



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



Dissertação de Mestrado

"Caracterização microestrutural e textural, por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), da Solda a LASER em liga de Alumínio AA5052".



Autor: Thiago Augusto de Sousa Moreira

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa

Coorientador: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima



Agosto 2014



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Thiago Augusto de Sousa Moreira

"Caracterização microestrutural e textural, por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), da Solda a LASER em liga de Alumínio AA5052".

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Engenharia de Superfícies

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa

Coorientador: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima

Ouro Preto, agosto de 2014

M838c Moreira, Thiago Augusto de Sousa.
Caracterização microestrutural e textural, por difração de elétrons retro-
espalhados (EBSD), da liga de alumínio 5052 Soldada a LASER [manuscrito] /
Thiago Augusto de Sousa Moreira. – 2014.
77f.: il. color.; grafs.; tabs.

Orientador: Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa
Co-orientador: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de
Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.
Área de concentração: Processos de Fabricação.

1. Soldagem. 2. Alumínio. 3. Microestrutura. I. Costa, Adilson Rodrigues da. II.
Lima, Milton Sérgio Fernandes de. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV.
Título.

CDU: 621.791.318:546.62



“Caracterização Microestrutural e Textural, por Difração de Elétrons Retro-Espalhados (EBSD), da Liga de Alumínio 5052 Soldada a Laser”

Autor: Thiago Augusto de Sousa Moreira

Dissertação defendida e aprovada, em 15 de agosto de 2014, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Adilson Rodrigues da Costa (Doutor) – Orientador
Universidade Federal de Ouro Preto / REDEMAT / DEMET

Psq. Wagner de Rossi (Doutor)
Universidade de São Paulo / Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

Prof. Leonardo Lagoeiro Evangelista (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto / DEGEO

Prof. Geraldo Lúcio de Faria (Doutor)
Universidade Federal de Ouro Preto / REDEMAT / DEMET

Psq. Milton Sérgio Fernandes de Lima (Doutor)
IEAv-Instituto de Estudos Avançados
CTA-Centro Técnico Aeroespacial / ITA-Inst. Tecnológico de Aeronáutica

Agradecimentos

Agradeço primeiramente a Deus, por ter me dado forças para levantar, após cada queda e me tornando cada vez mais forte perante os desafios da vida.

Ao meu pai (*in memoriam*), pelo exemplo de fé e homem digno, pelos conselhos e incentivo de buscar o conhecimento, independente da dificuldade ou distância a ser percorrida.

Ao meu Orientador Professor Adilson pelo apoio, incentivo e pelas discussões que me levaram a desenvolver a um pensamento científico bem mais apurado.

Ao meu Co-orientador Prof. Milton pela oportunidade, incentivo e conhecimento compartilhado.

A todos os participantes e amigos do LESTA (Laboratório de Engenharia de superfícies e técnicas afins), Bruno, Francismar, Seringueiro, Geisielle, Samuel e Ricardo pela amizade e contribuições durante esta caminhada.

Aos alunos dos diversos laboratórios da UFOP, que de alguma forma me auxiliaram: Fernando, Damaris, Flávio, Suellen, Filippe, Dani, Flávia e Camila.

Aos técnicos dos laboratórios do DEMET: Sr. Ney Sampaio, Paulo Sérgio e Graciliano que não mediram esforços em contribuir com este trabalho.

Ao Microlab, na pessoa do Professor Leonardo Lagoeiro, pela oportunidade e pelas contribuições em geral.

À REDEMAT, em especial à secretária Ana, por ser sempre atenciosa e disposta a ajudar.

Aos meus grandes amigos Aylson, Bené, Ronan, Haroldo, Fábio, Alan, Marcela, Manu, Nereyda, Kelly, Domi e Lena.

Aos amigos da República Kome Keto pelos dias de convívio e aprendizado compartilhados, amizade e Rock's memoráveis.

À Dona Lourdes e sua Filha Josi, que me deram grande suporte no início dessa vida Ouro Pretana.

Aos meus amigos do IFMG, Cidinha, Diou, Vilma, Marcélio e Josemar.

À Tayenne pelo apoio e compreensão.

À minha Família, minha mãe Conce e meus irmãos Tércio, Priscila e Kelly, minhas tias Lucimar, Fátima e Ana, meu tio Daniel e meu afilhado Theo que sem eles o caminho até aqui teria sido repleto de desafios intransponíveis.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a execução deste trabalho.

Resumo

Atualmente, existe na indústria da mobilidade uma busca constante pelo aumento da produtividade, eficiência, desempenho e redução de peso, custos e emissão de poluentes, o que resulta na busca constante por novas tecnologias. Neste contexto, materiais tradicionais como os aços estão sendo substituídos por outros, como por exemplo, as ligas de alumínio, que possuem alta razão entre resistência mecânica e densidade, boa resistência à corrosão e alta condutividade elétrica e térmica. Também novos processos de fabricação estão sendo implementados. A utilização de LASER's de alta densidade de potência permite que os materiais sejam soldados, com reduzida zona termicamente afetada em relação a outros processos de soldagem. Entretanto é de extrema importância verificar a influência dos parâmetros operacionais, utilizados neste tipo de soldagem, na formação da microestrutura do material a fim de relacioná-los com as propriedades mecânicas apresentadas por este após o processo. A escolha adequada dos parâmetros operacionais é fundamental para a garantia da qualidade dos cordões de solda. Neste trabalho, foi estudada a influência da variação de potência no processo de soldagem a LASER Yb:fibra, na formação da microestrutura e textura cristalográfica da solda em liga de alumínio AA5052. As potências adotadas foram: 600, 800 e 1000W. Na caracterização das soldas, feita com base nas técnicas de Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura (MEV), Difração de Elétrons Retro-espalhados (EBSD) e Microdureza Vickers, foi possível determinar a microestrutura, a textura cristalográfica e a microdureza obtida por cada variação de potência.

Palavras-chave: Soldagem, Alumínio AA5052, LASER a fibra, EBSD, Textura, Microestrutura.

Abstract

Currently exists in the mobility industry a constant search for increased productivity, efficiency, performance and weight reduction, costs and emissions, resulting in the constant search for new technologies. In this context, traditional materials such as steel are being replaced with others such as for example aluminum alloys, which have a high ratio between mechanical strength and density, good corrosion resistance and high electrical and thermal conductivity. Also new manufacturing processes are being implemented. The use of LASER's high power density allows materials to be welded, the heat affected zone with reduced compared to other welding processes. However it is extremely important to verify the influence of the operating parameters used in this type of welding, the formation of the microstructure of the material in order to relate them to the mechanical properties presented by this after the process. The proper choice of operating parameters is critical to ensuring the quality of the weld beads. In this work, the influence of power variation was studied in the welding laser, the formation of microstructure and crystallographic texture of welding of aluminum alloy AA5052. The adopted powers were: 600, 800 and 1000W. The characterization of the welds, made on the basis of microscopy techniques Optics and Electronics (SEM), Electron Diffraction Retro-scattered (EBSD) and Vickers Microhardness allowed to determine the microstructure, crystallographic texture and hardness obtained for each variation power.

Keywords: Welding, Aluminum AA5052, laser fiber, EBSD, texture, microstructure.

Conteúdo

1. Introdução.....	1
2. Objetivos	3
2.1 <i>Objetivos Específicos</i>	3
3. Revisão Bibliográfica	4
3.1 <i>LASER</i>	4
3.1.1 Tipos de LASER	6
3.1.2 Influência dos Parâmetros Operacionais	7
3.2 <i>Solidificação de ligas metálicas</i>	13
3.2.1 Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas das ligas metálicas	16
3.2.2 Comparação entre as condições de solidificação em um lingote e em soldagem ...	17
3.3 <i>Alumínio e suas ligas</i>	18
3.3.1 Ligas de Alumínio da Série 5XXX	19
3.4 <i>Soldagem das ligas de Alumínio</i>	20
3.4.1 Problemas na soldagem das ligas de alumínio	20
3.4.2 Soldagem a LASER das ligas de alumínio.....	26
3.5 <i>Textura</i>	27
3.5.1 Textura em Ligas de alumínio.....	29
3.5.2 Métodos de determinação de textura.....	33
3.5.3 Representação de Textura	41
4. Parte Experimental	44
4.1 <i>Liga de Alumínio AA5052</i>	44
4.2 <i>Soldagem a LASER</i>	44
4.2.1 Preparação das Amostras para Soldagem a LASER	44
4.2.2 Estação de Trabalho do LASER a Fibra	44
4.2.3 Configuração dos Parâmetros Operacionais	46
4.2.4 Experimentos de Soldagem	46
4.3 <i>Preparações Metalográficas</i>	48
4.4 <i>Análises Microscópicas</i>	50

4.5 Caracterização da Textura.....	50
4.5.1 Difração de Elétrons Retro-espalhados (EBSD)	51
4.5.2 Mapas EBSD e Figuras de Polo	52
5. Resultados e Discussão.....	53
5.1 Caracterização Microestrutural	53
5.2 Difração De Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	55
5.3 Caracterização da Textura.....	57
5.3.1 Resultados para Soldagem a 600W de Potência	57
5.3.2. Resultados para Soldagem a 800W de Potência	59
5.3.3 Resultados para Soldagem a 1000W de Potência	60
5.4 Ensaio de Microdureza Vickers.....	63
6. Conclusões.....	66
7. Sugestões para Trabalhos Futuros	69
Referências.....	70

Lista de Figuras

Figura 3.1 – Esquema do LASER rubi ^[3]	19
Figura 3.2 - Efeitos da variação na velocidade v de escoamento do gás durante a soldagem ^[10]	23
Figura 3.3 - Efeitos da variação do espaçamento entre chapas durante a soldagem ^[10]	23
Figura 3.4: Influência da variação na potência empregada durante a soldagem ^[15]	24
Figura 3.5: Influência da variação na velocidade durante soldagem ^[15]	25
Figura 3.6: Curvas de desempenho para a soldagem a laser de C-Mn utilizando um LASER Nd:YAG e um LASER de Yb-Fibra em níveis de energia equivalentes. Adaptado de ^[17]	26
Figura 3.7 – Condições para a formação de interface celular e dendrítica. Adaptado de ^[57]	28
Figura 3.8 – Transição de estrutura plana para celular. Adaptado de ^[57]	29
Figura 3.9 – Transição de estrutura celular para dendrítica. Adaptado de ^[57]	29
Figura 3.10 – Espaçamentos dendríticos primário e secundário. Adaptado de ^[57]	30
Figura 3.11 – Micrografia de uma liga com estrutura dendrítica ^[57]	30
Figura 3.12 - Solubilidade do hidrogênio no alumínio sólido ^[30]	36
Figura 3.13: a) material não texturizado b) material texturizado ^[39]	40
Figura 3.14 - Esquema da geometria típica de um sistema EBSD, mostrando a peça polar do MEV, o feixe incidente, a amostra inclinada, os padrões de difração e tela de fósforo interceptando os cones de difração.	43

Adaptado de [45].

Figura 3.15 - Esquema da interação elétrons/amost 44
cristalina e da interseção dos cones de difração na tela c
fósforo, formando os padrões de difração, com destaqu
para algumas raias ou bandas de Kikuchi. Adaptado c
[46].

Figura 3.16 - A) Esquema da montagem da amostra r 46
sistema EBSD, da detecção e processamento dos sinai
B) Indexação, análise e captura dos EBSPs, e formaçã
dos mapas de orientação. Adaptado de [47].

Figura 3.17 - Convenção de Bunge para a rotação de 47
ângulos de Euler. Rotação de ϕ_1 ao redor de z, rotação c
 Φ ao redor de x (rotacionado), rotação de ϕ_2 ao redor de
(rotacionado). Adaptado de [46].

Figura 3.18 - A) EBSP e suas respectivas raias de Kikuci 48
no espaço de Hough. B) Transformada de Hough aplicac
a uma única banda.

Figura 3.19 – Tipos de texturas comuns em meta 49
CFC [58].

Figura 3.20 - figura esquemática com destacamento de 50
direções de um amostra em relação à esfera de referenc
[55].

Figura 3.21 - a) polos (100) com uma textura aleatória 51
b) com orientação preferencial. Adaptado de [51].

Figura 4.1 - Diagrama da estação de processamento c 54
materiais com LASER a fibra [15].

Figura 4.2 - Sistema de coordenadas usado na aquisição 60
de dados da EBSD.

Figura 5.1 – Microestruturas frontais das seções de 63
cordões de solda com efeito da variação de potência. (c
600W (b) 800W (c)1000W. Aumento de 100X (MEV).

Figura 5.2 – Estrutura dentrítica evidenciada na interfac 64
metal base e zona fundida. (a) aumento de 800x, (b) 800

e (c) 200x em microscópio ótico.

Figura 5. 3 - Mapa EBSD, do cordão de solda executada com 600W potência, codificado por cores em Figura c polo inversa.	65
Figura 5.4 - Mapa EBSD, do cordão de solda executada com 800W potência, codificado por cores em Figura c polo inversa.	65
Figura 5.5 - Mapa EBSD, do cordão de solda executada com 1000W de potência, codificado por cores em Figura de polo inversa.	66
Figura 5.6 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	66
Figura 5.7 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	67
Figura 5.8 – Figuras de polo para região de granulação Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	68
Figura 5.9 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	69
Figura 5.10 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	69
Figura 5.11 – Figuras de polo para região de granulação Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	70
Figura 5.12 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	70
Figura 5.13 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.	77

calculadas.

Figura 5.14 – Figuras de polo para região de granulação 72

Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram

calculadas.

Figura 5.16 – de Microdurezas de cordão de solda LASE 72

executado a 800W de potência.

Figura 5.17 – de Microdurezas de cordão de solda LASE 73

executado a 1000W de potência.

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 -. Comparação entre as condições de resfriamento em fundição, soldagem e técnicas de resfriamento rápido.	31
Tabela 3.2 - Ligas para Produção de Peças Fundidas.	31
Tabela 3.3 - Orientações preferenciais da laminação e recristalização do alumínio	50
Tabela 4.1 - Composição Química da Liga AA5052.	52
Tabela 4.2 – potências, velocidades, densidades de potência e aportes térmicos usados na soldagem a LASER.	56
Tabela 4.3 - Roteiro de polimento para amostras de Alumínio	58

Siglas

AA : Aluminium Association

BC – Band Contrast

BS – Band Slope

BSE – Backscattered Electrons

CFC : Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada

CNC : Controle Numérico Computadorizado

EBSD – Electron Backscatter Diffraction

EBSP – Electron Backscatter Pattern

FSW : Friction Stir Welding

LBW : Laser Beam Welding

LESTA : Laboratório de Engenharia de Superfícies e Técnicas Afins

MO : Microscopia Óptica

MEV : Microscopia Eletrônica de Varredura

SE – Secondary Electrons

UFOP : Universidade Federal de Ouro Preto

UHSS : Ultra-High Strength Steel

ZTA : Zona Termicamente Afetada

MAD – Mean Angular Deviation

1. Introdução

O LASER vem se tornando uma poderosa ferramenta aplicada à Engenharia de Superfície devido ao desenvolvimento da tecnologia nas últimas décadas. Sua invenção data do início da década de 60 e logo alcançaria, com a construção de novas e poderosas máquinas, a plena utilização nos mais variados campos. Desde a medicina, passando pelas artes gráficas, equipamentos de entretenimento, indústrias do setor metal/mecânica, indústria aeroespacial, hoje encontramos sua aplicação largamente difundida nas mais diversas áreas da ciência^[2].

A utilização de LASERs, com alta potência e alta qualidade de feixe, permite que os materiais sejam processados de diversas formas, incluindo corte, soldagem, fabricação rápida e tratamento de superfícies, com reduzida zona afetada pelo calor.

Atualmente, existe na indústria aeronáutica uma busca constante pela redução de custos, peso e aumento da produtividade, resultando em estudo e desenvolvimento de novas técnicas de junção que possam substituir o processo de rebitagem. Na indústria automotiva, o objetivo é obter elevada eficiência e desempenho, com redução da emissão de poluentes, através da redução do peso estrutural. Aços tradicionalmente aplicados estão sendo substituídos por materiais com alta razão entre resistência mecânica e densidade, entre os quais estão as ligas de alumínio. Além das citadas, as ligas de alumínio possuem outras características importantes, como boa resistência a corrosão e alta condutividade elétrica e térmica^[15].

Várias técnicas foram desenvolvidas para a junção de ligas de alumínio, incluindo o FSW (*Friction Stir Welding*), processos de rebitagem automática, colagem e soldagem a LASER^[6]. Inicialmente, a soldagem a LASER de ligas de alumínio foi considerada problemática devido à elevada refletividade superficial dessas ligas, além da condutividade térmica e soldabilidade desfavoráveis. Tais limitações estão sendo superadas através do aprimoramento do processo de soldagem a LASER, do surgimento de novas ligas de alumínio, e do uso de metais de adição adequados (*filler metal*)^[6].

No processo de soldagem a LASER, diversas variáveis devem ser consideradas, tais como a potência, velocidade de deslocamento, gases de proteção, distância focal, entre outras que tem grande influência nos resultados da soldagem. Uma outra variável importante a ser considerada é o material a ser soldado, pois para cada tipo de material existe uma configuração ideal do conjunto de parâmetros que otimizam os resultados do processo^[15].

A microestrutura obtida pela Soldagem a LASER apresenta características únicas e é importante separar a influência destas características nas propriedades finais da junta. O aprofundamento do conhecimento desta influência permite compreender os fenômenos que ocorrem nas juntas durante o processo.

O estudo da textura cristalográfica se faz importante para estabelecer uma conexão entre o crescimento de grãos em uma orientação preferencial e as propriedades mecânicas apresentadas por este.

Concluindo, estudos que avaliem a evolução microestrutural da junta e o efeito causado por variações de parâmetros do processo, permitem um maior domínio sobre o processo de soldagem a LASER, garantindo a manufatura de produtos com padrões de qualidade elevados.

2. Objetivos

Este trabalho teve como objetivo realizar, em escala de bancada, a soldagem a LASER de chapas de Alumínio AA5052, com variações de potência, para avaliação da evolução microestrutural e textural da solda.

2.1 Objetivos Específicos

1. Realizar a soldagem a LASER do Alumínio AA5052, utilizando diferentes potências.
2. Caracterizar a microestrutura e a textura gerada por cada parâmetro utilizado no processo.
3. Caracterizar a formação de textura nas diferentes zonas geradas no material pelo processo de soldagem.
4. Avaliar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas, mais especificamente a dureza

3. Revisão Bibliográfica

Será apresentada neste capítulo a revisão da literatura relacionada ao Processo de Microsoldagem a LASER da Liga de Alumínio AA5052 e Caracterização microestrutural e textural por difração de elétrons retro-espalhados (MEV/EBSD).

