatura, à deformação plástica intensa e à redução das distâncias de difusão. A formação dessas estruturas está intimamente relacionada ao complexo escoamento plástico que ocorre sob o pino da ferramenta, promovendo uma deposição intercalada entre o alumínio e o aço, o que constitui um forte indicativo de mistura mecânica localizada entre os materiais[2, 3, 42, 44, 48, 49].

No gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, Figura 97(g), observa-se um resultado morfológico semelhante ao da condição anterior, em que a restrição do aporte térmico resultou no formato segmentado do gancho de ancoramento mecânico e na formação de vazios volumétricos (resultado do efeito de obstáculo da chapa DP600 sobre o fluxo do alumínio). Adicionalmente, a base do gancho de ancoramento do lado de recuo apresenta formato afilado e trincas pré-existentes. Tal característica morfológica viabilizou o destacamento prematuro desse segmento durante o ensaio de cisalhamento[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento do lado de recuo está ilustrado nas Figuras 97(h) e 97(i). Diferentemente da condição anterior, não foram observadas trincas adjacentes à interface alumínio/CIM; ou seja, nessa área, a formação intermetálica ocorreu sem gerar trincamento durante o resfriamento pós-processamento. Contudo, ainda é válido destacar a presença de regiões adjacentes com falta de união metalúrgica como indicado. Por fim, nas Figuras 97(j) e 97(k), pode-se observar a região do gancho de ancoramento mecânico de recuo onde ocorreu o aprisionamento simultâneo da matriz de AA7004 e de fragmentos do aço DP600, configurando uma zona com alto potencial termodinâmico e cinético para a nucleação e o crescimento de CIMs[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Correlacionando os resultados dos ensaios mecânicos com as análises metalográficas da interface, a fractografia e os dados qualitativos de DRX, conclui-se que o aporte térmico ainda mais reduzido da amostra BC (600 RPM e 350 mm/min) promoveu a formação insuficiente de estruturas de intertravamento mecânico, além de gerar camadas de CIMs fragilizadas por trincas. A microestrutura resultante caracterizou-se por um aumento expressivo da fração de vazios volumétricos nas regiões dos ganchos de ancoragem mecânica. Isso refletiu-se nos baixos limites de

resistência à fratura e de eficiência da junta, que atingiram 39,22 MPa e 7,40%, respectivamento[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Embora esses valores sejam numericamente superiores aos da condição BB (22,96 MPa e 4,33%) e próximos aos da condição AA (44,64 MPa e 8,42%), deve-se ressaltar, sob uma ótica estatística, que não foi possível ensaiar um número suficiente de amostras para obter uma média representativa do comportamento mecânico dessas condições. De toda forma, consolida-se a premissa de que baixos aportes térmicos (seja por baixa rotação ou avanço excessivo) resultam inevitavelmente em juntas fragilizadas, governadas por defeitos volumétricos, pela ausência de mistura homogênea e pela propagação de trincas interfaciais originadas majoritariamente das tensões residuais acumuladas durante o crescimento da fase intermetálica[2, 3, 42, 44, 48, 49].

5.2.7.3 Grupo 800 RPM

A macrografia da interface de soldagem da amostra CA, soldada a 800 RPM e 150 mm/min está ilustrada na Figura 98. Nas duas primeiras, Figuras 98(a) e 98(b), observa-se a micrografia do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço, na qual se nota o efeito benéfico do aumento da velocidade de rotação nesta região: a elevação do aporte térmico otimizou o fluxo plástico de ambas as chapas, resultando em um gancho de ancoramento com formato menos segmentado, como notado por Wang[44]. Além disso, o alumínio preencheu as cavidades de forma eficiente, reduzindo a incidência de defeitos volumétricos. Além disso, as condições termomecânicas favoreceram processos difusivos, promovendo a nucleação de compostos intermetálicos em pontos específicos da interface, conforme ilustrado na Figura 98(b)[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Avançando para a análise da região central da interface de soldagem, nas Figuras 98(c) e 98(d), nota-se que a formação da fina camada de CIMs ocorreu de forma descontínua, embora alguns pontos ao longo da interface apresentem espessuras maiores. Adicionalmente, na Figura 98(d), observam-se pequenos vazios volumétricos. Tais vazios podem estar associados ao efeito de barreira física exercido por pequenos fragmentos isolados de aço, que obstruem o fluxo plástico localizado da matriz de alumínio[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Analisando o gancho de ancoramento do lado de recuo, Figuras 98(e) a 98(f), observa-se novamente um formato segmentado, acompanhado de fragmentos de aço que induziram a formação de vazios adjacentes à estrutura (Figura 98(e)). Isso indica que o alumínio plastificado não conseguiu fluir adequadamente para o interior dessas cavidades. Tal morfologia configura uma região de alta concentração de tensões, com o mecanismo de intertravamento prejudicado devido à base segmentada do gancho de ancoramento[2, 3, 42, 44, 48, 49].