3.1 LASER

A palavra LASER é um acrônimo do termo inglês “*Light Amplification via Stimulated Emission of Radiation*”^[1]. O LASER é uma amplificação da luz por emissão estimulada de radiação, sendo um dispositivo que produz radiação eletromagnética com características muito especiais: o LASER é monocromático (possui frequência muito bem definida), é coerente (possui relação de fase bem definida) além de ter baixa divergência, produz ondas de luz com o mesmo comprimento de onda e na mesma direção^[2].

Seguramente o LASER é uma das maiores inovações do século XX. Seu desenvolvimento continuado foi um capítulo importante na história da ciência, da engenharia e da tecnologia. O LASER emergiu como uma ferramenta atraente e um instrumento de pesquisa com potencial para uma extraordinária variedade de aplicações, além de uma fonte versátil de energia^[3].

Foi o físico Albert Einstein que, em 1917, descreveu a teoria da emissão estimulada, o que futuramente viria ser o princípio de funcionamento do LASER^[4]. Kopfermann & Ladenburg em meados de 1940 apresentaram os experimentos que confirmaram a previsão de Einstein^[3]. Passado este momento histórico, os pesquisadores utilizaram estes conhecimentos em busca da criação de equipamento de emissão de micro-ondas. Foi Charles H. Townes, em 1954 juntamente com outros cientistas, o criador do MASER (*Microwave Amplification by the Stimulated Emission of Radiation*), um equipamento de emissão de micro-ondas e que viria encontrar utilidade em sistemas de comunicação por micro-ondas. Um estudo paralelo e, na mesma época também foi desenvolvido por Basov e Prokhorov do Instituto Lebedev de Moscou. Após a criação do MASER, Towner e outros engenheiros acreditaram na possibilidade da criação de um maser óptico através do uso de energia de alta frequência como estímulo à criação de um poderoso raio de luz. Apesar do pioneirismo de Towner e seus contemporâneos, deve-se a Theodore Maiman a invenção do LASER.

Em 1960, Maiman desenvolveu o primeiro LASER, o LASER rubi, visto na Figura. 3.1, e nos anos subsequentes de 1962 a 1968 muitas pesquisas foram realizadas e quase todos tipos de LASERs foram inventados nesta fase, como o Nd:YAG (neodímio dopado em granada de alumínio ítrio), CO₂ (dióxido de carbono), e também os LASERs semicondutores, como o diodo (AlGaAs - arsenieto de gálico-alumínio). A partir de 1968 os LASERs foram fabricados com mais confiabilidade e durabilidade o que proporcionou sua utilização em aplicações industriais (corte, solda e marcação), e a partir de 1980 os LASERs começaram a ser explorados na engenharia de superfície, na utilização de tratamentos térmicos, revestimentos de camadas, deposição de filmes finos e outros [3]. O LASER de diodo construído de semicondutores, também conhecido como HPDL's (LASERs Diodo com Alta Potência), foi desenvolvido pouco tempo depois do primeiro LASER de rubi, e inicialmente sua taxa de produção era muito baixa e a sua operação era restringida a temperaturas criogênicas (abaixo de -150°C). Desde então inúmeras pesquisas foram conduzidas sobre a estrutura cristalina dos diodos para aperfeiçoamento de sua manufatura, sendo que em 2002 o mercado total do LASER de diodo atingiu cerca de U\$ 366 bilhões, porém apenas 0,3% deste mercado foi direcionado a aplicação do LASER de diodo em processamento de materiais^[4].

Para a formação de um LASER devem ser satisfeitas três condições fundamentais: em primeiro lugar é necessário um material ativo, ou seja, uma coleção de átomos, moléculas ou íons que emitam radiação. Em segundo lugar deve ser satisfeita uma condição conhecida de inversão de população. Esta condição, geralmente não satisfeita em nosso ambiente natural, é gerada por um processo de excitação denominado bombeamento que transforma o material ativo em meio amplificador de radiação. E em terceiro lugar é indispensável dispor de uma reação óptica para que o sistema composto por esta reação óptica e pelo meio ativo promova uma oscilação LASER^[5].

Os LASERs podem gerar potências muito baixas (~mW) a potências extremamente altas (1-100kW), sendo esta potência focada em um feixe de dimensão bastante preciso, aliado a um tempo de emissão que pode variar de 10⁻³ a 10⁻¹⁵s. O LASER é distinguido de outras radiações eletromagnéticas pela sua coerência, monocromaticidade e habilidade de propagação em uma linha direta, resultando num campo bastante amplo de aplicações, sendo os de baixa potência utilizados para comunicação, metrologia, entretenimento e os de alta potência mais empregados na área química, medicinal e na engenharia^[3].

3.1.1 Tipos de LASER

Os atuais LASERs industriais de alta potência, usados para o processamento de materiais, geralmente utilizam misturas gasosas contendo dióxido de carbono (CO₂) ou cristais de óxido de ítrio-alumínio dopado com neodímio (Nd:YAG) como meio ativo (onde é produzido o LASER). Nos LASERs de CO₂, o meio ativo é uma mistura gasosa de CO₂, N₂ e He, cuja fonte de excitação (bombeio) é uma descarga elétrica. No caso dos LASERs do tipo Nd:YAG, os cristais são excitados por meio de diodos ou lâmpadas para a produção do LASER. Nos últimos 5 anos, LASERs a fibra de sílica dopada com itérbio bombeada por diodo têm se tornado disponíveis para aplicações de alta potência^[6].

Adensidade de potência disponibilizada pelos LASERs para aplicações de soldagem é da ordem de 10⁶W/cm²^[7]. Estes níveis de intensidade permitem uma grande variedade de operações de soldagem em materiais como ligas metálicas, incluindo aços carbono-manganês, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, níquel, titânio e magnésio.

Os LASERs podem ser operados de duas maneiras: emissão contínua (CW) ou pulsada. Os LASERs pulsados podem liberar potências pico muito elevadas em períodos curtos de tempo e se prestam muito bem para operações de corte. Os LASERs do tipo CW são preferidos para soldagem, pois permitem cordões mais regulares e menos porosidades^[6].

LASERs de CO₂ disponíveis comercialmente possuem potências contínuas que variam de 10 a 20kW. Os LASERs de CO₂ (comprimento de onda de 10,6μm) não podem ser transmitidos através de fibras ópticas. Assim, arranjos de espelhos, muitas vezes complexos, são usados para direcionar o feixe do LASER para o material a ser processado. Adicionalmente, a eficiência elétrica é apenas da ordem de 5 a 10%. Apesar disso, os LASERs de CO₂ são considerados os mais consolidados no processamento a LASER de aços: possuem elevada potência, nível de maturidade de processo elevado, boa qualidade de feixe em altas potências e possuem menor custo que os LASERs de Nd:YAG.

LASERs de Nd:YAG disponíveis comercialmente possuem potências contínuas em torno de 8kW. O comprimento de onda da radiação do LASER de Nd:YAG é 1,06μm, tornando a sílica um meio convenientemente transmissivo para esse comprimento de onda, ou seja, fibras ópticas podem ser usadas para direcionar o feixe do LASER de Nd:YAG para o material a ser processado, resultando em um sistema de entrega de feixe muito flexível. No entanto, a eficiência elétrica do LASER de Nd:YAG é da ordem de 1 a 3%^[6].

LASERs a fibra são LASERs de estado sólido no qual uma fibra óptica de vidro é dopada com terras raras. São usados diodos para estimular o material gerador, que emite fótons no comprimento de onda específico do elemento utilizado na dopagem. Geralmente utiliza-se Itérbio para os LASERs de alta potência atualmente disponíveis para processamento de materiais, e este, emite um comprimento de onda aproximadamente igual ao Nd:YAG, ou seja, entre 1060 e 1085 nanômetros. A fibra dopada fica cercada por um material de baixo índice de refração que atua como guia para os fótons e garante uma boa transmissão dessa energia. Redes de Bragg, inscritas na própria fibra, funcionam como espelho parcialmente refletoras para formar o ressonador, criando um LASER longo e fino que, devido à flexibilidade da fibra óptica (que é simplesmente enrolada), pode ser muito compacto. Embora seja possível utilizar a fibra do LASER como a fibra de entrega final do feixe, é aconselhado a utilização de um acoplamento entre a fibra de entrega do feixe e uma fibra específica para o processamento de materiais, com isso aumentando sua resistência e também como meio de proteção contra reflexões indesejadas a partir da superfície da peça, que podem voltar pela fibra óptica danificando o LASER^[8].

O LASER a fibra possui alta qualidade do feixe para um comprimento de onda de 1,07 μ m, tornando-o apropriado para soldagem e corte de metais. Em um LASER a fibra, o meio ativo é contido na própria fibra, ou seja, um núcleo de sílica dopada com itérbio (Yb) e revestido por sílica não-dopada. Este tipo de LASER pode atingir até 40kW de potência, porém, devido ao seu aparecimento recente, existem poucas aplicações para processamento de materiais até o momento^[6].

Hoje em dia, a potência de saída de um LASER a fibra excede em muito que está disponível comercialmente em LASERs Nd:YAG e, além disso, o LASER a fibra oferece um feixe de maior qualidade. A potência e qualidade do feixe do LASER a fibra estão aumentando rapidamente e, em certos casos, já são superiores aos LASERs de CO₂^[8].

3.1.2 Influência dos Parâmetros Operacionais

A Soldagem para união atomística de metais é uma das aplicações mais importantes do LASER pulsado. Ela pode ser descrita como uma série de soldas em sobreposição ponto a ponto para formar uma zona de fusão. A formação e a qualidade das juntas é o resultado de uma combinação de vários parâmetros de processamento, tais como a velocidade de deslocamento, a potência do LASER, a energia e duração do pulso^[9].

Entre os problemas a serem enfrentados está, a formação de plasma durante a soldagem, que afeta drasticamente a qualidade da solda, além de reduzir a profundidade atingida pelo feixe do LASER. Foi desenvolvido um estudo apontando três alternativas para controlar a formação de plasma durante a solda^[10].

São elas a utilização de:

- Um gás de proteção;
- Uma pequena fresta entre as chapas a serem soldadas;
- A utilização de LASER pulsado.

Os parâmetros para cada uma dessas três alternativas devem ser calibrados de acordo com o tipo de material a ser soldado, pois cada um tem suas próprias características.

Heyden et al.^[10] realizaram três experimentos com diferentes velocidades de escoamento de um gás de proteção, nesse caso o hélio, que mostrou resultados superiores ao nitrogênio. Na Figura 3.2(a), o experimento foi realizado com uma vazão muito alta, e na Figura 3.2(c), com uma vazão muito baixa. O resultado ótimo é mostrado na figura central.

Para diferentes espaçamentos entre as chapas, também foram feitos experimentos com várias situações possíveis^[10]. A Figura 3.3(a) mostra uma solda realizada sem nenhum espaçamento entre as chapas, em que na parte central está o espaçamento ótimo, e na Figura 3.3(c), um espaçamento muito grande, que gera os defeitos apresentados na imagem.

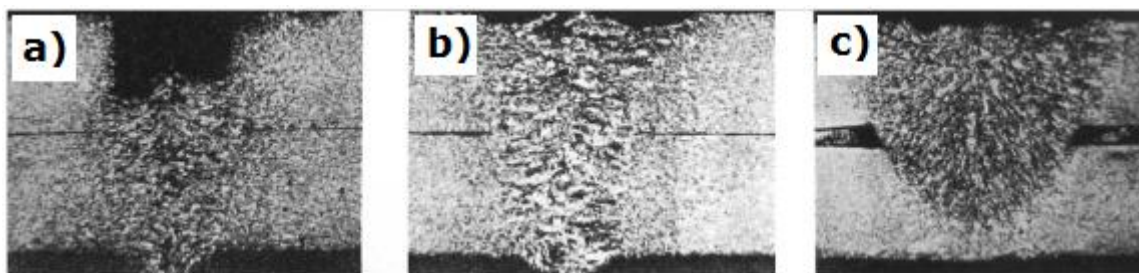


Figura 3.2 - Efeitos da variação na velocidade do escoamento do gás durante a soldagem. a) vazão alta, b) vazão ótima e c) vazão baixa^[10].

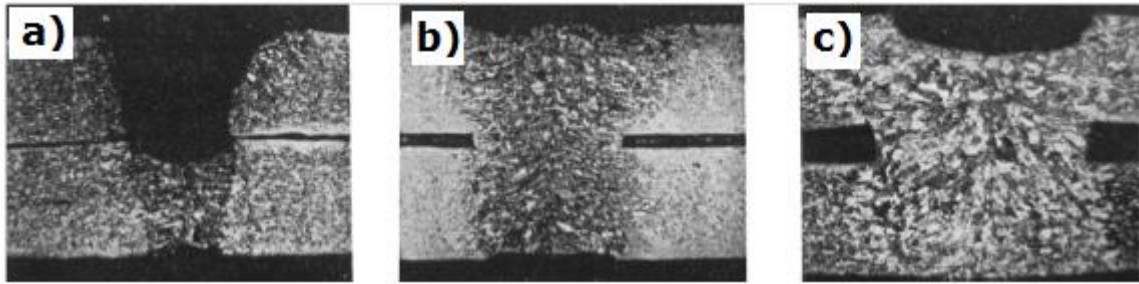


Figura 3.3 - Efeitos da variação do espaçamento entre as chapas durante a soldagem. a) sem espaçamento, b) espaçamento adequado e c) espaçamento excessivo ^[10].

Observa-se que os cordões com alto escoamento de gás e com pouco espaçamento entre as chapas apresentam uma região ausente de material, o que gera um concentrador de tensão na região. Na situação inversa, o cordão de solda não atinge a penetração nas chapas. Outro parâmetro a ser observado é o ângulo de inclinação, pois para os experimentos de soldagem, o LASER não deve ser posicionado exatamente a 90 graus da superfície da peça a ser soldada. Quando o feixe de luz do LASER atinge a amostra, parte da luz é refletida pela superfície e essa reflexão pode ser guiada de volta para o LASER através do sistema óptico. Então parte dessa luz refletida pode chegar ao ressonador e afetar a geração do feixe de luz, causando perdas na potência e deterioração do LASER ^[11].

3.1.2.1 Potência do LASER

O principal parâmetro, sem dúvida, é a potência utilizada, que influencia diretamente o resultado obtido nas soldagens. Com um valor muito baixo, o feixe não atinge uma penetração adequada, e com um valor muito alto, prejudica muito a qualidade da solda e suas regiões próximas. A profundidade da penetração com a soldagem a LASER está diretamente relacionada com a densidade de potência do feixe do LASER, e é uma função da potência incidente e do diâmetro do feixe. Para um feixe de diâmetro constante, a penetração aumenta à medida que a potência do feixe é aumentada. Esse aumento é relatado em diversos trabalhos, sendo que a penetração aumenta linearmente com a potência do LASER ^[12-13]. É geralmente observado que, para a soldagem a LASER de uma espessura específica, exige-se um limite mínimo de potência ^[14].

As secções transversais apresentadas por Coelho ^[15] na Figura 3.4 foram realizadas para juntas de topo em chapa de 1,0mm de espessura de Aço AISI 316, usando um LASER a fibra com potência de 600W. Uma densidade de potência alta foi necessária para conseguir uma penetração completa, fixando a velocidade de soldagem em 150mm/min. A Solda da Figura 3.4(a) apresenta uma relação de aspecto muito mais elevada, e evidentemente de melhor qualidade em relação as soldas 3.4(b) e (c).

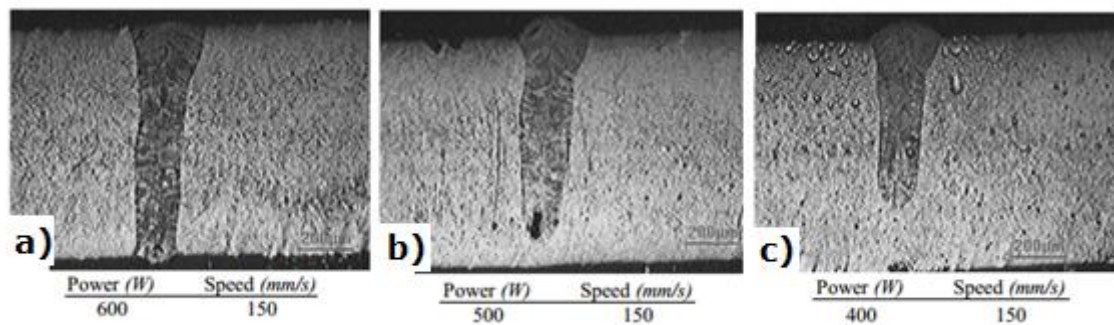


Figura 3.4: Influência da variação na potência empregada durante a soldagem. (a) Penetração total, (b) penetração parcial e (c) penetração parcial ^[15].

3.1.2.2 Velocidade da Soldagem

Em relação à velocidade de movimentação do feixe do LASER, também existe uma correlação da profundidade de penetração em relação a velocidade de soldagem ^[12] ^[16].

A velocidade da soldagem também foi avaliada, por Coelho ^[15], na soldagem de placas com 1,2mm de espessura do aço AISI 304, utilizando um LASER a fibra com 500W de potência, a uma velocidade de soldagem de 150mm/min. A Figura 3.5 compara essa soldagem com outros dois exemplos, mantendo a potência em 500W e variando a velocidade de soldagem para 100 (Figura 3.5(b)) e 50mm/min (Figura 3.5(c)). Observou-se uma melhor proporção na solda, com exceção da solda mostrada na Figura 3.5(a) que não apresentou penetração total.

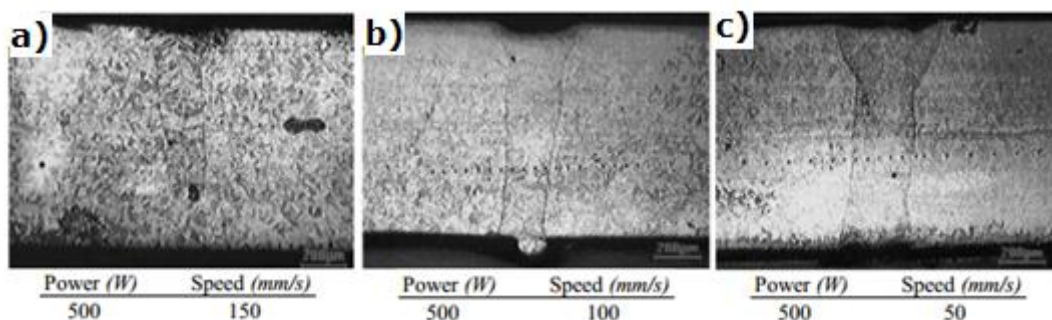


Figura 3.5: Influencia da variação na velocidade durante a soldagem. (a) Penetração parcial (b) Penetração total e largura adequado do cordão e (c) Penetração total e largura adequada do cordão ^[15].

As curvas apresentadas na Figura 3.6, obtidas a partir de uma série de soldas com penetração completa realizadas em aço C-Mn, mostram o desempenho da soldagem em relação à profundidade obtida, isto é, da penetração por velocidade de soldagem. Não existem grandes diferenças nas condições de processamento entre o LASER Yb-fibra e o LASER Nd:YAG para potências de saída equivalentes. Essas curvas foram obtidas utilizando 3kW e 4kW de potência do LASER Yb-fibra e do LASER e Nd:YAG, com os valores do Nd:YAG obtidos a partir de trabalhos anteriores^[17]. Embora as curvas não coincidam exatamente, um melhor desempenho tanto para o Yb:fibra quanto para o LASER Nd:YAG não pode ser concluído pois, como o LASER de Yb-fibra parece ter uma pequena vantagem de desempenho sobre Nd:YAG, quando se avalia os valores 4kW, ocorre o oposto quando se considera os valores de potência de 3kW. Pequenas diferenças na composição do material ou mesmo a maneira como os ensaios foram realizados, por exemplo, provavelmente contribuíram mais para as diferenças mostradas do que a própria alteração da fonte de LASER ^[18].

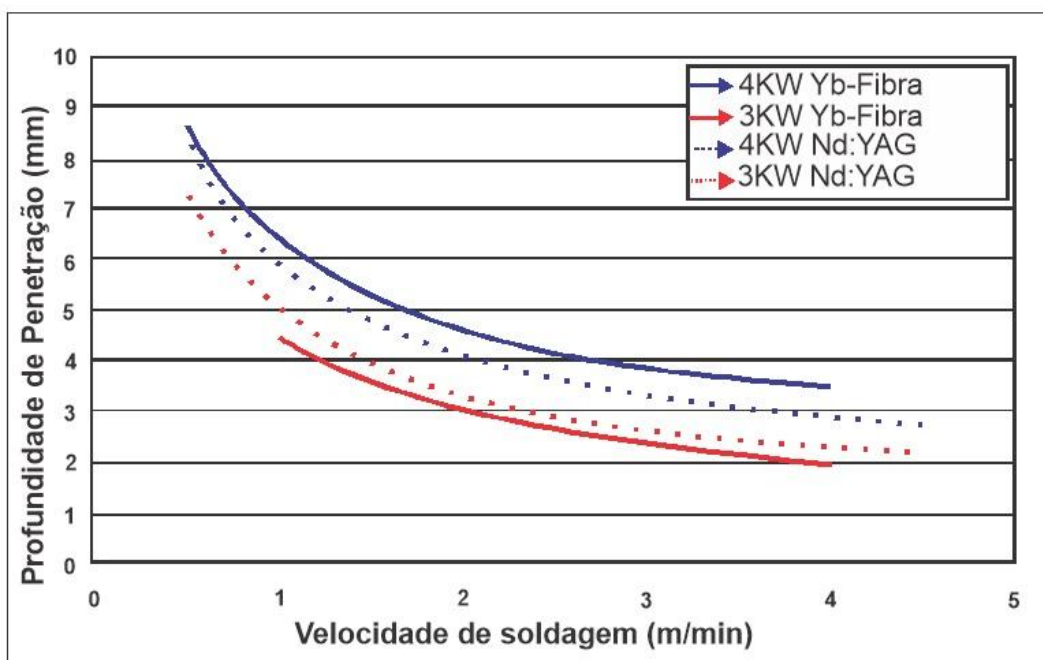


Figura 3.6: Curvas de desempenho para a soldagem de aço C-Mn utilizando um LASER Nd:YAG e um LASER de Yb-Fibra em níveis de energia equivalentes. Adaptado de ^[17].

3.1.2.3 Gases de Proteção

Para preservar as propriedades das ligas durante a soldagem a LASER, é importante utilizar um gás de proteção para evitar a fragilização da região soldada e a perda na ductilidade. O gás de proteção é utilizado para proteger o material contra contaminações atmosféricas, além de melhorar o acoplamento do LASER para o material ^[19].

Para determinar o efeito da aplicação de proteção com gases hélio e argônio em ligas de titânio, Caiazzo^[20] utilizou diferentes tipos de bocais e um LASER de CO₂ com potência constante (1500W). Como resultado deste estudo, para cada velocidade de soldagem examinada, foi obtida uma maior profundidade de penetração com gás hélio do que com argônio, devido a menor energia de ionização do argônio que reduz a transferência de energia para o material. Melhores propriedades mecânicas podem ser adquiridas através da irradiação por LASER na presença de gases ativos quimicamente, pois isto leva a formação de camadas superficiais compostas, como óxidos ou nitretos. As principais vantagens do método são a boa aderência da camada formada e a velocidade da reação. Dentre as desvantagens, irregularidades superficiais, formação de trinca e alta rugosidade das camadas obtidas ^[21].

3.1.2.4 Outros Parâmetros

A densidade de potência de radiação na superfície do material pode ser controlada pela alteração da distância focal, desfocando o feixe LASER e fazendo com que a área atingida diretamente pelo feixe seja maior. A densidade de potência do local aquecido diminui com a de focalização e, conseqüentemente, o tamanho da zona fundida é alterado^[22].

A formação do *keyhole* promove uma abertura para a penetração do feixe LASER no metal e, com isso, a posição focal ótima se encontra ligeiramente abaixo da superfície. Tanto a forma dos pontos de solda quanto a profundidade dependem da posição do foco no material. Uma observação importante é que o ponto ótimo da posição focal depende do material a ser soldado^[23].

O efeito do vácuo na penetração da solda e na formação de porosidade tem sido investigado por Katayama^[24], em aços inox AISI 304 e na liga de alumínio A5083. Seus resultados mostraram que a soldagem a vácuo é eficaz na prevenção da porosidade, pois não foram encontrados poros abaixo de 0,4kPa. Além disso, a profundidade de penetração aumentou e a zona de fusão tornou-se mais fina e com uma diminuição da pressão^[15].

3.2 Solidificação de ligas metálicas

No caso de ligas metálicas compostas de dois ou mais componentes, dependendo das características e da porcentagem desses componentes, pode não haver condição de se obter, no estado sólido, uma estrutura composta de grãos de uma única fase (estrutura monofásica). A manutenção do equilíbrio termodinâmico Durante a solidificação de ligas metálica implica na formação de fases ou mistura de fases que levem o sistema a um menor valor de energia livre. Os diagramas de fases apresentam as fases em equilíbrio termodinâmico em função da composição da liga e da sua temperatura^[57].

Se a liga metálica solidifica-se em condições de equilíbrio termodinâmico, a interface sólido/líquido mantém-se plana como no caso de metais puros. No entanto a ocorrência do super-resfriamento constitucional tende a provocar a degeneração dessa interface à medida que o líquido, dentro de certa extensão, está em condições de solidificação (temperatura *liquidus* maior

que temperatura real) e "protuberâncias sólidas" que avancem a partir da interface tendem a tornar-se estáveis ^[57].

A ocorrência de instabilidades depende do gradiente de temperatura (G) em frente à interface sólido/líquido e da velocidade de avanço dessa interface (v). A instabilidade tende a aumentar com o decréscimo da relação entre esses parâmetros (G/v). A interface pode passar de plana para celular ou dendrítica. Evidentemente se o gradiente de temperatura da interface for alto (tangenciando a curva da temperatura *liquidus*) não há super-resfriamento constitucional e a interface permanece plana conforme pode ser visto na Figura 3.7 ^[57].

A interface pode passar inicialmente de plana para celular, com as células crescendo com velocidade baixa na direção do fluxo de calor (normal à interface), como mostrado esquematicamente na Figura 3.8. No entanto quando a velocidade de avanço das células aumenta, passa a haver uma tendência de crescimento em direções cristalográficas mais favoráveis (no caso dos metais que apresentam estruturas cristalinas cúbicas, por exemplo, há uma tendência de crescimento na família de direções $\langle 100 \rangle$). A estrutura celular passa, então, gradativamente para uma estrutura ramificada denominada estrutura dendrítica. Inicialmente crescem ramos primários em direções cristalográficas próximas à direção de extração de calor, mas como existem direções cristalográficas favoráveis perpendiculares aos ramos primários, com a rejeição de soluto entre os ramos primários podem surgir ramos secundários, conforme mostrado na Figura 3.9 ^[57].

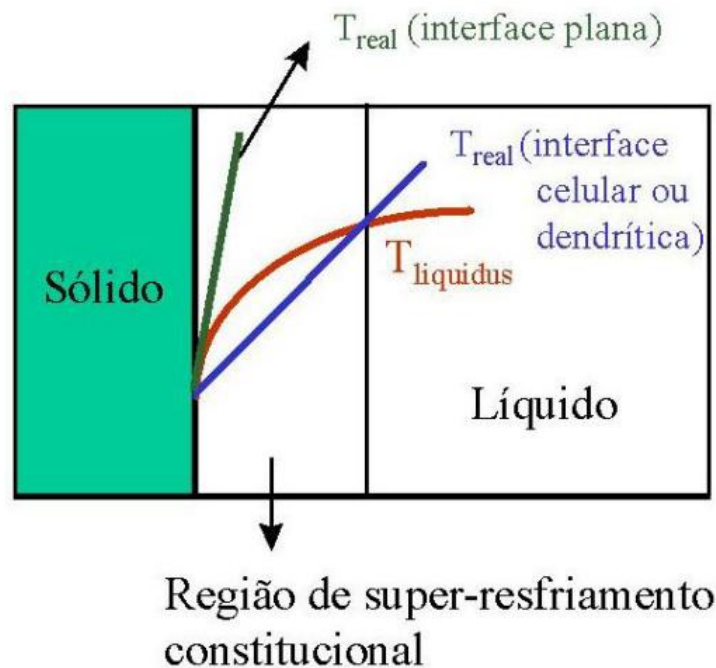


Figura 3.7 – Condições para a formação de interface celular e dendrítica. Adaptado de ^[57].

Define-se como espaçamento interdendrítico primário (λ_1), a distância entre dois ramos primários e como espaçamento interdendrítico secundário (λ_2), a distância entre dois ramos secundários conforme pode ser visto na Figura 3.9. Os espaços entre os ramos dendríticos são denominados canais interdendríticos.

As ligas metálicas em condições normais de solidificação em geral apresentam estrutura dendrítica. Na Figura 3.11 é mostrada uma micrografia de uma liga com estrutura dendrítica.



Figura 3.8 – Transição de estrutura plana para celular. Adaptado de ^[57].

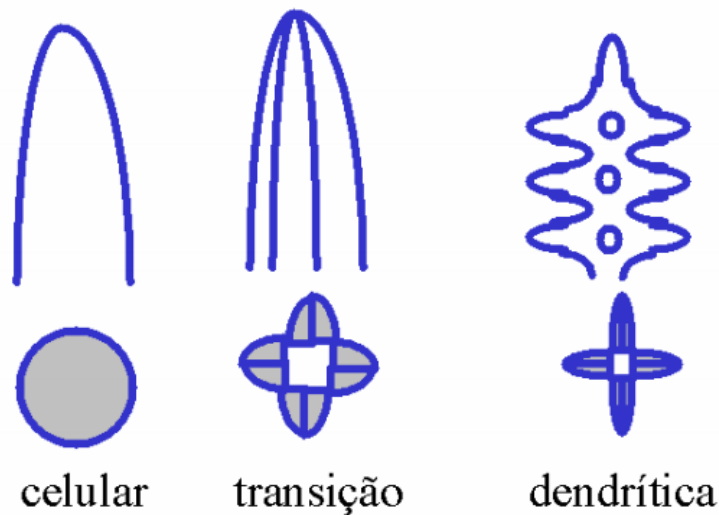


Figura 3.9 – Transição de estrutura celular para dendrítica. Adaptado de ^[57].

No caso da estrutura dendrítica há a formação de uma região onde coexistem fases sólida e líquida denominada zona pastosa (ver Figura 3.10). Como passa a haver rejeição de soluto para o líquido interdendrítico aumentando a concentração do mesmo, pode haver a formação de estrutura eutética nos canais interdendríticos no final da solidificação.

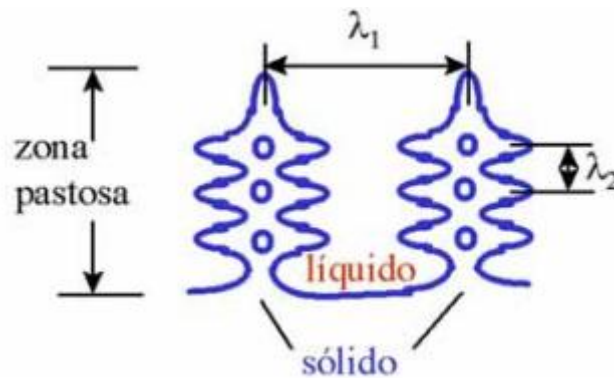


Figura 3.10 – Espaçamentos dendríticos primário e secundário. Adaptado de ^[57].



Figura 3.11 – Micrografia de uma liga com estrutura dendrítica ^[57].

3.2.1 Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas das ligas metálicas

A obtenção das melhores combinações de propriedades mecânicas de uma liga metálica depende do controle de fatores envolvidos no tratamento do metal líquido e na solidificação, tais como: grau de modificação do eutético, velocidade de solidificação e refino de grãos, bem como etapas posteriores de processamentos, tais como tratamentos térmicos.

No processo de fundição, durante a solidificação, os metais e suas ligas formam estruturas cristalinas com complexidades diversas. As microestruturas, constituídas de cristais ou grãos cristalinos, que se formam à volta de núcleos de solidificação, podem apresentar

morfologias e dimensões muito variáveis em função da taxa de resfriamento, influenciando diretamente as propriedades físicas, químicas e mecânicas do material.

A estrutura formada imediatamente após a solidificação determina as propriedades dos produtos finais, não somente no caso de produtos fundidos, que são utilizados no estado bruto de solidificação, mas também quando esses produtos são trabalhados para a produção de barras, chapas e fios. Geralmente procura-se obter uma microestrutura mais homogênea, composta por grãos refinados e equiaxiais, proporcionando ao material melhores propriedades mecânicas [57].

Peças com estrutura completamente equiaxiais são mais apropriadas para aplicações onde a isotropia de propriedades físicas e mecânicas é necessária. Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes como, por exemplo, no crescimento de palhetas de turbinas de motores a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima sollicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas [75].

3.2.2 Comparação entre as condições de solidificação em um lingote e em soldagem

Embora, em muitos aspectos, a poça de fusão possa ser considerada como um lingote em miniatura, essa possui características próprias que resultam em diferenças importantes em termos da estrutura de solidificação e, conseqüentemente, de propriedades. Essas características podem ser resumidas como:

- Na soldagem, o início da solidificação não ocorre com a formação de um elevado número de núcleos sólidos como na região coquilhada de uma peça fundida. Na poça de fusão, o metal líquido molha perfeitamente os grãos do metal base que formam a parede da poça e estes estão aquecidos a temperaturas muito próximas de seu ponto de fusão. Desta forma, uma região coquilhada não é formada.
- Na soldagem, a velocidade de solidificação pode ser algumas ordens de grandeza maior do que as geralmente encontradas em peças fundidas. Ela depende da velocidade de soldagem e pode atingir até 103 mm/s. Em soldagem, a velocidade de resfriamento também pode ser muito maior do que na fundição convencional (tabela 3.1).

- Os gradientes térmicos na poça de fusão são muito elevados e podem atingir 102 °C/mm ou mais. Estes elevados gradientes térmicos e o pequeno volume da poça dificultam, na maioria dos processos de soldagem, a formação da região equiaxial.
- O formato da interface sólido-líquido varia progressivamente com o tempo em uma peça de fundição. Na soldagem, particularmente em processos mecanizados e sem tecimento (de forma similar ao lingotamento contínuo), esta interface se mantém essencialmente a mesma^[74].

Tabela 3.1 Comparação entre as condições de resfriamento em fundição, soldagem e técnicas de resfriamento rápido^[74].

Processo	Faixa usual de velocidade de resfriamento (°C/s)
Fundição/Lingotamento contínuo	10 ⁻² a 10 ²
Soldagem a arco	10 ¹ a 10 ³
Soldagem a laser e feixe de elétrons	10 ³ a 10 ⁶
Técnicas de resfriamento rápido	10 ⁴ a 10 ⁷

3.3 Alumínio e suas ligas

Os elementos mais comumente encontrados como impurezas no alumínio comercialmente puro são o ferro e o silício, em maior ou menor grau, dependendo do nível de pureza. Estes elementos formam fases intermetálicas, como FeAl₃, Fe₃SiAl₁₂, FeSiAl₁₈ (a), FeSiAl₁₅ (b), e Fe₂Si₂Al₁₉, devido à limitada solubilidade do ferro no alumínio. Estas fases apresentam-se com diferentes tamanhos, formas e distribuição, mas normalmente só prejudicam as propriedades da matriz quando são grosseiras, alongadas e concentradas nos contornos de grão.

Cabe então, antes de abordar as ligas de alumínio recapitular o sistema de classificação adotado pela *Aluminum Association* em 1971, e que atualmente é o mais aceito internacionalmente. Esse sistema subdivide-se em duas partes: o adotado para as ligas utilizadas em trabalho mecânico (laminação, extrusão, forjamento e outros) e o que foi adotado para ligas destinadas exclusivamente à produção de peças fundidas^{[27][28]}. Esse sistema é descrito a seguir:

Na tabela 3.2 estão as diferentes ligas de alumínio para produção de peças fundidas respectivamente.

Tabela 3.2 - Ligas para Produção de Peças Fundidas [28]

Série	Composição Química	Aplicações principais
1XXX.X	Al comercialmente puro	Contatos elétricos
2XXX.X	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Indústria aeronáutica
3XXX.X	Al-Si-Mg e Al-Si-Cu	Várias
4XXX.X	Al-Si	Pistões fundidos de motores
5XXX.X	Al-Mg	Aplicações náuticas (navios barcos)
6XXX.X	Não existe este sistema	Não especificado por não existir este sistema
7XXX.X	Al-Zn e Al-Zn-Mg	Indústria aeronáutica
8XXX.X	Al-Sn	Várias, para ligas com baixo ponto de fusão.