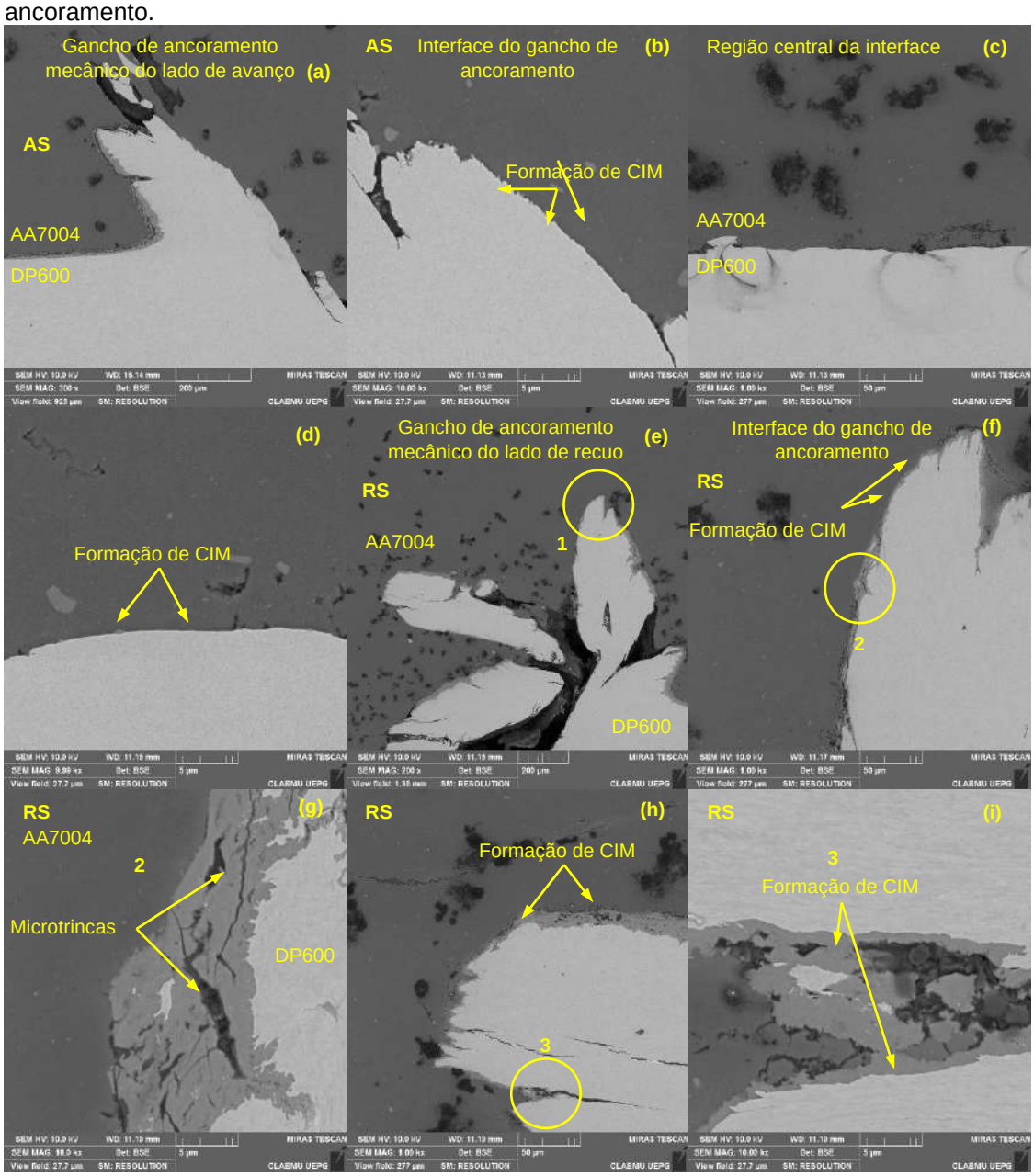
A interface alumínio/aço na região de topo do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo está ilustrado nas Figuras 98(f) e 98(g). Observa-se a formação de uma camada de CIMs por toda a extensão dessa interface; contudo, identifica-se uma rede de microtrincas distribuída ao longo da fase intermetálica, evidenciando o trincamento decorrente das tensões geradas durante o processamento e o subsequente resfriamento da junta.

A interface em um fragmento de aço localizado próximo ao gancho de ancoramento de recuo está apresentado nas Figuras 98(h) e 98(i). Destaca-se a formação da camada intermetálica até mesmo no interior de uma fissura pré-existente no fragmento de aço. O alumínio AA7004 plastificado penetrou nessa descontinuidade e, impulsionado pelas severas condições termomecânicas locais, houve nucleação e crescimento de CIMs confinados nessa região[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Correlacionando os resultados dos ensaios mecânico com as análises metalográficas, a fractografia e os dados de DRX, conclui-se que a condição de 800 RPM e 150 mm/min (CA) proporcionou um aporte térmico suficiente para promover o amolecimento otimizado dos materiais. Esse aporte superou o fornecido pelo grupo de 600 RPM, o que resultou na eliminação do defeito de túnel na base do gancho de ancoramento mecânico do lado de avanço. Contudo, devido à presença de fragmentos de aço que atuaram como obstáculos no gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, defeitos volumétricos ainda persistem nessa região específica[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A otimização da rotação também aprimorou a mistura e o contato íntimo entre os materiais, viabilizando a formação de CIMs em uma área maior ao longo de toda a interface de soldagem, incluindo os ganchos de ancoragem mecânica e a região central.

Figura 98 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 – Condição CA (600 RPM e 150 mm/min): (a-b) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (c-d) região central da interface de soldagem com formação de CIMs, (e) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (f-g) interface alumínio/aço e (h-i) formação de CIMs dentro de entalhe do gancho de ancoramento.



Fonte: O autor.