Além da classificação das séries quanto à composição química, a *Aluminum Association* também estabeleceu um sistema de classificação quanto ao tipo de tratamento térmico (determinada, entre outras, pela letra "T" seguida por um número, tipo T4, T6 e etc.) e também quanto ao tipo de trabalho mecânico (somente no caso das ligas do grupo 1 - para trabalho mecânico, evidentemente), que do mesmo modo consiste no uso da letra "H" seguida por um número (tipo H12, H16, H32 e etc.).

3.3.1 Ligas de Alumínio da Série 5XXX

As ligas Al-Mg (série 5XXX) constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico). Além desse ganho de resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, assim como excelente resistência à corrosão e soldabilidade^[28].

As ligas Al-Mg de uso comercial mais antigo são a 5052, 5154 e 5056. Existem poucas ligas Al-Mg essencialmente binárias como a 5005 e a 5050, já que a maioria contém elementos formadores de dispersóides, tais como o cromo, o manganês e o titânio, em um total que pode

variar de 0,25 a 1%. A liga Al-Mg com maior resistência mecânica é a 5456, seguida de perto pela 5083 e, num nível mais baixo, pela 5086. Outras ligas com menor resistência mecânica são a 5454, 5082 e 5182. Os mais baixos níveis de resistência mecânica correspondem às ligas binárias (5005 e 5050) [28].

As ligas Al-Mg combinam uma ampla faixa de níveis de resistência mecânica com a facilidade de serem conformadas e soldadas (inclusive processos de soldagem a arco), além da elevada resistência à corrosão. A resistência mecânica da solda em ligas Al-Mg equivale às de outras ligas recozidas, além de apresentar boa ductilidade. Ligas com teores de magnésio superiores a 3,5% apresentam menor soldabilidade do que ligas com teores de magnésio mais elevados. Entre as ligas usadas na fabricação de eletrodos de soldagem estão a 5356, a 5554 e a 5556. Em geral as ligas usadas como metais de adição são semelhantes ao metal base que está sendo soldado, com exceção da adição de titânio necessária para o refino dos grãos da microestrutura do metal de solda [28].

As ligas Al-Mg também se destacam por uma ampla faixa de resistência e capacidade de apresentar excelente qualidade de acabamento superficial, como brilho intenso e baixa rugosidade. Essa combinação favorável amplia significativamente o uso dessas ligas, que com baixos teores de ferro e tratamentos adequados podem ser usadas na fabricação de acessórios para automóveis, componentes arquitetônicos e outras aplicações decorativas. As ligas geralmente usadas nessas aplicações são as ligas 5X57 e as ligas de uso mais geral, como a 5005 e a 5050. A estreita limitação dos teores de impurezas de muitas ligas 5X57 é um importante fator que contribui para a obtenção de acabamentos uniformes e brilhantes. O melhor acabamento é obtido para os níveis de impurezas mais baixos, como nas ligas 5252 e 5657 [28].

3.4 Soldagem das ligas de Alumínio

3.4.1 Problemas na soldagem das ligas de alumínio

A soldagem por fusão das ligas de alumínio possui certas limitações, que incluem: presença de porosidades, surgimento de trincas, perda de resistência mecânica e a necessidade de controle da camada de óxido inerente a este tipo de material [6].

3.4.1.1 Trincas de soldagem

As trincas de encontradas em peças soldadas podem ser classificadas de duas formas distintas: trincas de solidificação e trincas de liquação ^[6].

3.4.1.2 Trincas de solidificação

As trincas de solidificação podem ocorrer em ligas de alumínio com adição de elementos de liga como Mg, Si e Cu ^[7]. Muitas ligas tratáveis termicamente (por exemplo, a liga 6016) são susceptíveis ao surgimento de trincas durante a soldagem ^[29]. Este tipo de trinca ocorre quando a fração de líquido interdendrítico não suporta as tensões atuantes durante os últimos estágios de solidificação, resultando nas chamadas trincas do tipo “linha de centro” ou “cratera”, oriundas do meio da zona de fusão. Aumentando-se o teor efetivo de certos elementos de liga, o que resulta na diminuição do intervalo de solidificação, é possível evitar a formação de trincas. Isto geralmente é feito através da adição de um metal de adição (*filler metal*) adequado ^[29].

A técnica do uso do metal de adição (*filler metal*) tem dois problemas principais ^[29]: a) As propriedades macroscópicas da junta irão mudar de uma maneira não controlável. Por exemplo, utilizando como metal de adição a liga 4043 (Al-Si) em soldas de 6061. b) Obtêm-se uma diminuição da susceptibilidade ao surgimento de trincas, mas tanto a resistência quanto a ductilidade reduzem em torno de 50%;

O tamanho reduzido do feixe do LASER resulta em uma alimentação ocasional de metal de adição diretamente no feixe, causando penetração inconsistente e instabilidade da poça de fusão.

O sistema Al-Cu é a base das ligas comerciais que são particularmente afetadas pelo surgimento de trincas de solidificação. Um estudo foi realizado ^[29] para determinar os efeitos de certos parâmetros de processamento a LASER, no caso potência e velocidade, na susceptibilidade a trinca de ligas a base de Al-Cu. Os resultados do estudo indicam que:

- A susceptibilidade a trinca diminuiu com o aumento da potência do LASER;
- Mudando-se a velocidade e se mantendo a potência, notou-se a presença de dois efeitos diferentes: o Refinamento de poros: com o aumento da velocidade, a microestrutura da parte solidificada se tornou mais refinada. Com este refinamento, o raio dos poros interdendríticos diminuiu, reduzindo a probabilidade dos poros se conectarem através de fissuras. Assim, este efeito pode indicar que o aumento da velocidade diminui a

susceptibilidade a trinca; a Diminuição da rejeição de soluto com aumento da velocidade: este efeito pode ser explicado em termos de mudanças na microsegregação, que ocorrem devido a mudanças na velocidade. Para uma dada composição de liga, a microsegregação será maior em baixas velocidades e diminuirá com o aumento da velocidade. O líquido residual devido à segregação diminui com o aumento da velocidade de solidificação. Em composições com baixo soluto, a susceptibilidade a trinca é baixa também porque a liga possui um comportamento semelhante ao metal puro.

As trincas de solidificação são influenciadas ainda por outros fatores ^[7]:

- As trincas crescerão se a taxa de resfriamento imediatamente após a solidificação for muito elevada. Este problema pode ser minimizado com pré-aquecimento do material, diminuição da velocidade de soldagem ou até pela utilização de soldagem com múltiplos passes;
- O projeto apropriado da junta pode minimizar deformações devido a contrações de solidificação;
- O controle do acabamento da junta reduz a presença de folgas e também reduz a deformação na região soldada;
- Trincas de solidificação podem ser evitadas através da utilização de um metal de adição (*filler metal*) apropriado, como por exemplo, um metal de adição à base de liga da série 4000, contendo de 5 a 12% de Si. Um fio de metal de adição a base de magnésio pode também reduzir o surgimento de trincas de solidificação, resultando em resistência e ductilidade superior do cordão após a soldagem, embora possa aumentar a incidência de trincas por liquação na zona afetada pelo calor (ZTA);
- A adição de um refinador de grão à solda elimina a estrutura colunar de solidificação, resultando em uma estrutura uniforme composta de grãos equiaxiais na linha de centro da poça de fusão, que resiste melhor ao surgimento de trincas de solidificação.

Elementos frequentemente adicionados para refinamento de grão são: zircônio (Zr) e escândio (Sc). O refinamento dos grãos da solda também aumenta sua resistência ^[6].

3.4.1.3 Trincas por liquação

As trincas por liquação se concentram na Zona Termicamente Afetada (ZTA), imediatamente adjacente à zona de fusão ^[7]. Estes podem ocorrer se a temperatura *solidus* dos contornos de grão for inferior à temperatura *solidus* do metal fundido presente na zona de fusão.

Neste caso, ocorre a fusão dos contornos de grão adjacentes. No resfriamento, os filmes de metal líquido presentes nos contornos, e que envolvem os grãos, irão trincar durante a solidificação se estes filmes não suportarem as tensões térmicas atuantes. Por isso, trincas por liquação são mais suscetíveis a ocorrer quando utilizado um metal de adição (*filler metal*) com elevada temperatura de fusão, pois a temperatura *solidus* da solda será superior a temperatura *solidus* do material base. As trincas de liquação podem ser reduzidas pelos seguintes procedimentos ^[7]:

- Preparação cuidadosa da junta a ser soldada, de forma a diminuir as contaminações da poça de fusão;
- Alimentação dos contornos de grão durante a solidificação, com metal fundido proveniente da zona de fusão. Para isso é necessário que o ponto de fusão da solda seja reduzido. Isto pode ser obtido com a utilização de um metal de adição (*filler metal*) de baixo ponto de fusão, como é o caso das ligas 4043 ou 4047, em ligas da série 6000, que são sensíveis a formação de trincas ^[6].

3.4.1.4 Porosidade

Porosidade é um problema muito comum para todos os tipos de soldagem. Durante a soldagem das ligas de alumínio, o surgimento de porosidades ocorre principalmente devido ao aprisionamento de hidrogênio ou do gás de proteção no alumínio fundido durante a soldagem. Não existe um consenso sobre como se formam as porosidades, em particular na soldagem a LASER. Alguns estudos sugerem que a volatilização de elementos de baixo ponto de ebulição em algumas ligas de alumínio pode causar instabilidades durante o processo de soldagem por penetração (*keyhole*). Outros estudos sugerem que o simples aprisionamento do gás protetor na poça de fusão pode causar o surgimento de porosidades, e também o aprisionamento de hidrogênio durante o resfriamento da poça de fusão pode ocasionar o surgimento de porosidades. A porosidade é geralmente classificada em dois tipos: fina ou grosseira, geralmente diferenciada por um diâmetro médio de 0,5mm. A porosidade fina ocorre como uma distribuição de poros esféricos, provavelmente oriundos de hidrogênio ou gases protetores aprisionados durante a solidificação. Por outro lado, a porosidade grosseira é caracterizada por dimensões maiores e formato mais irregular, distribuída aleatoriamente ao longo do cordão de solda. Estes vazios geralmente são considerados resultados de instabilidades da solda por penetração (*keyhole*), e são comuns em soldas com penetração parcial do cordão.

Este tipo de porosidade pode ter um efeito negativo no desempenho mecânico da junta soldada [30]. Neste estudo, utilizando a liga 2024 e LASER Nd:YAG, foi realizado visando reduzir a quantidade de porosidades finas e grosseiras em juntas de alumínio soldadas. O hidrogênio se dissolve muito rapidamente na poça de fusão, mas possui baixa solubilidade no alumínio sólido, como indica o gráfico da Figura 3.12.

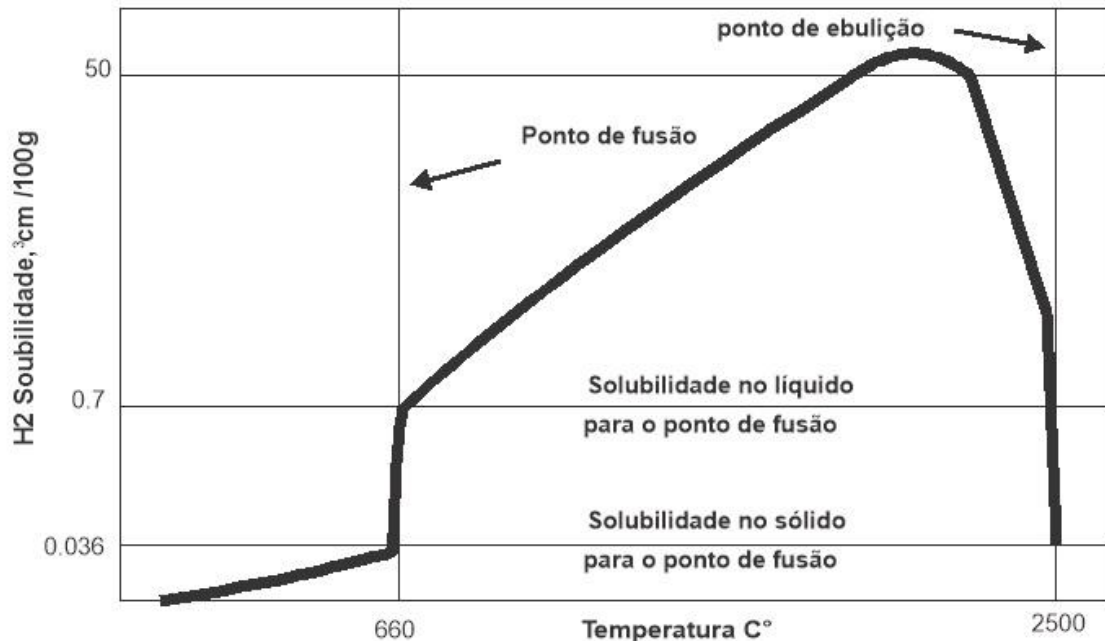


Figura 3.12 - Solubilidade do hidrogênio no alumínio sólido [30].

Como o processo de soldagem a LASER ocorre em altas velocidades, o tempo disponível para difusão é muito baixo para que uma grande quantidade possa ser aprisionada durante a solidificação. Por isso, o hidrogênio pode ser oriundo do material base, do metal de adição, ou do gás protetor [30].

Através da inspeção visual do cordão resultante, foi notada a presença de porosidades grosseiras ao longo do comprimento do cordão. Mudanças nas condições de soldagem como potência do LASER, velocidade de soldagem, fluxo de gás protetor e posicionamento focal, resultando em soldas aceitáveis, mostraram-se insuficientes para eliminar completamente a presença de porosidades grosseiras. Por outro lado, análises investigando a influência da condição superficial (limpeza) do material base no surgimento de porosidades grosseiras produziram melhores resultados [30].

Além da usinagem inicial (e limpeza com acetona) das amostras, estas foram sujeitas a uma operação secundária de limpeza. Os métodos de limpeza consistiram de lixar, desgastar, raspar, usinar ou atacar quimicamente, seguido de limpeza com acetona para remover resíduos, umidade e sujeira. Após essa preparação, o material base possui pequenas diferenças visuais, porém resulta em um menor nível de porosidades na solda^[30].

As soldas realizadas com gás protetor a base de hélio, com grau de pureza mais elevado (research grade), mostraram uma considerável redução da quantidade de poros quando comparado com soldas feitas com gás de proteção de pureza inferior (industrial grade)^[30].

3.4.1.5 Perda de resistência

O processo de soldagem reduz a resistência mecânica das ligas de alumínio, tanto para as ligas trabalhadas quanto para as ligas envelhecidas.

A redução da resistência nas ligas trabalhadas mecanicamente ocorre devido aos processos de recuperação e recristalização (por exemplo, as ligas da série 5XXX) que resultam na redução da resistência na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e na zona de fusão. O refinamento de grão na solda também pode contribuir para o aumento da resistência, através da adição de elementos refinadores de grão como Zr e Sc, pelo aumento da taxa de solidificação ou pelo melhor controle da velocidade de soldagem.

A redução da resistência nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação ocorre devido ao superenvelhecimento, ou seja, ocorre a formação de precipitados endurecidos, que reduzem a resistência na Zona Termicamente Afetada (ZTA). Neste caso, a resistência pode ser recuperada através de um tratamento de envelhecimento natural, ou outro tratamento térmico após a soldagem, porém um tratamento após o processo pode ser impraticável para grandes estruturas soldadas, além de introduzir distorções^[6].

3.4.1.6 Remoção ou dispersão do filme óxido

Certos cuidados devem ser tomados para promover a remoção ou dispersão do filme óxido durante a soldagem, evitando-se defeitos relacionados como fusão incompleta ou aprisionamento de óxido. O ponto de fusão do óxido de alumínio (Al_2O_3) é consideravelmente mais elevado (2060°C) em relação ao alumínio puro (660°C). Este óxido forma uma camada

muito fina que retém o material fundido. Na soldagem a LASER, a combinação da turbulência da poça de fusão e da vaporização do metal atua desfazendo a camada de filme óxido. Em ambos os casos, a adição de gás de proteção inerte pode ser necessária para prevenir a formação do óxido, devido à reação entre o metal fundido exposto à atmosfera ^[6].

3.4.2 Soldagem a LASER das ligas de alumínio

A soldagem a LASER é uma alternativa aos processos tradicionais de soldagem de ligas de alumínio (por exemplo, soldagem MIG), quando os requisitos de produtividade e qualidade do cordão são superiores.

A soldagem a LASER de CO₂ por penetração (*keyhole*) de ligas de alumínio necessita de densidades de potência superiores às densidades necessárias para soldagem a LASER de aços. Isto ocorre devido à elevada refletividade e condutividade térmica das ligas de alumínio.

A absorvidade durante a soldagem a LASER com o Nd:YAG de ligas de alumínio é tipicamente o dobro do caso com CO₂, devido a seu comprimento de onda inferior. Consequentemente, a densidade de potência necessária para a soldagem a LASER de Nd:YAG é cerca da metade em relação ao LASER de CO₂. Portanto, para a soldagem de ligas de alumínio, o LASER de Nd:YAG possui características mais favoráveis (flexibilidade pela fibra óptica e menor potência necessária) em relação ao LASER de CO₂.

A soldagem a LASER de ligas de alumínio possui vantagens específicas, que são: Possibilidade de soldagem por penetração (*keyhole*) para seções de até 20mm; União de ligas dissimilares como ligas da série 6000 com 2000, por exemplo. Isto permite mais liberdade no desenvolvimento de *blanks* com propriedades específicas; Opção de utilização ou não de metal de adição (*filler metal*), podendo ser autógena quando não houver problemas metalúrgicos; A natureza focalizada do feixe de LASER resulta em uma estreita zona de fusão, e uma Zona Termicamente Afetada (ZTA) pouco extensa, o que diminui o problema de trincamento por liquação em algumas ligas de alumínio; O rápido resfriamento da zona de fusão resulta na formação de grãos finos equiaxiais e menos segregação microestrutural.

A soldagem por penetração (*keyhole*) possui uma elevada razão entre a profundidade e a largura da solda, resultando em menor deformação depois da solidificação, podendo ajudar a reduzir a formação de trincas.