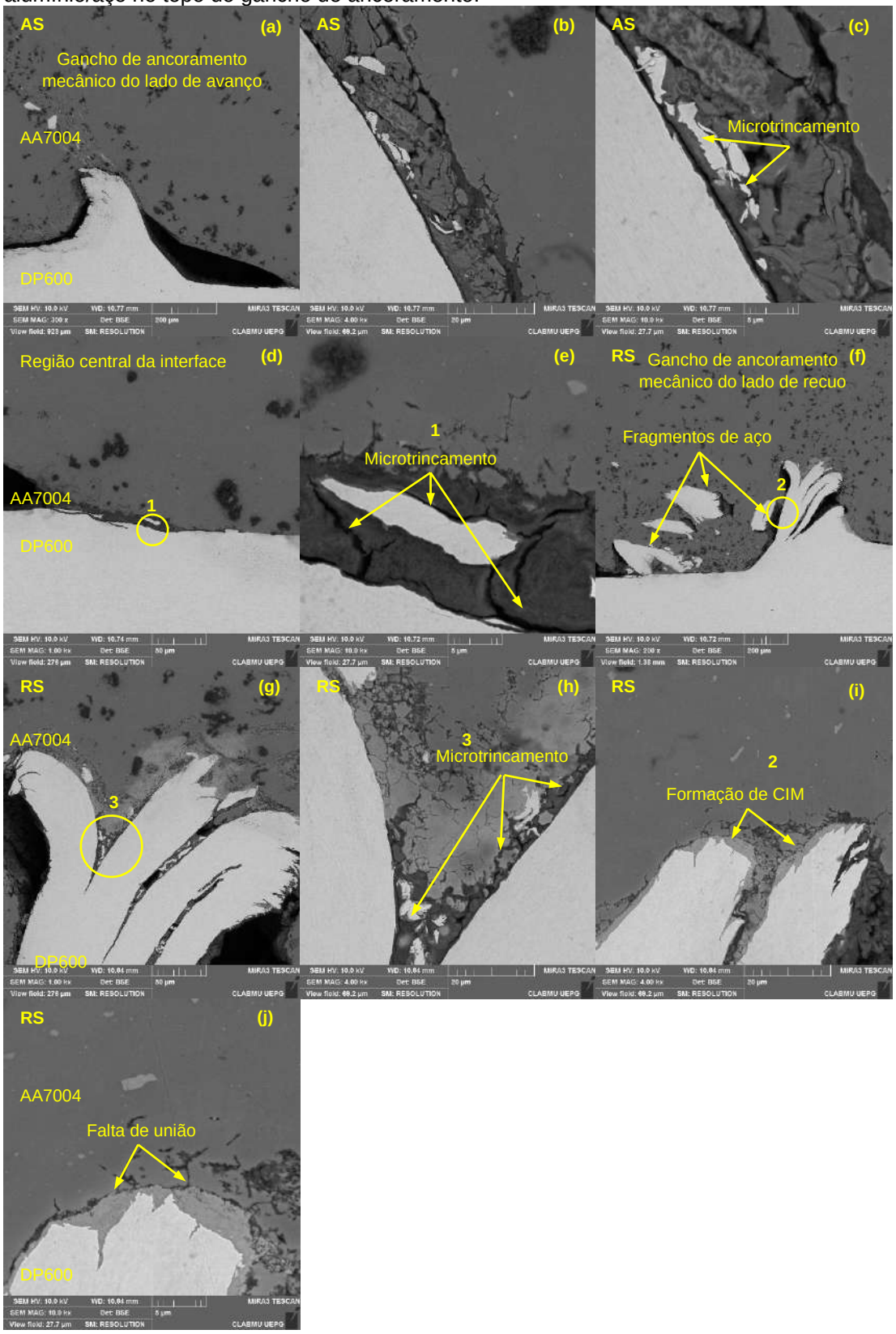
Observa-se que a espessura da camada de CIMs nos ganchos de ancoramento mecânico é relativamente maior do que na região central. Esse fenômeno, também relatado na literatura, está diretamente atrelado aos picos de temperatura, à elevada taxa de deformação cisalhante e à carga de forjamento imposta pela ferramenta; de modo geral, essas variáveis intensificam o crescimento da camada nos ganchos de ancoramento mecânico, enquanto a região central tende a exibir uma camada mais fina e descontínua[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A ampliação da área efetiva de formação de CIMs resultou em valores médios mais elevados de limite de resistência à fratura e de eficiência da junta, atingindo 129,27 MPa e 24,39%, respectivamente. Esses resultados colocam a condição CA como a de maior resistência e integridade estrutural do estudo. Não obstante esse excelente desempenho, a fratura final da interface ocorreu por mecanismos frágeis, mesmo com capacidade de suportar cargas maiores. Esse comportamento é justificado pela presença inevitável de trincas na camada intermetálica, por regiões sem união metalúrgica e pelo formato ainda segmentado do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo. Em suma, demonstra-se que a elevação controlada do aporte térmico é capaz de produzir juntas dissimilares alumínio/aço com excelente resistência, mitigando defeitos volumétricos severos, todavia, a nucleação de trincas interfaciais permanece como o principal fator de degradação das propriedades mecânicas na soldagem FSW neste estudo[2, 3, 42, 44, 48, 49].

A Figura 99 apresenta a macrografia da interface de soldagem da amostra CB, soldada a 800 RPM e 250 mm/min. As três primeiras imagens, Figuras 99(a) a 99(c) focam na micrografia do gancho de ancoramento do lado de avanço. Pode-se notar o efeito do aumento da velocidade de avanço, que culminou no retorno do defeito de túnel nas periferias do pino da ferramenta. Ou seja, a redução do aporte térmico restringiu o escoamento plástico do alumínio, impedindo o preenchimento uniforme desta região.

Na interface alumínio/aço deste gancho, nas Figuras 99(b) e 99(c), observa-se a ausência de união metalúrgica, caracterizada por uma trinca que se propaga por toda a extensão da interface. Além disso, evidencia-se uma ampla zona com trincas secundárias e vazios adjacentes à interface. Toda essa região atua como um severo concentrador de tensões e um sítio potencial de fratura frágil, fragilizando microscopicamente a junta soldada. Avançando para a análise da região central da interface de soldagem (Figuras 99(d) e 99(e)), nota-se a formação de uma rede de microfissuras que parte da interface de soldagem e se propaga em direção à chapa de aço. Esse aspecto indica a nucleação de uma fina camada de compostos intermetálicos (CIMs), que sofreu trincamento durante o próprio estágio de crescimento. Confirma-se, assim, que a redução do aporte térmico não apenas limitou a área efetiva de formação de CIMs, mas também gerou defeitos microestruturais internos à fase, fragilizando a interface central[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Figura 99 - Micrografia da interface de soldagem da junta dissimilar AA7004/DP600 - Condição CB (800 RPM e 250 mm/min): (a) perfil do gancho de ancoramento no lado de avanço, (b-c) interface alumínio/aço do gancho de ancoramento, (d-e) região central da interface de soldagem, (f-g) perfil do gancho de ancoramento no lado de recuo, (h) interface alumínio/aço em um entalhe e (i-j) interface alumínio/aço no topo do gancho de ancoramento.



Fonte: O autor.

Analisando o gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo, Figuras 99(f) a 99(j), observa-se novamente uma morfologia segmentada e acompanhada de fragmentos de aço dispersos até as proximidades da região central de soldagem. Esses fragmentos rígidos atuaram como obstáculos ao escoamento, sendo responsáveis pela formação dos vazios volumétricos observados nas Figuras 99(f) e 99(g), o que corrobora o observado por Shen[2]. Esse quadro consolida o efeito termomecânico da redução do aporte de calor, da menor capacidade de fluência do alumínio e do amolecimento insuficiente da matriz de DP600[2, 3, 42, 44, 48, 49].

As Figuras 99(h) e 99(i) detalham as interfaces alumínio/aço na região de topo do gancho do lado de recuo. Na interface ilustrada na Figura 99(h), não se detecta a presença de uma camada de compostos intermetálicos; trata-se de uma região mecanicamente fragilizada, na qual a presença de trincas potencializa o desplacamento local das chapas. Na interface das Figuras 99(i) e 99(j), embora seja possível observar a nucleação da camada de CIMs, constatam-se extensas regiões fraturadas nessa interface. Essas rupturas resultam das elevadas tensões residuais acumuladas durante o resfriamento e da incompatibilidade de rede entre os diferentes planos cristalinos envolvidos[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Correlacionando os resultados dos ensaios mecânicos com as análises metalográficas, a fractografia e os dados de DRX, conclui-se que a amostra CB (800 RPM e 250 mm/min) marcou o retorno de defeitos volumétricos, deterioração do gancho de ancoramento mecânico do lado de recuo e o trincamento pós-processamento da camada de CIMs. Fenômenos muito semelhantes aos observados ao se elevar a velocidade de avanço no grupo de 600 RPM (condição BB). Contudo, fica evidente que a integridade mecânica da condição CB é substancialmente superior à da condição BB, o que corrobora com o observado por Shen[2] e Geng[3], o aumento de aporte térmico otimiza o processamento e a integridade da junta[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Além de apresentar deformação plástica macroscópica na extremidade livre da chapa de alumínio antes da ruptura, o limite de resistência à fratura e a eficiência estrutural da junta atingiram 94,59 MPa e 17,85%, respectivamente. Esses valores a classificam, isoladamente, como a terceira condição de maior resistência do estudo. Conclui-se, portanto, que a utilização de elevadas velocidades de rotação (800 RPM) amplia a janela de processabilidade e a reprodutibilidade do método FSW. Essa estratégia termomecânica viabiliza o aumento da produtividade do processo (maiores

velocidades de avanço) garantindo, simultaneamente, a obtenção de juntas sólidas e com resistência mecânica otimizada[2, 3, 42, 44, 48, 49].

Por fim, a caracterização dimensional quantitativa da camada de compostos intermetálicos (CIM) ao longo da seção transversal da interface dissimilar AA7004/DP600, de todas as condições (Tabela 15), revela uma forte assimetria geométrica, governada pelo aporte térmico e pela cinemática do fluxo plástico. Em todas as condições mensuráveis, constatou-se uma heterogeneidade pronunciada entre os lados da junta: as maiores projeções e espessuras aparentes concentraram-se no lado de recuo (RS), variando de 0,69 µm (BC) a valores expressivos como 2,62 µm (BB) e 2,81 µm (CA). Em contrapartida, o lado de avanço (AS) exibiu espessuras sensivelmente mais restritas, situando-se entre 0,13 µm (AA) e 0,70 µm (CB).

Tabela 15 – Espessura aparente/altura da camada de compostos intermetálicos (CIM) medida ao longo da interface de soldagem via ImageJ.

	Altura da camada de CIM (µm)		
Condição	Lado de avanço	Centro	Lado de recuo
AA 400 RPM 150 mm/min	0,13	0,22	N/A
BA 600 RPM 150 mm/min	0,29	0,11	2,21
BB 600 RPM 250 mm/min	0,55	N/A	2,62
BC 600 RPM 350 mm/min	0,18	0,22	0,69
CA 800 RPM 150 mm/min	0,25	0,20	2,81
CB 800 RPM 250 mm/min	0,70	N/A	2,18

Fonte: O autor.

Esse comportamento assimétrico correlaciona-se diretamente com a mecânica do processo FSW na configuração sobreposta. No dado de recuo, a oposição vetorial entre o sentido de translação da ferramenta e o campo de velocidades de rotação induz uma ação de forjamento e cisalhamento ascendente, que traciona e fragmenta o aço DP600 para a zona de mistura. Esse transporte severo de aço cria macroestruturas de ancoramento verticalizadas e zonas de interdifusão, resultando em maiores alturas aparentes da camada de CIM nucleada ao redor dos ganchos e fragmentos dispersos. No lado de avanço, por sua vez, o escoamento

laminar tangencial limita o arraste vertical de aço, contendo o crescimento aparente da camada[2, 3, 42-48].

As lacunas de medição registradas como "N/A" (como no RS da condição AA e no centro das condições BB e CB) justificam-se pelas limitações inerentes da microscopia eletrônica sem dispersão de energia (EDS) diante de zonas de morfologia complexa. Em tais regiões, a combinação entre a presença de vazios/túneis, o destacamento interfacial prematuro ou a descontinuidade, em escala micrométrica/manométrica, da camada de CIM impossibilitou a delimitação de uma espessura mensurável no ImageJ. Ainda assim, a expressiva elevação dimensional observada sob maior aporte térmico (notadamente na condição CA, com 800 RPM e 150 mm/min) atesta o papel termodinâmico e cinético da energia mecânica friccional no estímulo às reações de difusão de estado sólido entre Al e Fe na interface de soldagem[2, 3, 42-48].

Ao correlacionar as dimensões da camada de compostos intermetálicos (CIM) com os resultados dos ensaios mecânicos de cisalhamento, constata-se que a resistência da junta não dependeu apenas da presença da camada, mas, em alguns casos, também do efeito conjunto entre a integridade da ligação difusional e o intertravamento mecânico. Na condição de maior aporte térmico (CA – 800 RPM e 150 mm/min), que alcançou a maior resistência média à ruptura do estudo (129,27 MPa) e permitiu nítida deformação plástica macroscópica das chapas antes da falha, registraram-se também espessuras de CIM, atingindo 0,25 mm no lado de avanço (AS) e 2,81 mm no lado de recuo (RS), os maiores valores de espessura de CIM detectados. Embora camadas espessas de CIM sejam classicamente associadas à fragilização da interface, neste caso, o elevado calor e o fluxo plástico otimizado consolidaram uma ampla área de contato metalúrgico contínuo e uma menor quantidade de vazios, permitindo que a junta sustentasse cargas elevadas até que a tensão cisalhante induzisse a fratura por clivagem preferencialmente frágil através da interface e dos fragmentos aderidos[2, 3, 42-48].