A soldagem a LASER possui também algumas desvantagens específicas, que são:

As ligas de alumínio possuem alta refletividade em relação aos comprimentos de onda dos LASERs de CO₂, além de elevada condutividade térmica. Consequentemente uma elevada densidade de potência é necessária para a soldagem a LASER por penetração (*keyhole*) de ligas de alumínio nesses casos. A refletividade da superfície pode ser minimizada através de anodização, ou pela aplicação de uma camada absorvente. No entanto, isso geralmente resulta em contaminação e porosidade;

Com os atuais valores de potência comerciais, a soldagem a LASER é mais indicada para a junção de materiais com espessura inferior a 10mm;

A vaporização de certos elementos de liga, como magnésio e zinco, durante a soldagem a LASER, podem resultar em mudanças na composição química do cordão e porosidade. A perda de elementos pode ser minimizada através da utilização de um metal de adição (*filler metal*) apropriado;

Surgimento de macroporosidades resultantes de instabilidades e colapsos periódicos do *keyhole*. Estes colapsos podem aprisionar bolhas de vapor metálico na raiz da solda por penetração. Isto é particularmente um problema em soldas com penetração incompleta, quando a porosidade gerada na raiz da solda é aprisionada. A instabilidade do *keyhole* pode ser ocasionada por um número grande de fatores, desde contaminações superficiais ou do gás de processo até uma ressonância no plasma produzido acima da superfície ^[6].

3.5 Textura

A grande maioria dos materiais de engenharia é constituída por milhares de grãos (pequenos cristais ou cristalitos), separados entre si por superfícies denominadas contornos de grão. Cada um desses grãos possui uma orientação espacial específica, diferente de seus vizinhos, e que pode ser representada pela orientação de sua célula cristalina unitária ^[38]. Os materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de 10µm a 1mm.

As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinos têm orientação espacial diferente de grão para grão ^[39].

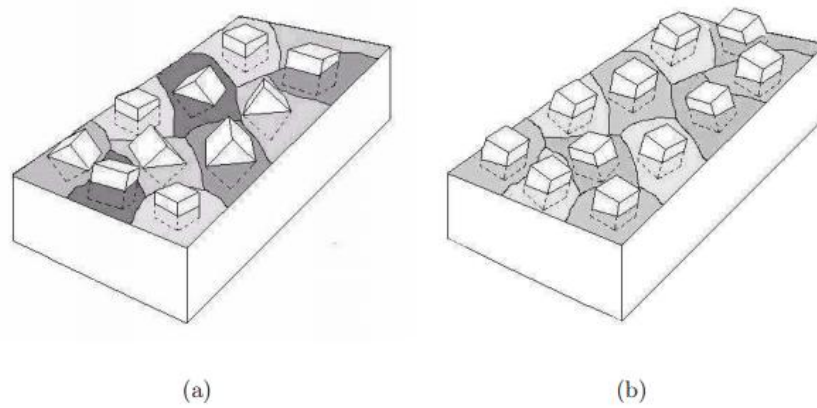


Figura 3.13: a) material não texturizado b) material texturizado ^[39].

Raramente a distribuição de orientações dos grãos de um material policristalino é aleatória. Diz-se que um material apresenta textura quando seus grãos se agrupam com maior frequência em torno de determinadas orientações cristalográficas. Um agrupamento de grãos que apresentam pequenas desorientações em relação à uma dada orientação espacial constitui uma componente de textura. Um mesmo material pode ter uma ou mais componentes de textura especificadas sempre em relação à uma direção de processamento ^[38]. Considera-se um material com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é aleatória ^[40]. Vale ressaltar que a textura não se refere à forma os grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente ^[39]. A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica e recozimento ^[56].

A compreensão cristalográfica de um material é fundamental para a completa caracterização de sua microestrutura. Por conhecimento de sua microestrutura deve-se entender não apenas a determinação da orientação preferencial dos grãos, ou textura, mas também as variações de orientação presentes dentro dos grãos, ou textura, mas também as variações de orientação presentes dentro dos grãos e a determinação da natureza das interfaces presentes ^[41].

A orientação preferencial das direções cristalográficas, num agregado policristalino confere propriedades físicas, em particular propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do corpo metálico, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico ^[40].

3.5.1 Textura em Ligas de alumínio

Em peças fundidas, os grãos alongados da zona colunar apresentam forte orientação preferencial, já os grãos da zona equiaxial central apresentam distribuição mais aleatória de orientações [58].

Durante o trabalho a quente ou a frio essa característica é perdida e é substituída por uma textura na qual considerável número de grãos deformados assume ou se aproxima de certa orientação e este fenômeno não é ao acaso, pois o reticulado cristalino sofre rotação, via escorregamento de planos ou por maclação mecânica (pouco provável no caso do alumínio), para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação [59]. A textura final de deformação depende principalmente da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado.

A Tabela 3.3 apresenta as orientações preferenciais da laminação e recristalização do alumínio e suas ligas. As orientações mais conhecidas são muitas vezes identificadas com nomes e não geometricamente, homenageando personalidades, materiais mais representativos ou o corpo geométrico.

Tabela 3.3 - Orientações preferenciais da laminação e recristalização do alumínio [44].

Nome da orientação	Índices de Miller {hkl} <uvw>	Ângulos de Euler ϕ_1, θ, ϕ_2	Tipo de componente de textura
C, Cobre	{112}<111>	90°, 35°, 45°	Laminação
S	{123}<634>	59°, 37°, 63°	Laminação
B, Latão	{011}<211>	35°, 45°, 0°/90°	Laminação
G, Goss	{011}<100>	0°, 45°, 0°/90°	Laminação Recristalização
Cubo	{001}<100>	0°, 0°, 0°/90°	Recristalização
Cubo rodado	{001}<110>	45°, 0°, 0°/90°	Recristalização
Cubo RD	{013}<100>	0°, 22°, 0°	Recristalização
Cubo ND	{001}<310>	22°, 0°, 0°	Recristalização
R	{124}<211>	57°, 29°, 63°	Recristalização
P	{011}<122>	65°, 45°, 0°	Recristalização
Q	{013}<231>	45°, 15°, 10°	Recristalização

As texturas de deformação mais frequentes no alumínio e suas ligas apresentam predominância da textura do tipo C (Cobre), S e B (Latão) e eventualmente a presença da textura do tipo G (Goss) ^[60].

Com o recozimento de um metal deformado, a ocorrência de recristalização pode gerar uma textura completamente diferente daquela gerada pela deformação. Há pelo menos três tipos de textura de recristalização conhecida: textura ao acaso (ausência de textura), componentes de textura de deformação conservadas ou, finalmente, o desenvolvimento de componentes de textura extremamente intensa ^[61].

Foi mostrada na Tabela 3.2, as principais componentes de textura no alumínio recristalizado, sendo que a mais conhecida é a textura de orientação tipo cubo. Enquanto, o alumínio comercialmente puro, laminado a frio com altas porcentagens de redução contendo alta densidade de constituintes ricos em ferro, pode apresentar após o recozimento uma textura de recristalização com componentes retidas da textura de deformação, no alumínio de alta pureza, a textura de recristalização resultante é extremamente intensa, do tipo cubo, muito próxima da textura de um monocristal ^[58].

Algumas outras componentes de textura de menor importância estão relacionadas à nucleação da recristalização em deformações não homogêneas como bandas de cisalhamento (orientação “Q” = $\{013\} \langle 231 \rangle$) ou partículas (orientação “P” = $\{011\} \langle 122 \rangle$). Ocorrências especiais durante a recristalização, tipo PSN, é mais difícil de detectar a textura de recristalização resultante, pois frequentemente tem uma aparência mais aleatória ^[63].

A formação de textura cúbica é geralmente associada com a ocorrência de nucleação em bandas de deformação ou bandas de transição, enquanto a textura retida da deformação é atribuída à ocorrência do mecanismo de migração de contornos induzida por deformação. O desaparecimento de componentes de textura após a recristalização de ligas pode resultar da nucleação da recristalização ao redor de partículas de precipitados ^[64].

Adicionando 50 ppm de cobre no alumínio de alta pureza (99,99%), 98% de redução na laminação a frio, tem-se um aumento significativo no desenvolvimento da textura de recristalização $\{100\} \langle 001 \rangle$, reduzindo consideravelmente a quantidade de orientações R $\{123\} \langle 634 \rangle$. A máxima densidade de orientação de $\{100\} \langle 001 \rangle$ é aproximadamente duas vezes maior do que aquela desenvolvida no mesmo material sem adição de cobre. Em lentas taxas de aquecimento do recozimento, o desenvolvimento da textura de recristalização $\{100\} \langle 001 \rangle$ ocorre para a maior parte durante o crescimento de grão ^[65, 66].

Em temperaturas ainda mais altas, onde pode ocorrer tanto o crescimento contínuo ou normal de grãos como o crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária, a textura

resultante também é diferente das texturas de deformação e de recristalização, mudando pouco durante o crescimento normal de grão, mas fortemente durante o crescimento anormal de grão. Sendo que no caso do alumínio, a textura resultante da recristalização secundária mais freqüentemente encontrada é do tipo (100) [011] ^[67].

As figuras de pólo, no plano {111}, típicas do alumínio no estado deformado, deformado e recristalizado e somente recristalizado são mostradas na Figura 3.14.

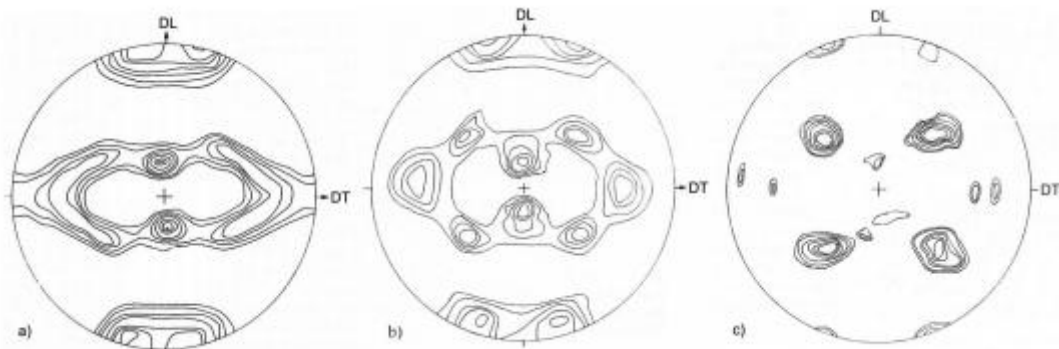


Figura 3.14 – Figuras de pólo típicas do plano {111} para o alumínio (a) deformado, (b) deformado e recristalizado (mista) e (c) recristalizado ^[68].

3.5.1.2 Textura de laminação a quente do alumínio

A produção de chapas de alumínio tem como início na fundição de lingotes pelo processo DC, o qual contém uma estrutura de célula típica com um tamanho de grão relativamente grande (> 1 mm). É usualmente controlada por refinamento de grão, conseqüentemente tendo uma textura principalmente aleatória. Na preparação dos lingotes para laminação a quente os mesmos são pré-aquecidos a uma temperatura na faixa de 450 e 600 °C em ciclos que podem levar mais de 24 horas. Durante o pré-aquecimento o material é homogeneizado, segregações intercelulares de pequeno alcance (segregação dendrítica) são removidas e fases solúveis no material são dissolvidas. Durante as operações de laminação a quente das espessas placas (de aproximadamente 600 mm para 3 a 12 mm) simultânea deformação e recristalização têm um forte impacto na evolução global da microestrutura. O tamanho de grão é drasticamente reduzido e a reorientação normalmente envolve a formação de textura cúbica {001} <100> forte ^[63].

Programas de laminação industrial são otimizados pelo máximo volume de produção. Linhas de multicadeiras de laminação a quente que tem vantagens significantes devido à alta

velocidade e graus de redução, freqüentemente implicam em recristalização rápida e fácil durante a laminação a quente, chamado de auto recozimento. Nas linhas de laminação à quente reversível, as altas temperaturas, deformação e taxas de deformação nos pequenos tempos entre cadeiras produzem principalmente um menor tamanho de grão e um aumento significativo na textura cúbica. A formação da textura cúbica é típica de todas as ligas de alumínio que recristaliza durante a laminação a quente ^[63].

Os principais componentes de texturas no alumínio comercialmente puro laminado a quente são as componentes S $\{123\} \langle 634 \rangle$ e latão $\{011\} \langle 211 \rangle$ e a componente cubo $\{001\} \langle 100 \rangle$ domina o estado recristalizado ^[72]. No alumínio puro a componente cobre $\{112\} \langle 111 \rangle$ também é encontrada após a laminação a quente ^[69].

3.5.1.3 Textura de laminação a frio em materiais CFC

As texturas de laminação a frio de metais cúbicos de face centrada (CFC) são representadas principalmente por dois tipos, a cobre $\{112\} \langle 111 \rangle$ e a latão $\{110\} \langle 112 \rangle$. A textura do tipo cobre ocorre na maioria dos metais puros com alta EDE (Energia de Defeito de Empilhamento), como exemplo tem o alumínio, enquanto a textura do tipo latão é encontrada na prata pura e em ligas com baixa EDE. O cobre com EDE intermediária apresenta orientações com intensidade aproximadamente constante e por isso é considerado possuir a textura CFC de referência.

Durante a laminação de metais CFC com alta EDE, a maior parte das orientações é rapidamente arranjada ao longo da fibra, que se inicia da orientação tipo Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ para a orientação tipo latão $\{011\} \langle 211 \rangle$ e da fibra que parte da orientação tipo cobre $\{112\} \langle 111 \rangle$ passando pela orientação S $\{123\} \langle 634 \rangle$ e terminando na orientação B $\{011\} \langle 211 \rangle$.

A fibra ocorre principalmente em materiais com percentuais de redução muito baixos e a fibra ocorre em materiais onde os percentuais de redução são caracterizados como médios e altos. Texturas de laminação em alumínio de alta pureza é geralmente descrita em termos da fibra, que corre de $\{110\} \langle 112 \rangle$ a $\{112\} \langle 111 \rangle$ por $\{123\} \langle 634 \rangle$. Análises teóricas baseadas na teoria de Taylor ^[68] prediz que todas as orientações iniciais deveriam primeiro girar com o aumento das reduções na laminação em direção a esta fibra, e que, chegando nesta fibra, elas deveriam começar a girar deste ponto ao longo desta fibra na direção $\{110\} \langle 112 \rangle \{123\} \langle 634 \rangle \{112\} \langle 111 \rangle$ e deveriam apontar para as orientações finais estáveis $\{112\} \langle 111 \rangle$. Porém, ^[69] foi encontrado que em alumínio de alta pureza, a principal orientação na fibra estava localizada na

direção $\{123\} \langle 634 \rangle$ até mesmo depois de 97% de redução na laminação a frio. Elas estavam assim longe da direção $\{112\} \langle 111 \rangle$. O movimento do pico de $\{123\} \langle 634 \rangle$ em direção a $\{112\} \langle 111 \rangle$ era muito lento e mais lento do que o esperado das análises teóricas.

A adição de 50 ppm de cobre aumentará grandemente o desenvolvimento da textura de laminação a frio em alumínio de alta pureza, especialmente em reduções acima de 97%, suprimindo a recuperação dinâmica e a recristalização. Porém, até depois de 99,4% de laminação a frio, a principal orientação da textura de laminação a frio é ainda $\{123\} \langle 634 \rangle$. A orientação estável final, $\{112\} \langle 111 \rangle$, predito teoricamente, não pode ser alcançada até mesmo depois de alto percentual de redução na laminação a frio. Recuperação dinâmica ocorre durante a laminação a frio o que parece afetar fortemente os sistemas de deslizamentos que formam a orientação estável final ^[71].

Após a recristalização, podem ocorrer varias componentes de textura. A recristalização pode induzir, fundamentalmente, textura cubo, textura Goss, textura retida de deformação e textura ao acaso (ausência de textura) ^[73].

3.5.2 Métodos de determinação de textura

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Destacam-se dois métodos: difração de raios-X, por meio do qual se medem as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam, e o uso do EBSD associada à microscopia eletrônica de varredura (MEV), o qual permite a orientação individual de cada grão ^[39].

3.5.2.1 Difração de Raios – X

A forma mais tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é, com certeza, a difração de raios-X, na qual milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. Tal técnica proporciona informação macroscópica da textura, denominada macrotextura ^[41].

Existem algumas formas de determinação de textura nos materiais policristalinos. Dentre elas podemos destacar a análise de microtextura e a macrotextura. A macrotextura possui baixa

resolução espacial, de forma que não é possível determinar a orientação individual do grão, exceto para o caso de materiais com granulometria grosseira ^[41].

A representação mais comum da macrotextura se faz através das figuras de polo obtidas pela projeção estereográfica. A textura é representada posicionando o corpo de prova de forma a fazer coincidir o sistema de coordenadas da projeção com os eixos macroscópicos particulares desse corpo, e projetando estereograficamente as direções e planos cristalográficos dos cristais segundo as suas orientações preferenciais. Por exemplo, admitindo-se uma chapa metálica constituída de um metal do sistema cúbico, pode-se representar a sua textura com indicação de dois índices, um correspondente a um plano (hkl) e outra a uma direção [uvw]. O plano cristalográfico (hkl) coincide como o plano da chapa e o eixo cristalográfico [uvw] tem uma direção paralela à direção de laminação ^[40].

As determinações experimentais das texturas são realizadas com o auxílio dos raios-X monocromáticos. Esses raios quando incidem no corpo de prova se desviam de determinados ângulos, devido à reflexão que ocorre em certos planos cristalográficos, segundo a lei física representada pela equação de BRAGG. Os raios refletidos são coletados por um dispositivo de registro que permite localizar as posições dos planos e direções cristalográficas. Se o dispositivo indicar, para uma dada posição do corpo, uma elevação da intensidade de raios refletidos, significa que o corpo de prova contém muitos planos (hkl) e condições de provocar essa reflexão. O movimento de rotação do corpo de prova permite verificar quais as posições que ocupam os planos (hkl). O registro das distribuições de intensidade permite traçar a figura de polos: ao redor de cada polo geométrico apresentado na projeção estereográfica, e correspondente a uma posição de máxima intensidade, são traçadas linhas que unem pontos de igual intensidade, ou seja, curvas de níveis fechadas, com indicação de valores de intensidade - numa escala arbitrária - para cada linha. Os métodos experimentais de obtenção de figuras de polos e de revelação de texturas são constituídos de diversas técnicas que necessitam, para a sua compreensão, de estudos detalhados ^[40].