Em contrapartida, as condições com menor aporte térmico ou com velocidades de avanço elevadas (como BB e BC) evidenciam o efeito deletério de interfaces descontinuas. Na condição BB (600 RPM e 250 mm/min), apesar da presença de uma camada de CIM considerável de 2,62 mm no lado de recuo (RS), a ausência de uma camada contínua mensurável na região central, refletiu-se em uma queda drástica na resistência mecânica média para apenas 22,96 MPa. Essa

fragilização ocorreu porque a diminuição do aporte térmico reduziu a fluidez dos materiais, gerando defeitos volumétricos distribuídos que atuaram em conjunto com a fragilidade intrínseca dos CIMs como sítios concentradores de tensões. Assim, demonstra-se que descontinuidades na região central e a ausência de consolidação difusional uniforme anulam o potencial resistente do intertravamento mecânico dos ganchos, promovendo o desplacamento prematuro da união com curvas de tensão-deformação cisalhante de caráter puramente linear[2, 3, 42-48].

6 CONCLUSÃO

Este trabalho investigou a união dissimilar sobreposta entre a liga de alumínio AA7004-T6 e o aço DP600 por *Friction Stir Welding* (FSW), avaliando a influência das velocidades de rotação e de soldagem no desenvolvimento microestrutural da interface de soldagem, na formação de compostos intermetálicos (CIMs) e no desempenho mecânico das juntas. Os principais resultados e conclusões obtidos são sumarizados a seguir:

Os ciclos termomecânicos induzidos pelo FSW alteraram as propriedades mecânicas das ligas. Na liga de alumínio AA7004, identificou-se uma queda de dureza decorrente de superenvelhecimento e de amolecimento localizado na zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Em contrapartida, a interface adjacente ao aço DP600 exibiu picos proeminentes de endurecimento, atingindo até 319 HV, associados a severas deformações plásticas e transformações de fase locais. Para os perfis verticais e horizontais de dureza das juntas, nota-se que o processo de soldagem causou redução de dureza na chapa de alumínio na região de solda, enquanto, na interface e nas regiões adjacentes à chapa de DP600, o aumento de dureza observado está correlacionado com mudanças microestruturais do aço e com a presença de CIM.

O aporte térmico governado pela velocidade de rotação e de soldagem, mostrou-se crítico para a integridade das juntas. Condições de baixo aporte térmico (400 RPM) foram insuficientes para promover o fluxo plástico adequado do material, resultando em defeitos volumétricos, como túneis e vazios. O incremento da rotação para 600 e 800 RPM apresentou tendência de reduzir a quantidade dessas descontinuidades e de otimizar o escoamento, promovendo a consolidação de gancho de ancoramento mecânico e a mistura dos materiais. Além do efeito da velocidade de rotação, nos grupos de 600 RPM e 800 RPM, o aumento da velocidade de soldagem voltou a apresentar defeitos devido ao menor aporte térmico; contudo, em 800 RPM, o incremento da velocidade de soldagem não afetou significativamente a integridade da junta.

Os ensaios de cisalhamento indicam que a resistência mecânica das juntas é diretamente proporcional ao aporte térmico aplicado. A condição de maior aporte térmico CA (800 RPM e 150 mm/min) proporcionou o melhor desempenho mecânico do estudo, alcançando resistência média à fratura de 129,27 MPa e eficiência da junta

de 24,4%. Essa condição causou deformação plástica macroscópica na chapa de alumínio antecedendo a ruptura final da junta. Além disso, o incremento da velocidade de soldagem para 250 mm/min (condição CB) não causou perdas significativas de propriedades mecânicas, apontando a velocidade de rotação de 800 RPM como um caminho para obtenção de juntas de maior resistência mecânica.

A análise conjunta da interface de soldagem por MEV-FEG e da difração de raios X (DRX) revelou que o desenvolvimento da camada de compostos intermetálicos (CIMs) ocorreu de forma heterogênea ao longo do cordão de solda, sem se consolidar em um filme interfacial uniforme. Por um lado, as análises por MEV da interface e da fractografia confirmaram que, sob aportes térmicos mais elevados (grupo de 800 RPM), as reações difusivas são intensificadas resultando na nucleação localizada de CIMs. Nesses locais específicos, a forte ligação metalúrgica foi capaz de suportar o carregamento, levando à ruptura por fratura frágil. Por outro lado, mesmo nessas condições de maior energia, o ciclo termomecânico imposto pelo FSW foi insuficiente para promover a difusão homogênea ao longo de toda a extensão da junta. Como consequência, alternaram-se regiões com a camada de CIM e áreas de falta de união metalúrgica, nas quais a integridade da junta depende exclusivamente da ancoragem mecânica fornecida pelos ganchos. Contudo, independente da maneira como se formaram, as fases de CIMs detectados são Fe_2Al_5, Fe_4Al_{13} e $FeAl_2Si$.

A quantificação dimensional da interface de união por meio da análise de imagens confirmou que o desenvolvimento dos compostos intermetálicos (CIMs) é fortemente assimétrico e depende das condições de fluxo plástico do processo FSW. Houve acúmulo de espessuras maiores no lado de recuo (RS) devido ao fluxo vertical ascendente de material proveniente da chapa inferior de DP600. Essa não uniformidade morfológica e a descontinuidade da camada em determinadas zonas operacionais refletem-se no baixo valor de resistência à fratura nas condições de menor aporte térmico (AA, BB e BC), enquanto o aumento do aporte causou uma melhora substancial no fluxo plástico, redução de defeitos volumétricos e crescimento da camada de CIMs.

Independentemente dos parâmetros de soldagem, a falha no ensaio de cisalhamento localizou-se na interface de soldagem em todas as condições avaliadas. A análise fractográfica por MEV revelou que o desplacamento final ocorreu majoritariamente por fratura frágil, um comportamento governado pela presença de uma camada de compostos intermetálicos (CIMs), parcialmente detectada por DRX,

que levou, consequentemente, à fratura dos ganchos de ancoramento mecânico em algumas condições.

Por fim, embora o processo FSW seja reconhecido pelo potencial de controle interfacial no estado sólido, as três velocidades de rotação investigadas geraram aportes térmicos que se mostraram insuficientes para promover a difusão homogênea necessária para uniformizar a espessura da camada de CIMs por toda a extensão do cordão de solda, resultando em uma película interfacial não uniforme de modo que em certas áreas não houve a união promovida por reações difusivas na interface, contudo, para a condição 800 RPM, existe uma melhora substancial das propriedades mecânicas indicando um possível caminho para otimização da soldagem dissimilar entre as ligas AA7004 e DP600.

REFERÊNCIAS

1 HUANG, Yongxian; HUANG, Tifang; WAN, Long; MENG, Xiangchen; ZHOU, Li. Material flow and mechanical properties of aluminum-to-steel self-riveting friction stir lap joints. **Journal Of Materials Processing Technology**, v. 263, p. 129-137, jan. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.011. Acesso em: 24 set. 2024.

2 SHEN, Z.; CHEN, Y.; HAGHSHENAS, M.; GERLICH, A. P. Role of welding parameters on interfacial bonding in dissimilar steel/aluminum friction stir welds. **Engineering Science And Technology, an International Journal**, v. 18, n. 2, p. 270-277, jun. 2015. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jestch.2014.12.008. Acesso em: 24 set. 2024.

3 GENG, Peihao; MORIMURA, Masashi; MA, Hong; MA, Yunwu; MA, Ninshu; LIU, Huihong; AOKI, Yasuhiro; FUJII, Hidetoshi; QIN, Guoliang. Elucidation of intermetallic compounds and mechanical properties of dissimilar friction stir lap welded 5052 Al alloy and DP590 steel. **Journal Of Alloys And Compounds**, v. 906, p. 164381, jun. 2022. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164381. Acesso em: 24 set. 2024.

4 VERMA, A.; KOTTESWARAN, B.; SHANMUGASUNDARAM, T. Effect of Welding Parameters and Artificial Aging on Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA 7004 Alloys: experimental and artificial neural network simulation. **Metallography, Microstructure, And Analysis**, v. 10, n. 4, p. 515-524, ago. 2021. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s13632-021-00759-1. Acesso em: 24 set. 2024.

5 DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook**: aluminum and aluminum alloys. Materials Park, Ohio: ASM International, 1993. p. 3-12.

6 MOURITZ, A. P. (ed.). 8 – aluminum alloys for aircraft structures. In: MOURITZ, A. P. (ed.). **Introduction to aerospace materials**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012. p. 173-201. Disponível em: https://doi.org/10.1533/9780857095152.173. Acesso em: 24 set. 2024.

7 TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum**: physical metallurgy and processes. v. 1. Nova York: Marcel Dekker, 2003. 1296 p.

8 MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. Cambridge, United States of America: Cambridge University Press, 2009. 856 p.

9 ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **Alloy Phase Diagrams**. Materials Park, Ohio: ASM International, 1992. (ASM Handbook, v.3).

10 STARKE, E. A.; STALEY, J. T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. **Progress In Aerospace Sciences**, v. 32, n. 2-3, p. 131-172, 1996.

11 KAUFMAN, J. G. **Introduction to Aluminum Alloys and Tempers**. Ohio: ASM International, 2000. 647 p.

12 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL. **Tratamento Térmico**: guia técnico do alumínio. v. 6, 2. ed. São Paulo: Abal, 2011. 152 p.

13 WILLIAMS, J. C.; STARKE, E. A. Progress in structural materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, v. 51, n. 19, p. 5775-5799, nov. 2003. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.023. Acesso em: 30 out. 2024.

14 DURSUN, Tolga; SOUTIS, Costas. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 56, p. 862-871, abr. 2014. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002. Acesso em: 30 out. 2024.

15 FULLER, Christian B.; MAHONEY, Murray W.; CALABRESE, Mike; MICONA, Leanna. Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds. **Materials Science And Engineering**: A, v. 527, n. 9, p. 2233-2240, abr. 2010. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.057. Acesso em: 30 out. 2024.

16 YUQING, Mao; LIMING, Ke; FENCHENG, Liu; YUHUA, Chen; LI, Xing. Investigations on temperature distribution, microstructure evolution, and property variations along thickness in friction stir welded joints for thick AA7075-T6 plates. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, v. 86, n. 1-4, p. 141-154, 3 dez. 2016. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s00170-015-8167-x. Acesso em: 30 out. 2024.

17 ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **Welding Brazing and Soldering**. Ohio, Estados Unidos da América: ASM International, 1993. (ASM Handbook, v. 6)

18 SHAH, P. H.; BADHEKA, V. J. Friction stir welding of aluminium alloys: an overview of experimental findings – process, variables, development and applications. **Journal of Materials: Design and Applications**. v. 233, n. 6, p. 1-36, abr. 2016. Disponível em: https://doi.org/10.1177/1464420716689588. Acesso em: 30 out. 2024.

19 LESCH, Christian; KWIATON, Norbert; KLOSE, Frank B.. Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications − Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments. **Steel Research International**, v. 88, n. 10, p. 1700210, 25 ago. 2017. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1002/srin.201700210. Acesso em: 30 out. 2024.

20 DEBASISH, C. Behind the Development of Advanced High Strength Steel (AHSS) Including Stainless Steel for Automotive and Structural Applications - An Overview. **Materials Science and Metallurgy Engineering**. v. 4, n. 1, p. 1-15, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.12691/msme-4-1-1. Acesso em: 30 out. 2024.

21 ASHRAFI, H.; SHAMANIAN, M.; SANAYEI, M.; FARHADI, F.; SZPUNAR, J.A.. The impact of welding heat input on microstructure, micro-texture, and mechanical properties of stir zone in friction stir welded DP600 steel. **Materials Today Communications**, v. 37, p. 107127, dez. 2023. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107127. Acesso em: 19 nov. 2024.

22 TASAN, C.C.; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, M.. An Overview of Dual-Phase Steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review Of Materials Research**, v. 45, n. 1, p. 391-431, 1 jul. 2015. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103.
23 RASHID, M. S. Dual Phase Steels. **Annual Review Of Materials Science**, v. 11, n. 1, p. 245-266, ago. 1981. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1146/annurev.ms.11.080181.001333. Acesso em: 19 nov. 2024.

24 FONSTEIN, N. Dual-phase steels. In: SHEN, G. (ed.). **Automotive Steels**: design, metallurgy, processing and applications. Duxford: Woodhead Publishing, 2017. cap. 7, p. 169-216. Disponível em: https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00007-9. Acesso em: 19 nov. 2024.