A descrição da textura com auxílio de figuras de polo direto é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semiquantitativas, já que representam apenas os planos hkl difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção ([hkl]<uvw>), e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido através da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC). A FDOC especifica a ocorrência de (ou a probabilidade de encontrar) determinadas orientações. Esta probabilidade numa amostra sem textura é igual à unidade ^[39].

3.5.2.2 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

A técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) é utilizada em conjunto com a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), através de um detector acoplado ao MEV, o que permite a obtenção de informações sobre a microestrutura dos materiais, através de inspeções visuais e analíticas acerca do tamanho e orientação dos grãos, energia dos contornos, texturas e identificação de fases, entre outras ^[42].

3.5.2.2.1 Princípio de Funcionamento

O objetivo dessa técnica consiste em adquirir e analisar os Padrões de Kikuchi característicos do retículo cristalino de um material, retornando diversas informações. Para tanto, a amostra é posicionada com sua superfície inclinada em um ângulo de 70° com o eixo X do microscópio – ou 20° com o feixe de elétrons – sendo essa a situação de maior difração do feixe incidente nos planos cristalográficos do material, de acordo com a Lei de Bragg ^{[43] [44]} (Fig. 3.14).

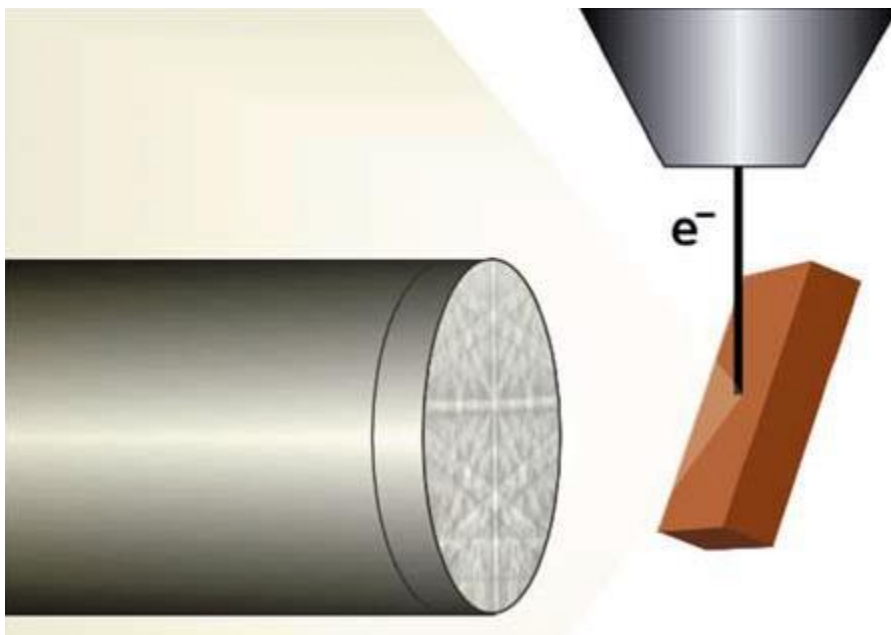


Figura 3.15 - Esquema da geometria típica de um sistema EBSD, mostrando a peça polar do MEV, o feixe incidente, a amostra inclinada, os padrões de difração e a tela de fósforo interceptando os cones de difração. Adaptado de ^[45].

A formação dos padrões de difração se dá pela incidência do feixe de elétrons, que devido ao maior diâmetro em relação ao espaçamento interplanar dos materiais, interage com diversos desses planos atômicos. Dessa interação, surgem os cones de difração (Fig. 3.15), que são a representação gráfica dos elétrons retroespalhados canalizados pelos planos de difração do retículo cristalino. Um detector com uma tela de fósforo posicionado próximo à superfície da amostra intercepta os padrões de difração (Fig. 3.14), convertendo esses elétrons em luz visível de modo que uma câmera CCD, posicionada posteriormente, possa gravá-los e transmiti-los. A análise dos padrões é feita por um programa de computador que detecta o número de Bandas de Kikuchi nos EBSPs da amostra por meio da Transformada de Hough, comparando-as a padrões, determinando todas as possíveis orientações e relatando qual daquelas pré-carregadas melhor se ajusta ao padrão formado a partir da amostra. Por fim, um padrão de difração é dito indexado quando sua posição, fase correspondente, orientação e dados sobre a qualidade das bandas de Kikuchi foram armazenados.

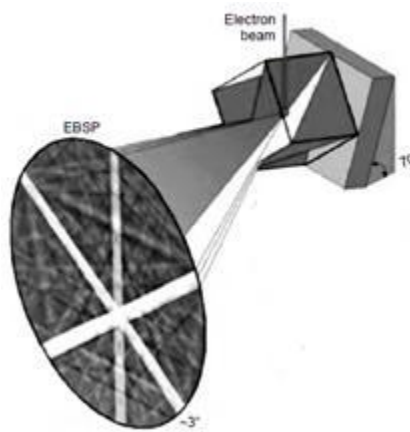
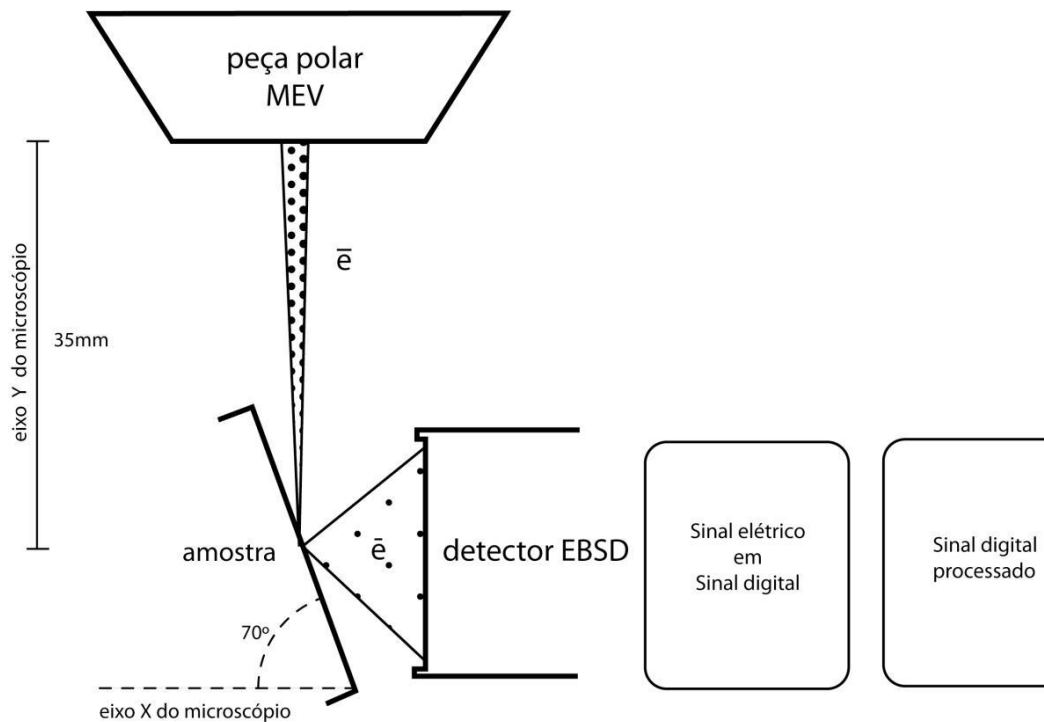


Figura 3.16 - Esquema da interação elétrons/amostra cristalina e da interseção dos cones de difração na tela de fósforo, formando os padrões de difração, com destaque para algumas raias ou bandas de Kikuchi. Adaptado de ^[46].

Assim como as fases procuradas, os algoritmos exigem que informações como o step size, distância entre dois pontos a ser mensurados, número de bandas a serem indexadas, mean angular deviation (MAD) ou confidence index (CI) - desvio máximo tolerado entre o padrão formado e aquele pré-estabelecido no programa, entre outros sejam informados pelo usuário. Dessa forma, a acuracidade dos dados coletados pode ser ajustada de acordo com as necessidades do estudo em questão.

A cada ponto (ou pixel na imagem) analisado é atribuído uma cor que representa uma orientação do retículo de acordo com os três ângulos de Euler. Dessa forma, assim como as técnicas convencionais de MEV e microscopia óptica, mapas de EBSD podem ser usados para visualizar a microestrutura do material e também acessar informações sobre tamanho e forma dos grãos em duas e três dimensões. A partir desses mesmos dados de orientação de todo o retículo cristalino do material, pode ser gerada uma enorme variedade de informações visuais e analíticas que incluem orientação cristalina preferencial ou textura, distribuição de fases, estado de deformações e variações locais de deformação residual, além de distribuição e energia dos contornos de grão^[42]. A Figura 3.12 ilustra todo procedimento de aquisição de dados no sistema EBSD.

A - Montagem da amostra no Sistema MEV-EBSD



B - Leitura pontual de orientação cristalográfica no EBSD

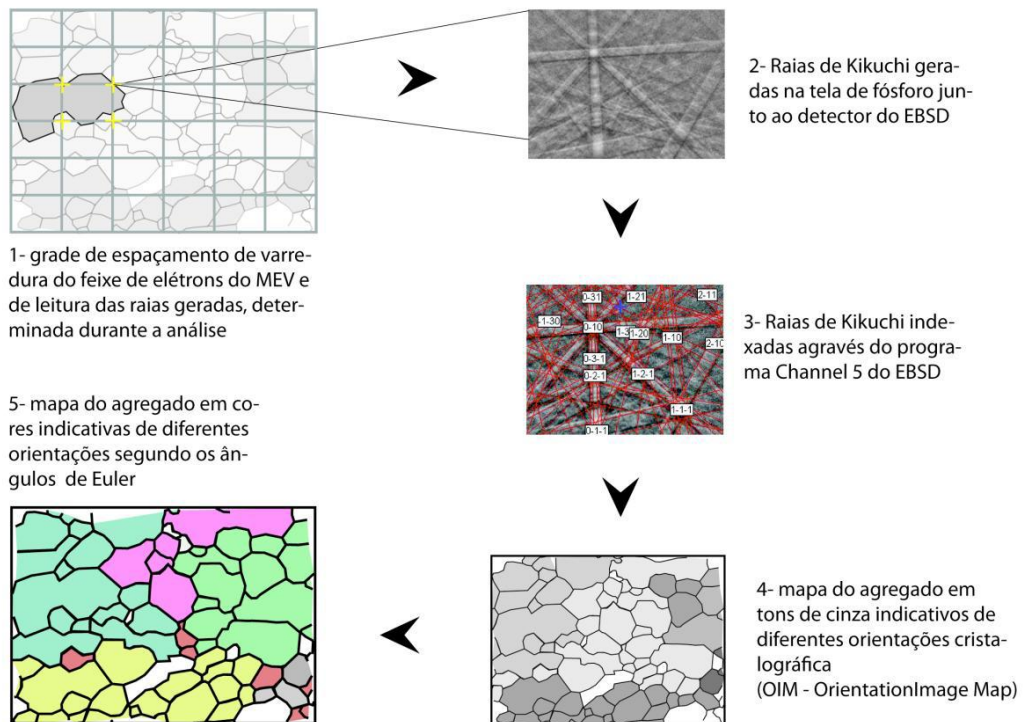


Figura 3.17 - A) Esquema da montagem da amostra no sistema EBSD, da detecção e processamento dos sinais. B) Indexação, análise e captura dos EBSPs, e formação dos mapas de orientação. Adaptado de [47].

3.5.2.2.2 Principais Ferramentas e Parâmetros de Aquisição

O *step size* (distância entre dois pontos a serem mensurados) determina o *grid* (a malha) segundo o qual o feixe de elétrons faz a varredura da amostra na área selecionada. A cada ponto do *grid*, um padrão de difração é capturado, analisado e indexado, se possível (se a fase e a orientação estiverem de acordo com as fases e com o MAD pré-selecionados); caso contrário, o ponto é denominado *zero solution* e nenhuma fase é atribuída [35].

As principais ferramentas e parâmetros de aquisição são:

Fases (*Match Units*): são os constituintes que se deseja indexar. Para tanto, as fases precisam estar presentes na amostra e serem previamente conhecidas pelo operador;

Orientação: é a ferramenta padrão e a medida-chave no sistema EBSD.

Geralmente, a descrição da orientação preferencial do retículo é feita pelos ângulos de Euler [44] (Figura 3.13).

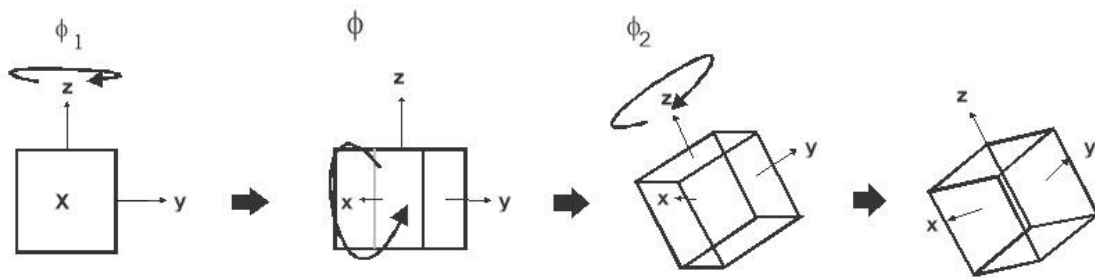


Figura 3.18 - Convenção de Bunge para a rotação dos ângulos de Euler. Rotação de ϕ_1 ao redor de z, rotação de Φ ao redor de x (rotacionado), rotação de ϕ_2 ao redor de z (rotacionado).

Adaptado de [46].

Desvio Angular Médio (MAD – *Mean Angular Deviation*): é medido em graus e específica a diferença angular entre as bandas de Kikuchi simuladas e as detectadas;

Band Contrast (BC): é uma medida da qualidade dos padrões (EBSP's) gerados.

Utiliza-se a Transformada de Hough [48] para localizar as bandas de Kikuchi e então transformar a intensidade destas em picos;

Band Slope (BS): também é um fator de qualidade da imagem baseado na Transformada de Hough. A diferença é que nesse caso, analisam-se os gradientes de intensidade nas bordas das raias de Kikuchi de um EBSP.

3.5.2.2.3 Transformada de Hough

Em um EBSP, o espaço entre um par de linhas, ou a largura da banda de Kikuchi, corresponde ao ângulo de Bragg, enquanto que a linha central da banda representa o traço do plano de difração sobre a tela de fósforo, o que permite descobrir os ângulos interplanares e, logo, as zonas ou polos dos planos^[45].

O melhor método que se ajustou para a localização e análise das bandas de Kikuchi foi a Transformada de Hough^[48], devido à simplicidade e rapidez com que pode ser realizada por sistemas automatizados. Esse algoritmo localiza e converte a intensidade de uma banda do padrão de difração (imagem original) na intensidade de um pico no espaço de Hough, pela parametrização dessa banda (Figura 3.18). Assim, um ponto com coordenadas (θ, ρ) no Espaço de Hough, representa uma banda que faz um ângulo θ e está a uma distância ρ do centro da imagem original^[49].

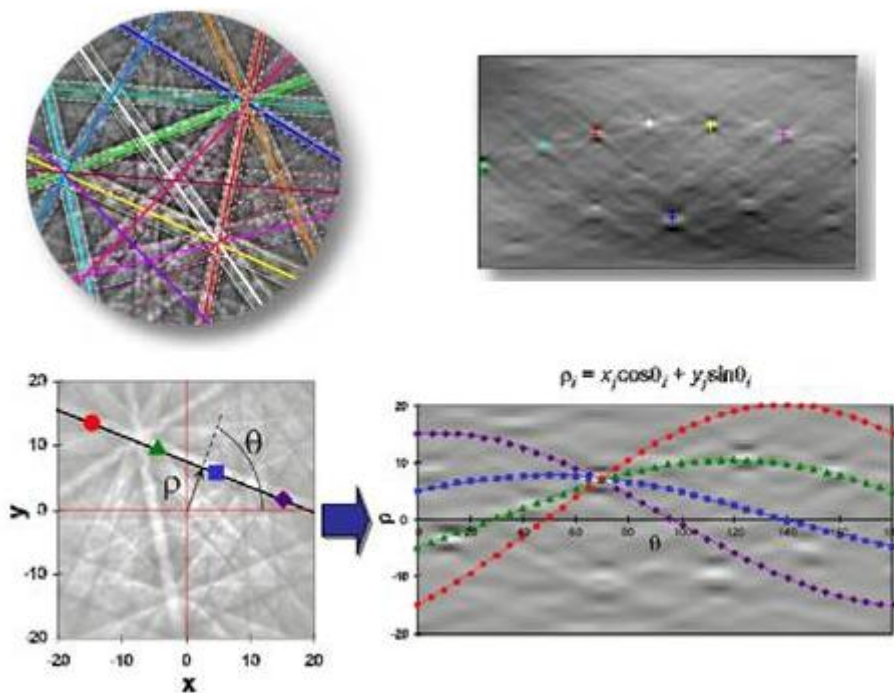


Figura 3.19 - A) EBSP e suas respectivas raias de Kikuchi no espaço de Hough. B) Transformada de Hough aplicada a uma única banda.

Os valores de intensidade das bandas de Kikuchi são convertidos em valores de intensidade dos picos no espaço de Hough, pela Transformada de Hough. Em cada EBSP

capturado, existem várias raias. Assim, a Transformada de Hough gera, no espaço apropriado, vários picos, onde cada um contém uma posição e um valor de intensidade característico de cada raia.

3.5.3 Representação de Textura

A textura de uma chapa é representada da seguinte maneira: {família de planos paralelos à superfície da chapa} <direção contida nestes planos paralela a direção de laminação> Então uma chapa laminada que apresente textura {100}<001> possui uma grande proporção de seus grãos orientados de forma que seus planos {100} estejam paralelos a sua superfície enquanto as direções <001> paralelas a direção de laminação.

Existem texturas características do processo de fabricação e do material. Alguns exemplos de texturas bem conhecidas são: cubo W {100}<001>, Goss {011}<100>, tipo cobre C {211}<111>, tipo latão B {011}<211>, cubo rodado WRD {123}<001>, cubo gêmeo WT {221}<122>, alumínio S {123}<634>, alumínio/latão B/S {681}<112>. [50]. A Figura 3.19 exemplifica os tipos de textura comuns para metais CFC.