25 KALHOR, Alireza; SOLEIMANI, Maryam; MIRZADEH, Hamed; UTHAISANGSUK, Vitoon. A review of recent progress in mechanical and corrosion properties of dual phase steels. **Archives Of Civil And Mechanical Engineering**, v. 20, n. 3, p. 1-14, 10 jul. 2020. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s43452-020-00088-0. Acesso em: 19 nov. 2024.

26 KALHOR, Alireza; TAHERI, Ali Karimi; MIRZADEH, Hamed; UTHAISANGSUK, Vitoon. Processing, microstructure adjustments, and mechanical properties of dual phase steels: a review. **Materials Science And Technology**, v. 37, n. 6, p. 561-591, abr. 2021. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2021.1944524. Acesso em: 19 nov. 2024.

27 OLIVER, S.; JONES, T. B.; FOURNEUR, G. Dual phase versus TRIP steels: comparison of properties for automotive applications. **Ironmaking & Steelmaking**, v. 34, n. 4, p. 303-309, jul. 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1179/174328107X168037. Acesso em: 19 nov. 2024.

28 ASM INTERNATIONAL. **Properties and Selection:** Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Materials Park, OH: ASM International, 1990. (Metals Handbook, v.1)

29 GIBSON, B.T.; LAMMLEIN, D.H.; PRATER, T.J.; LONGHURST, W.R.; COX, C.D.; BALLUN, M.C.; DHARMARAJ, K.J.; COOK, G. E.; STRAUSS, A.M.. Friction stir welding: process, automation, and control. **Journal Of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 56-73, jan. 2014. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.04.002.

30 HAGHSHENAS, M.; GERLICH, A.P.. Joining of automotive sheet materials by friction-based welding methods: a review. **Engineering Science And Technology**, An International Journal, v. 21, n. 1, p. 130-148, fev. 2018. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jestch.2018.02.008. Acesso em: 19 nov. 2024.

31 MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science And Engineering**: R, v. 50, n. 1-2, p. 1-78, ago. 2005. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001. Acesso em: 19 nov. 2024.

32 THREADGILL, P L; LEONARD, A J; SHERCLIFF, H R; WITHERS, P J. Friction stir welding of aluminium alloys. **International Materials Reviews**, v. 54, n. 2, p. 49-93, mar. 2009. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1179/174328009x411136. Acesso em: 13 dez. 2024.

33 ZHANG, Y N; CAO, X; LAROSE, S; WANJARA, P. Review of tools for friction stir welding and processing. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 51, n. 3, p. 250-261, jul. 2012. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1179/1879139512y.0000000015. Acesso em: 13 dez. 2024.

34 KILIC, Suleyman; OZTURK, Fahrettin; DEMIRDOGEN, Mehmet Fatih. A comprehensive literature review on friction stir welding: process parameters, joint integrity, and mechanical properties. **Journal Of Engineering Research**, v. 13, n. 1, p. 122-130, mar. 2025. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jer.2023.09.005. Acesso em: 13 dez. 2024.

35 DAWOOD, H.I.; MOHAMMED, Kahtan S.; RAHMAT, Azmi; UDAY, M.B.. Effect of small tool pin profiles on microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy by friction stir welding. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, v. 25, n. 9, p. 2856-2865, set. 2015. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326(15)63911-5. Acesso em: 13 dez. 2024.

36 SEIGHALANI, K. Reshad; GIVI, M. K. Besharati; NASIRI, A. M.; BAHEMMAT, P.. Investigations on the Effects of the Tool Material, Geometry, and Tilt Angle on Friction Stir Welding of Pure Titanium. J**ournal Of Materials Engineering And Performance**, v. 19, n. 7, p. 955-962, out. 2010. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8. Acesso em: 13 dez. 2024.

37 SIMAR, Aude; AVETTAND-FÈNOËL, Marie-Noëlle. State of the art about dissimilar metal friction stir welding. **Science And Technology Of Welding And Joining**, v. 22, n. 5, p. 389-403, jul. 2017. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2016.1251712. Acesso em: 13 dez. 2024.

38 HEIDARZADEH, A.; MIROSHIN, S.; LAKSHMINARAYANAN, A. K.; SHOKRI, A.; KOSTA, L.; SAHU, P. K.; BAHRAMI, A. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. **Progress In Materials Science**, v. 117, p. 100752, abr. 2021. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752. Acesso em: 25 jan. 2025.

39 ZHOU, Li; YU, Mingrun; ZHAO, Hongyun; JIANG, Zhihua; GUO, Fan; SONG, Xiaoguo. Dissimilar friction stir welding of AA6061 and Ti6Al4V alloys: a study on microstructure and mechanical properties. **Journal Of Manufacturing Processes**, v. 48, p. 119-126, dez. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.043. Acesso em: Acesso em: 25 jan. 2025.

40 SORGER, Gonçalo; WANG, Hao; VILAÇA, Pedro; SANTOS, Telmo G. FSW of aluminum AA5754 to steel DX54 with innovative overlap joint. **Welding In The World**, v. 61, n. 2, p. 257-268, mar. 2017. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s40194-016-0412-y. Acesso em: 25 jan. 2025.

41 ZHAO, Yadong; LUO, Yalong; LU, Yaowen; HE, Yangyang; GUO, Xuefeng; WANG, Shuguang; CUI, Hongbao; ZHANG, Yangming; WANG, Zhigang. Effect of welding parameters on the microstructures and mechanical properties of double-pass aluminum/magnesium dissimilar metal friction stir lap welding joint. **Materials Today Communications**, v. 26, p. 102132, mar. 2021. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102132. Acesso em: 25 jan. 2025.

42 GEYER, Morgane; VIDAL, Vanessa; POTTIER, Thomas; BOHER, Christine; RÉZAÏ-ARIA, Farhad. Investigations on the material flow and the role of the resulting hooks on the mechanical behaviour of dissimilar friction stir welded Al2024-T3 to Ti-6Al-4V overlap joints. J**ournal Of Materials Processing Technology**, v. 292, p. 117057, jun. 2021. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117057. Acesso em: 25 jan. 2025.

43 PATTERSON, Erin E.; HOVANSKI, Yuri; FIELD, David P.. Microstructural Characterization of Friction Stir Welded Aluminum-Steel Joints. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 47, n. 6, p. 2815-2829, 10 mar. 2016. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s11661-016-3428-4. Acesso em: 25 jan. 2025.

44 WANG, Tianhao; SIDHAR, Harpreet; MISHRA, Rajiv S.; HOVANSKI, Yuri; UPADHYAY, Piyush; CARLSON, Blair. Effect of hook characteristics on the fracture behaviour of dissimilar friction stir welded aluminium alloy and mild steel sheets. **Science And Technology Of Welding And Joining**, v. 24, n. 2, p. 178-184, fev. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2018.1503801. Acesso em: 25 jan. 2025.

45 MORAES, J. F. C.; RODRIGUEZ, R. I.; JORDON, J. B.; SU, X. Effect of overlap orientation on fatigue behavior in friction stir linear welds of magnesium alloy sheets. **International Journal Of Fatigue**, v. 100, p. 1-11, jul. 2017. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.02.018. Acesso em: 25 jan. 2025.

46 COELHO, R. S.; KOSTKA, A.; SHEIKHI, S.; DOS SANTOS, J.; PYZALLA, A. R. Microstructure and Mechanical Properties of an AA6181-T4 Aluminium Alloy to HC340LA High Strength Steel Friction Stir Overlap Weld. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, n. 10, p. 961-972, out. 2008. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1002/adem.200800028. Acesso em: 25 jan. 2025.

47 LAN, Shuhuai; LIU, Xun; NI, Jun. Microstructural evolution during friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high-strength steel. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, v. 82, n. 9-12, p. 2183-2193, fev. 2016. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s00170-015-7531-2. Acesso em: 25 jan. 2025.

48 BEYGI, Reza; TALKHABI, Amir Abbas; MEHRIZI, Majid Zarezadeh; MARQUES, Eduardo A. S.; CARBAS, Ricardo J. C.; SILVA, Lucas F. M. da. A Novel Lap-Butt Joint Design for FSW of Aluminum to Steel in Tee-Configuration: joining mechanism, intermetallic formation, and fracture behavior. **Metals**, v. 13, n. 6, p. 1027, maio 2023. Disponível em: http://dx.doi.org/10.3390/met13061027. Acesso em: 25 jan. 2025.

49 MAHTO, Raju Prasad; KUMAR, Ravi; PAL, Surjya Kanta. Characterizations of weld defects, intermetallic compounds and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar alloys. **Materials Characterization**, v. 160, p. 110115, fev. 2020. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110115. Acesso em: 25 jan. 2025.

50 ELREFAEY, A.; GOUDA, M.; TAKAHASHI, M.; IKEUCHI, K. Characterization of Aluminum/Steel Lap Joint by Friction Stir Welding. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, v. 14, n. 1, p. 10-17, 1 fev. 2005. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1361/10599490522310. Acesso em: 25 jan. 2025.

51 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3 – 11: **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

52 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92 – 82: **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2003.

53 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92 – 17: **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

54 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E384 – 17: **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

55 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8/E8M-16: – **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.

56 ZHOU, Pu; SONG, Yanli; HUA, Lin; LU, Jue; ZHANG, Jiaheng; WANG, Feng. Mechanical behavior and deformation mechanism of 7075 aluminum alloy under solution induced dynamic strain aging. **Materials Science And Engineering**: A, v. 759, p. 498-505, jun. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.071. Acesso em: 12 abr. 2026.

57 KÜÇÜKÖMEROGLU, T.; AKTARER, S. M.; ÇAM, G. Investigation of mechanical and microstructural properties of friction stir welded dual phase (DP) steel. **IOP Conference Series**: Materials Science and Engineering, v. 629, n. 1, p. 012010, set. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1088/1757-899x/629/1/012010. Acesso em: 12 abr. 2026.

58 VALIZADE, Nima; FARHAT, Zoheir. A Review on Abrasive Wear of Aluminum Composites: mechanisms and influencing factors. **Journal Of Composites Science**, v. 8, n. 4, p. 149, 15 abr. 2024. Disponível em: http://dx.doi.org/10.3390/jcs8040149. Acesso em: 12 abr. 2026.

59 SHUBHAVARDHAN, R. N.; SURENDRAN, S. Microstructure and fracture behavior of friction stir lap welding of dissimilar metals. **Engineering Solid Mechanics**, p. 1-10, 2018. Disponível em: http://dx.doi.org/10.5267/j.esm.2017.12.001. Acesso em: 12 abr. 2026.

60 LALPOOR, M.; ESKIN, D. G.; TEN BRINK, G.; KATGERMAN, L. Microstructural features of intergranular brittle fracture and cold cracking in high strength aluminum alloys. **Materials Science And Engineering**: A, v. 527, n. 7-8, p. 1828-1834, mar. 2010. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.003. Acesso em: 12 abr. 2026.

61 XU, Lei; ROBSON, Joseph D.; WANG, Li; PRANGNELL, Philip B.. The Influence of Grain Structure on Intermetallic Compound Layer Growth Rates in Fe-Al Dissimilar Welds. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 49, n. 2, p. 515-526, fev. 2018. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1007/s11661-017-4352-y. Acesso em: 12 abr. 2026.

62 WILDE, Gerhard; DIVINSKI, Sergiy. Grain Boundaries and Diffusion Phenomena in Severely Deformed Materials. **Materials Transactions**, v. 60, n. 7, p. 1302-1315, jul. 2019. Disponível em: http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.mf201934. Acesso em: 12 abr. 2026.

63 SAUVAGE, X.; WILDE, G.; DIVINSKI, S. V.; HORITA, Z.; VALIEV, R.Z. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena. **Materials Science And Engineering**: A, v. 540, p. 1-12, abr. 2012. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.01.080. Acesso em: 12 abr. 2026.

64 SPRINGER, H.; KOSTKA, A.; PAYTON, E. J.; RAABE, D. On the kinetics of intermetallic phase formation in the MIG-brazing of aluminium to steel. **Acta Materialia**, v. 59, n. 4, p. 1586-1600, fev. 2011. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.033. Acesso em: 12 abr. 2026.