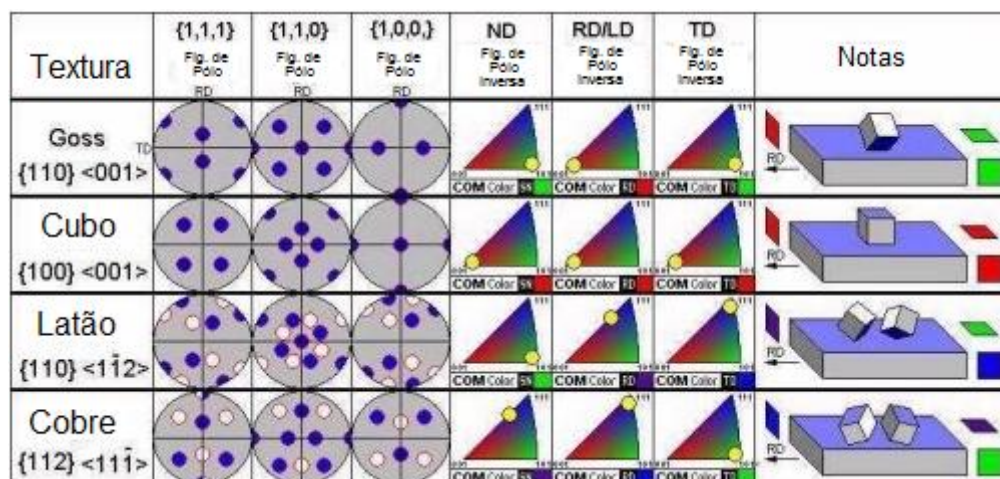


Figura 3.20 – Tipos de texturas comuns em metais CFC^[58].

3.5.3.1 Figuras de Polo

Figuras de polo são projeções estereográficas que mostram a distribuição de normais de um determinado plano cristalográfico, em um sistema de coordenadas ajustado a amostra ^[50]. Para chapas laminadas, é conveniente definir o sistema de referencia de acordo com a direção de laminação (DL), a normal da chapa (DN) e a direção ortogonal a ambas, a direção transversal à laminação (DT).

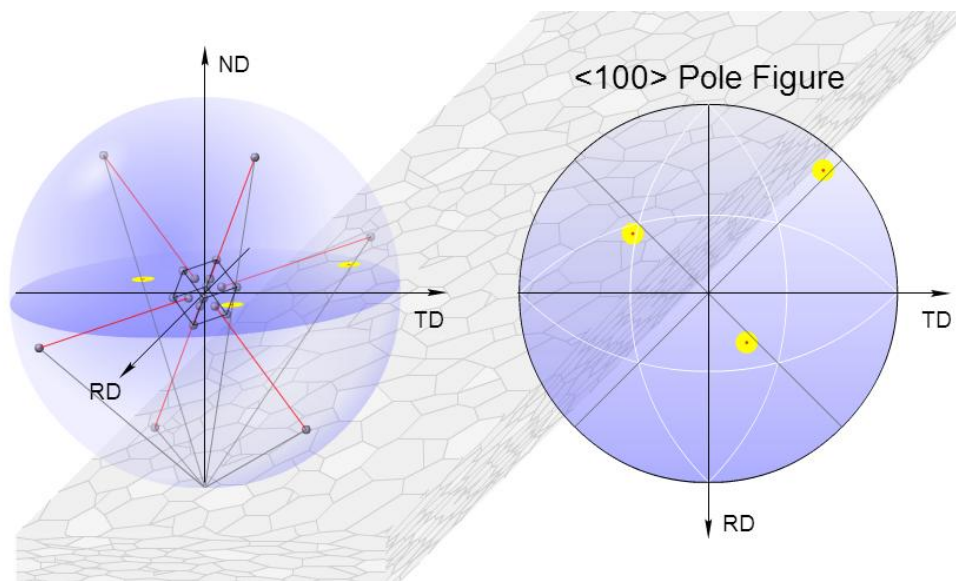


Figura 3.21 - figura esquemática com destaque das direções de um amostra em relação à esfera de referencia ^[55].

A projeção estereográfica é visualizada centrando-se uma esfera de referencia de raio arbitrário na origem do sistema de coordenadas. A projeção estereográfica é a projeção dos pontos definidos pelas normais dos planos e as esferas numa superfície hemisférica da esfera paralela ao plano definido por DL e DT. O ponto focal da projeção é definido ao longo de DN. Como já foi dito, uma figura de polo é definida para um plano cristalográfico específico. Será usado o exemplo dado por Cullity ^[51], supondo um material de sistema cúbico com dez grãos cujas orientações foram previamente determinadas, pode-se construir a figura de polos com os polos {100}. Note que cada grão terá três pontos, pois se considera todos os planos da família {100} para aquele grão. Assim em uma distribuição aleatória de orientações teríamos algo

semelhante a figura 3.16(a). Se os planos $\{100\}$ estiverem orientados perpendiculares ao plano da chapa ou próximo disto, a figura de polo poderia ser descrita como em 3.16 (b).

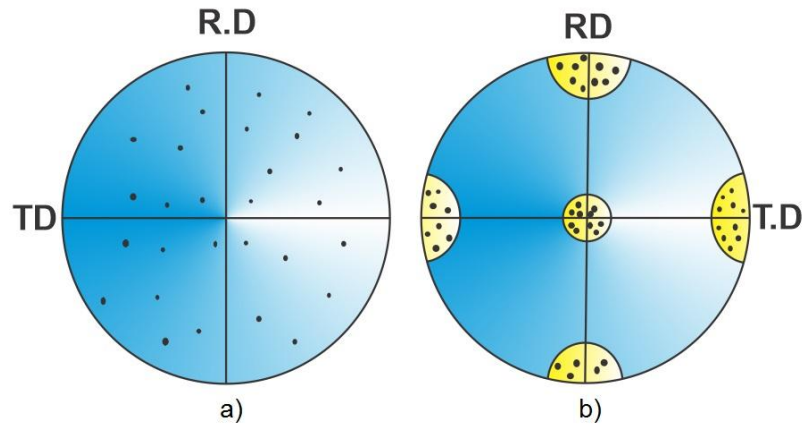


Figura 3.22 - a) polos $\{100\}$ com uma textura aleatória e b) com orientação preferencial.

Adaptado de ^[51].

Figuras de polos podem ser construídas de duas maneiras: direta e inversa. Na figura de polo direta, as intensidades de um plano hkl específico são comparadas com as de uma amostra sem textura, normalmente uma amostra de pó. Na figura de polo inversa, é considerada a orientação de muitos planos em relação a uma direção específica do sistema de orientação da amostra.

4. Parte Experimental

Neste capítulo é descrita a metodologia utilizada, englobando desde a seleção dos materiais até o seu processamento e caracterização.

4.1 Liga de Alumínio AA5052

Para os ensaios realizados, utilizou-se uma chapa de Alumínio AA5052, com espessura de aproximadamente 1mm. A Tabela 4.1 apresenta a composição química típica da liga.

Tabela 4.1 - Composição Química da Liga AA5052.

Cu	Si + Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
0.10	0.45	0.10	2.5	0.10	0.15 / 0.35	Balanço

4.2 Soldagem a LASER

4.2.1 Preparação das Amostras para Soldagem a LASER

A chapa de Alumínio de 1mm de espessura, foi cortada em doze pequenas seções de 10mm x 25mm por um equipamento de corte de baixa rotação com disco de diamante, de forma a reduzir as deformações, causadas pelo procedimento.

Essas chapas foram limpas com Acetona e secas com soprador térmico. Esse procedimento foi feito simplesmente para retirar resíduos que poderiam vir a prejudicar o processo de soldagem.

4.2.2 Estação de Trabalho do LASER a Fibra

A estação de trabalho opera com o LASER a fibra utilizado neste trabalho e está instalada no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de LASERs Óptica (DedALO),

do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/CTA). O LASER é produzido numa fibra óptica de vidro dopada com Itérbio, com comprimento de onda de 1080nm. Trata-se de um LASER de 2KW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) ^[53] dotado de uma fibra de saída com 50µm de diâmetro e 5m de extensão. A amplificação acontece entre duas paredes de Bragg e o bombeio é realizado por meio de um conjunto de diodos. A emissão ocorre em um comprimento de onda de aproximadamente 1080nm com polarização aleatória do feixe ^[54]. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100µm de diâmetro e 10m de comprimento que foi utilizada nos processos de soldagem. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. O comprimento focal da lente de focalização é 160mm. Um esquema simplificado desta estação de processamento é mostrado na Figura 4.2.

Para a soldagem das chapas de alumínio utilizou-se uma mesa CNC de processo, controlada por computador e acionada por motores de passo, com velocidade controlada entre 1mm/s até 160mm/s e cursos dos eixos X de 430mm e Y de 508mm, ambos com resolução de 5µm. Um eixo Z-vertical com curso de 215mm e resolução de 1µm foi incorporado a mesa para o controle da distância focal. O sistema de gases de processo comporta quatro tipos diferentes de gases: nitrogênio, oxigênio, argônio e hélio. No presente trabalho, os gases utilizados foram nitrogênio e hélio, o primeiro para proteger a óptica e o segundo para reduzir a oxidação durante o tratamento da peça.

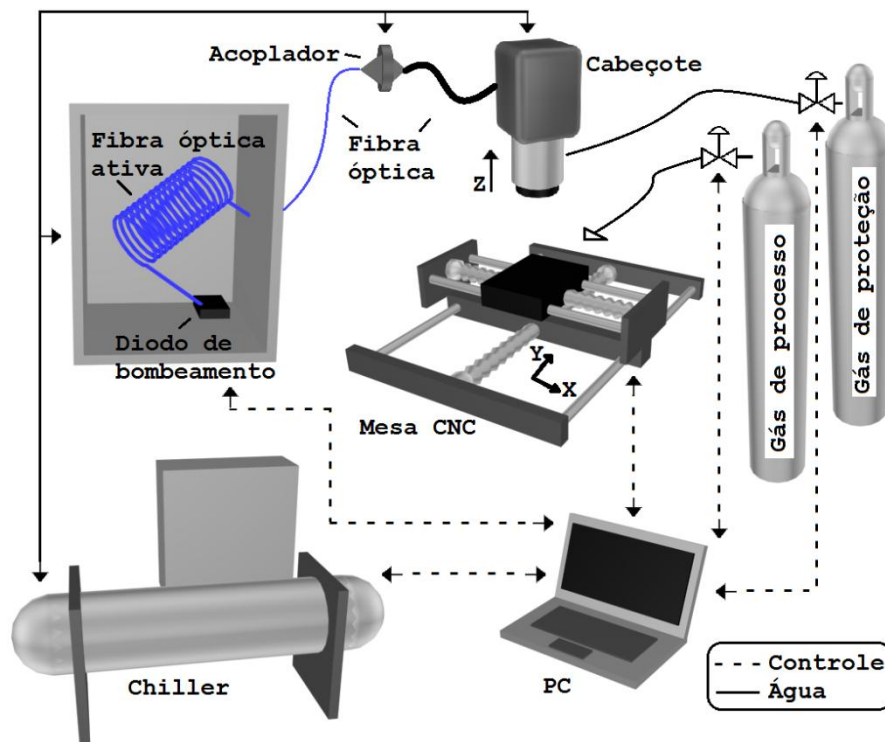


Figura 4.1 - Diagrama da estação de processamento de materiais com LASER a fibra ^[15].

4.2.3 Configuração dos Parâmetros Operacionais

Para determinar a influência de cada parâmetro no resultado final da solda, devem ser realizados vários experimentos com diferentes configurações e, analisando os resultados obtidos, quantificar suas influências.

Como são muitos parâmetros, não é possível determinar um efeito específico de algum parâmetro em um grupo de soldas variando, ao mesmo tempo, todos os parâmetros citados acima. Por isso, é necessário fazer a escolha de um ou outro parâmetro para caracterizar as suas influências em cada grupo de experimentos.

Para este trabalho, o parâmetro variável foi somente a potência do LASER. Os outros parâmetros, como a vazão de Hélio, velocidade e a distância focal, foram fixados. Essa escolha foi feita com base em experimentos anteriores e experiência do grupo.

O sopro de Hélio é direcionado por um bico de saída do gás (3mm de diâmetro), direto para a linha de solda. Na execução dos testes deste trabalho, a vazão de Hélio foi selecionada para 20L/min. Também foi necessário utilizar um sopro laminar de nitrogênio paralelo ao plano das lentes, para proteção destas. Todos os parâmetros de ajuste do LASER são controlados por um computador, inclusive, é onde a potência é escolhida. Nesse computador também é mostrado qualquer tipo de erro existente e, nesse caso, a opção de ligar o LASER é desativada automaticamente por medida de segurança. A potência do LASER pode variar até o máximo de 2KW.

A velocidade do processo de soldagem deve ser programada no software EMC² e pode variar de acordo com os limites de velocidade da mesa CNC.

4.2.4 Experimentos de Soldagem

4.2.4.1 Parâmetro avaliado

Para este experimento de soldagem foram utilizadas 12 chapas de 10mm x 25mm x 1mm (4 unidades para cada parâmetro), no qual foram feitos 1 cordão em cada, variando somente a potência e mantendo a velocidade e a distância focal inalteradas como mostra a tabela 4.3. Os

cordões de solda foram feitos na direção paralela ao lado de 10mm da chapa, transversalmente ao sentido de laminação da chapa.

As soldas foram realizadas “em cheio” na chapa, o que quer dizer que o feixe do LASER simplesmente atravessou uma chapa, e não que foram duas chapas ligadas por meio de uma solda. Isso pode ser feito, pois normalmente não há material de enchimento em soldagem a LASER. E o efeito de ligar duas chapas de mesmo material, ou simplesmente atravessar uma chapa com o LASER, é semelhante, pois a região soldada é totalmente fundida e solidificada [15].

A Tabela 4.2 mostra os parâmetros selecionados para este trabalho. Nesta tabela, estão indicados os principais valores utilizados nas configurações experimentais. Da esquerda para a direita estão o número de identificação da amostra, a potência e a velocidade adotada, além da densidade de potência e do aporte térmico. Os valores de Intensidade ou Densidade de Potência (DP) foram calculados levando-se em conta a relação entre a potência disponibilizada (P) e a área do feixe LASER (s) no contato com a superfície (Equação 4.1). A coluna da direita na tabela contém o valor do Aporte Térmico (AT) das configurações utilizadas, calculado através da Equação 4.2.

Tabela 4.2 – potências, velocidades, densidades de potência e aportes térmicos usados na soldagem a LASER.

Identificação	Potência (W)	Velocidade (mm/s)	Densidade Potência (kW/mm ²)	Aporte Térmico (J/mm)
P600	600	100	38,2	6,0
P800	800	100	50,9	8,0
P1000	1000	100	63,6	10

$$DP = P(W) \frac{P(W)}{s(mm^2)} = \frac{W}{mm^2} \quad (4.1)$$

$$AT = \frac{P(W)}{V(mm/s)} = \frac{J/s}{\frac{mm}{s}} = \frac{J}{mm} \quad (4.2)$$

A densidade de potência de radiação na superfície do material pode ser controlada pela alteração da distância focal, desfocando o feixe do LASER e fazendo variar a área atingida pelo feixe. A densidade de potência no local aquecido diminui com a desfocalização e, conseqüentemente, o tamanho da zona fundida é alterado [55]. O diâmetro do feixe LASER utilizado em todos os experimentos deste trabalho foi $d_{\min} = 0,1\text{mm} = 100\mu\text{m}$, calculado pelo grupo em experimentos anteriores [15].

Tanto no cálculo da DP quanto do AT, não foi considerada a absorvidade.

4.3 Preparações Metalográficas

As amostras de Alumínio foram submetidas a uma série de processos metalográficos para análise microestrutural e textural via MEV/EBSD.

Todas as amostras tiveram suas superfícies de interesse cortadas em um equipamento de corte de precisão e baixa rotação, com rotações de 50rpm, acopladas a discos diamantados. Além da superfície de corte, o tamanho ajustado, tendo em vista a área a ser analisada. O mecanismo de corte das serras de precisão é a fricção entre o disco abrasivo e a superfície da amostra, logo para prevenir a introdução de deformação residual, o bloqueio mecânico da superfície cortante pelas partículas arrancadas no processo, facilitar o corte e manter estável e adequada à temperatura superficial da amostra, utilizou-se água destilada e uma pequena porção de detergente para garantir a refrigeração da peça e fluxo de detritos e partículas para além da superfície de corte.

As amostras devidamente cortadas foram submetidas à limpeza ultrasônica de modo a retirar da superfície da mesma qualquer resquício de lubrificante o qual poderia danificar, e em alguns casos propiciar a oxidação das amostras, tal limpeza é útil também para eliminar qualquer substâncias que se alojem no interior de descontinuidades como poros e trincas, e que possivelmente quando aquecidas, seja pelo feixe de luz do microscópio óptico ou pelo feixe de elétrons do MEV, venham a evaporar, contaminando e sujando a superfície que deveria estar limpa.

O embutimento das amostras foi feito em Resina poliéster tereftálica pré-acelerada na proporção de 10:1 resina e agente de cura. Os embutimentos foram deixados nos moldes durante 24 horas para cura completa.

As etapa de desbaste (*rough polishing*), foi realizadas manualmente utilizando a sequência de lixas do tipo SiC: 100#, 220#, 320#, 400#, 600#, 800# e 1200#. O polimento (*fine polishing*) e polimento químico-mecânico foram todas realizadas em uma politriz semi-automática MiniMet® 1000 *Grinder-Polisher* – Buehler.

O polimento mecânico (*fine polishing*) de todas as amostras envolveu os seguintes abrasivos: pastas de diamante *MetaDI® II Diamond Paste* – Buhler, de granulometrias, 3µm, e 1µm, suspensões de diamante *MetaDI® Diamond Suspension* - Buehler de 0.25µm e 0.1µm e Alumina *Suspension* – Buehler, *gamma* 0.05µm. Nas pastas de diamantes os cristais são monocristalinos e sintéticos, os quais contem bordas afiadas além de serem isentos de inclusões, o que garante altas taxas de remoção, embora introduzam certa quantidade de deformação subsuperficial. Nas suspensões de diamante os cristais são naturais e policristalinos, os quais têm mais facetas para corte do que os monocristais, e, portanto, geram menos deformação subsuperficial, além de serem ideais para amostras multifásicas. As aluminas utilizadas são todas hexagonais desaglomeradas e em suspensão, diluídas de 1:3 em água destilada.

Para a aplicação das pastas de diamante, as superfícies de polimento eram tecidos de *nylon* com tramas definidas, próprios para retenção da planicidade da superfície, e aplicação em fases duras, e o lubrificante idêntico ao usado na etapa de desbaste. No caso das suspensões de diamante e alumina, os panos de polimento eram do tipo rayon e felpudos para manter o abrasivo fino sobre o mesmo, e não se utilizou lubrificantes, pois se tratavam de suspensões aquosas.

O polimento químico-mecânico foi realizado com sílica coloidal 20nm, em superfícies de polimento igual àquelas utilizadas nas menores granulometrias do polimento. Nessa etapa foi utilizada uma politriz vibratória VibroMet 2 – Buehler.

Após cada uma das etapas supracitadas, as amostras foram submetidas à limpeza ultrasônica em banho de acetona e secas sob jato de ar quente. O uso da acetona na limpeza ultrasônica se fez necessário devido à oxidação das amostras em água destilada observada durante a execução dos procedimentos.

Nas etapas de polimento e polimento químico-mecânico as velocidades de rotação da politriz, bem como a pressão ou carga aplicada e o tempo de ação foram as variáveis do processo, e serão apresentadas na Tabela 4.4.

Tabela 4.3 - Roteiro de polimento para amostras de Alumínio.

Superfície	Superfície de Polimento	µm	RPM-Amplitude	Carga	Tempo
------------	-------------------------	----	---------------	-------	-------

Polimento	Abrasivo/Lubrificante			
Nylon/TexMet®	3µm-Diamante /Metadi Fluid	45 – n/a	1 lb	30 min
Nylon/TexMet®	1µm-Diamante /Metadi Fluid	45 – n/a	1 lb	30 min
Nylon/TexMet®	0,25µm-Diamante/Água	30 – n/a	n/a	15 min
MicroCloth®	0,10µm-Diamante/Água	30 – n/a	n/a	15 min
MicroCloth®	0,05µm-Alumina/Água	30 – n/a	n/a	10 min
ChemoMet®	0,02µm Sílica Coloidal45	n/a – 100%	n/a	48 hrs

4.4 Análises Microscópicas

As análises de microscopia óptica consistiram na avaliação superficial e na aquisição de imagens do perfil de indentações produzidas no ensaio de microdureza e na aquisição de imagens das interfaces e estruturas dendríticas dos cordões. Foi utilizado um microscópio óptico metalográfico Olympus com sistema óptico, com campo de visão útil de 25mm, método de contraste manual, ajuste de foco manual por variação de altura da amostra. Junto ao microscópio estava acoplada uma câmera com interface digital controlada por um software de aquisição de imagens.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para avaliar a superfície das amostras, em resolução superior àquela provida pela microscopia óptica, além de ser a base para a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). O microscópio eletrônico de varredura (MEV) em conjunto com o difratômetro de elétrons retroespalhados (EBSD – *Electron Backscattering Diffractometer*) permitiu a coleta de dados microestruturais mais detalhados. Os microscópios eletrônicos de varredura utilizados durante as análises são os seguintes modelos: um modelo JEOL JSM 5510, com resolução de 3,5nm, aceleração de voltagem de até 30kV e distância de trabalho mínima de 6mm, é equipado com um detector de elétrons retro-espalhados bem como de elétrons secundários e trabalha em condições de alto vácuo e um modelo um modelo Tescan Vega3 LM, com resolução de 3,0nm, aceleração de voltagem de até 30kV, é equipado com detector de elétrons secundários e trabalha em condições de alto vácuo

4.5 Caracterização da Textura

A Caracterização da textura das amostras da liga de Alumínio 5052, soldadas com diferentes potências, foi feita por meio da técnica de Difração de Elétrons Retro-espalhados.

4.5.1 Difração de Elétrons Retro-espalhados (EBSD)

O EBSD funciona como determinador dos tipos de retículos cristalinos de cada uma das fases que compõe a amostra e visa apresentar, de forma pontual, os parâmetros reticulares dos materiais estudados. O uso do MEV-EBSD forneceu informações geométricas (arranjo espacial das fases) e cristalográficas pontuais.

O detector NordlysS de elétrons retroespalhados (EBSD), fabricado pela Oxford-HKL, é parte acoplada ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Facilmente retrátil segundo a condição de análise, é equipado com uma câmera digital CCD integrada a um chip com 12-bit (velocidade do clock de 20MHz, resolução 1344 x 1024 pixels, *binning* de 8x8 com alta velocidade de leitura acima de 106 padrões de difração de elétrons por segundo, mínima distorção de imageamento). O equipamento de coleta digital bem como a câmera CCD acoplada são controlados pelo programa Channel 5. O detector posiciona-se a 0,1mm da câmera, sendo completamente motorizado. O ângulo de captura dos padrões cristalográficos pode ser calibrado entre 15° e 130° sem alterações no foco, dependente apenas do sistema MEV.

As condições de contorno exigidas para a realização das análises do EBSD em conjunto com o MEV são: ângulo entre feixe e superfície da amostra de 20°, spot size do feixe de 70 (segundo escala de resolução do feixe de elétrons modelo JSM5510, JEOL), voltagem de 20kV e distância de trabalho de 32mm entre a peça polar do microscópio e a superfície de interação do feixe-amostra.

Para as análises em microscopia eletrônica, os embutimentos tiveram suas superfícies recobertas com tintas a base de prata e/ou carbono, ou ainda, fitas condutoras de alumínio ou carbono, de modo a prevenir o carregamento eletrostático das superfícies não condutoras. Além do programa de aquisição de dados (exposição, análise, indexação e captura), o pacote Channel 5 (Oxford-HKL) fornece programas para o tratamento desses dados.

As amostras foram cortadas em secção transversal em relação ao cordão de solda e posicionadas na câmara do microscópio determinando o eixo X como sendo paralelo e Y perpendicular ao sentido de laminação da chapa, já o eixo Z ficou paralelo ao cordão. É importante se determinas os eixos antes da aquisição dos dados para que os mesmos sejam usados como parâmetro no processamento das figuras de polo.

A superfície observada foi a relativa ao plano X da amostra, com a varredura ocorrendo no plano Y (Figura 4.3).

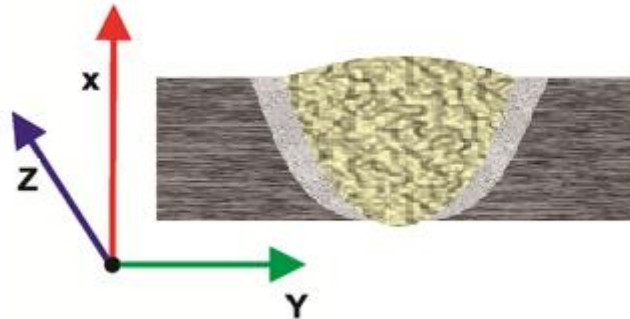


Figura 4.2 - Sistema de coordenadas usado na aquisição de dados da EBSD.

4.5.2 Mapas EBSD e Figuras de Polo

A plotagem dos mapas EBSD e das figuras de polo foram obtidas por meio do *software* Matlab, por meio da ferramenta MTEX 3.5.0.

Foi calculada uma figura de polo para cada uma das três regiões encontradas no cordão: ZTA, Zona de Grão Colunares e Zona de Grão Equiaxiais.

5. Resultados e Discussão

5.1 Caracterização Microestrutural

Após a realização dos procedimentos experimentais (descritos no capítulo anterior), foi avaliada a influência da variação da potência na morfologia e microestrutura dos cordões de solda.

A Figura 5.1 apresenta as seções transversais dos cordões de solda obtidos em função da variação da potência do laser, entre 600W e 1000 W.

Observa-se que para a soldagem com potência estabelecida em 600W, não houve penetração total do cordão.

Nas figuras 5.1 (b) e 5.1 (c) é possível verificar que a microestrutura do cordão é formada predominantemente de grãos colunares, com maior frequência de grãos equiaxiais próximos a linha de fusão. Enquanto que o cordão apresentado na Figura 5.1 (a) apresenta características distintas, onde a frequência de grãos equiaxiais é maior.

Outra observação importante, é que devido a potência mais baixa e conseqüentemente menor aporte térmico (vide Tabela 4.2), o cordão executado com potência de 600W, apresenta menor Zona Termicamente Afetada (ZTA).

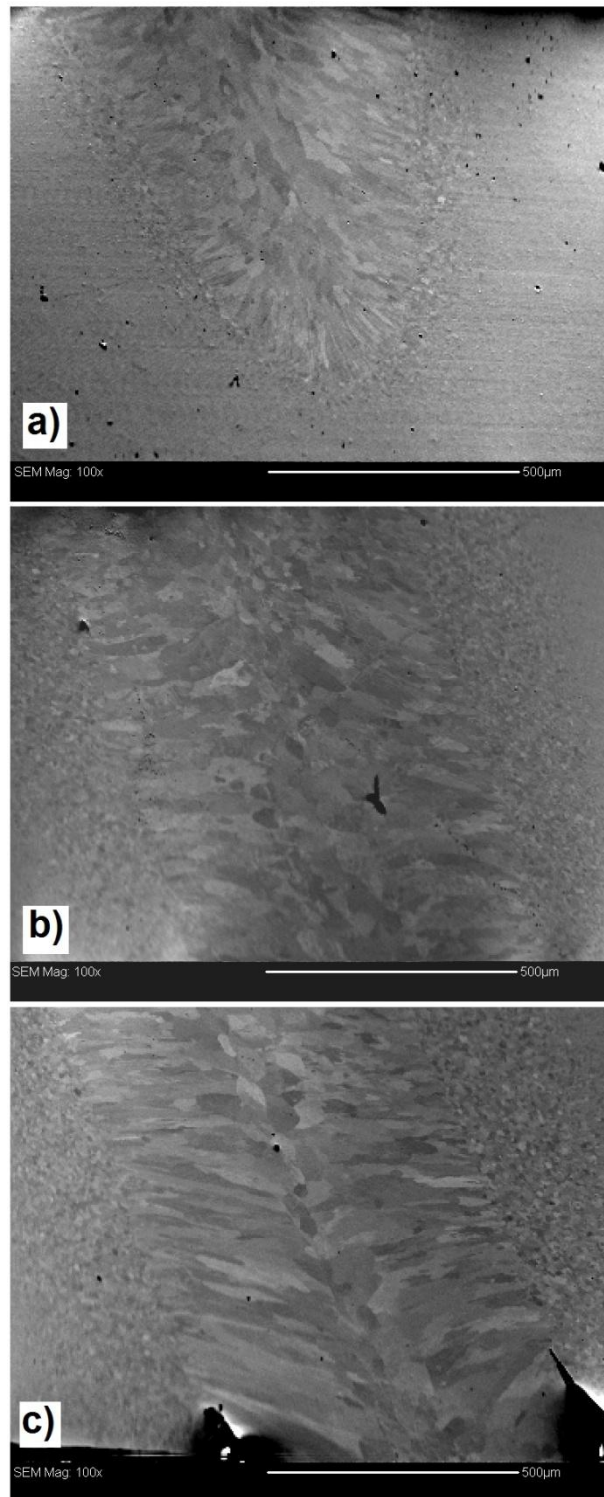


Figura 5.1 – Microestruturas frontais das seções dos cordões de solda com efeito da variação de potência. (a) 600W (b) 800W (c)1000W. Aumento de 100X (MEV).

Confirmando a abordagem de Santos^[57], ocorreu a formação de estrutura dendrítica nos cordões devido ao super-resfriamento constitucional, que é gerado pela alta energia do laser. Os

cordões de solda apresentam estrutura de solidificação dendrítica, como pode ser observado na figura 5.2.

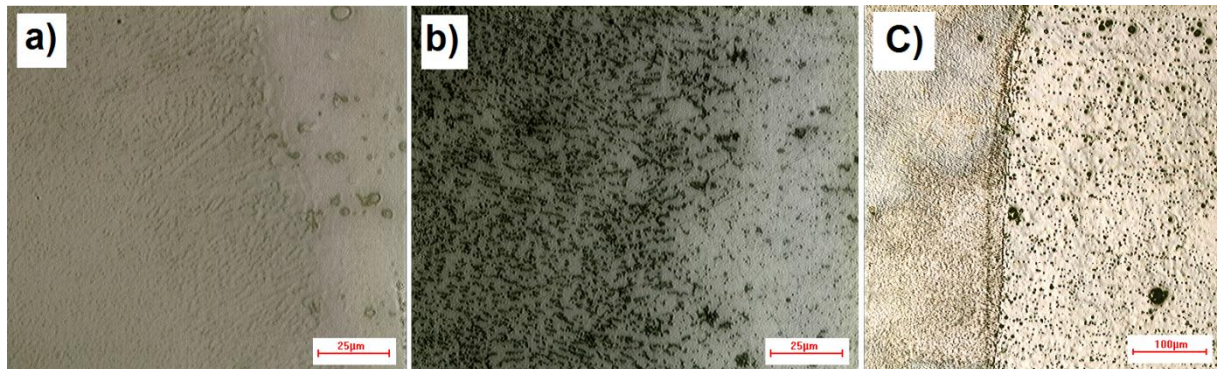


Figura 5.2 – Estrutura dendrítica evidenciada na interface metal base e zona fundida. (a) aumento de 800x, (b) 800x e (c) 200x em microscópio ótico.

5.2 Difração De Elétrons Retroespalhados (EBSD)

Diferentes observações podem ser feitas a partir dos resultados mostrados nas Figuras 5.3, 5.4 e 5.5. A região da solda encontrada nas três figuras é formada por três regiões distintas. No centro do cordão os grãos são equiaxiais, mas nas bordas, os grãos são colunares aparentando uma estrutura transitória entre a região de recristalização no metal base ou ZTA (Zona termicamente afetada) e os grãos equiaxiais. Os grãos colunares cresceram a partir do metal base, seguindo o fluxo de calor durante a solidificação da poça de fusão. Outro aspecto importante é que os grãos colunares e equiaxiais crescem conforme aumenta o aporte térmico, esse aumento também é seguido pela extensão da ZTA.

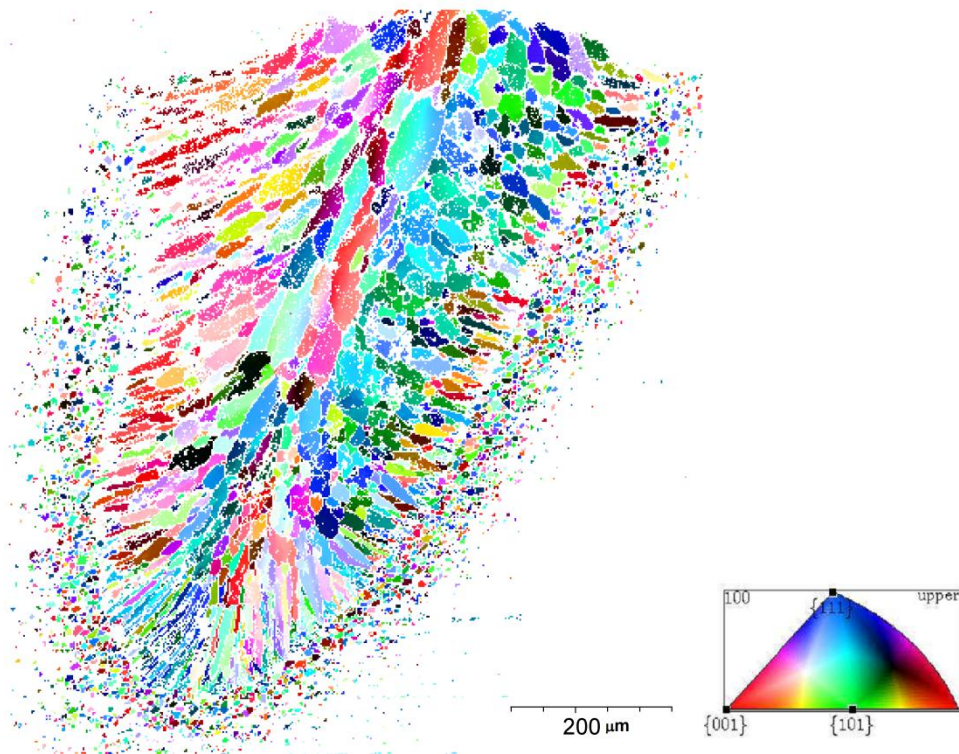


Figura 5.3 - Mapa EBSD, do cordão de solda executado com 600W potência, codificado por cores em Figura de polo inversa.

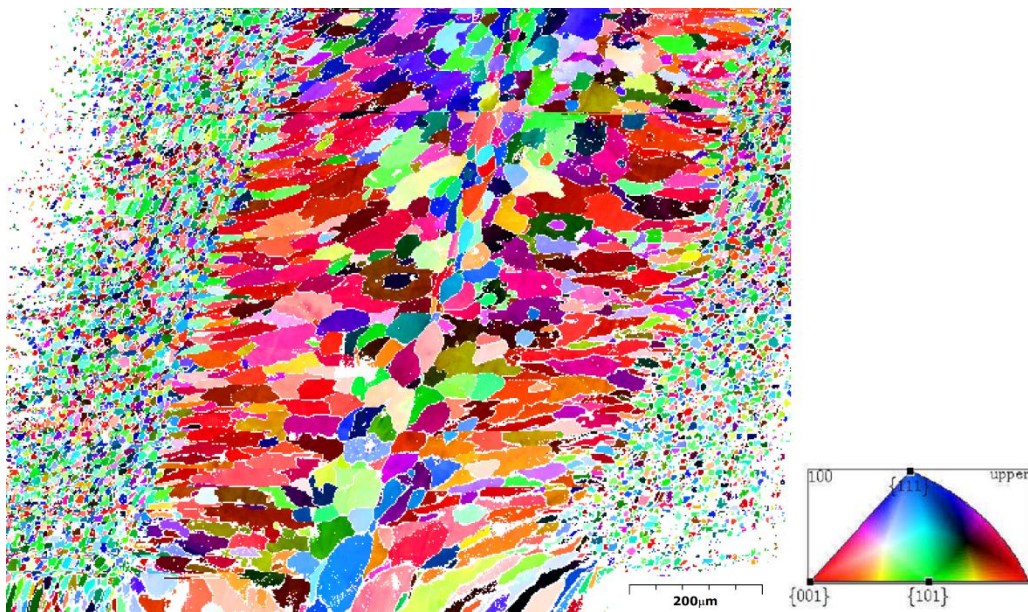


Figura 5.4 - Mapa EBSD, do cordão de solda executado com 800W potência, codificado por cores em Figura de polo inversa.

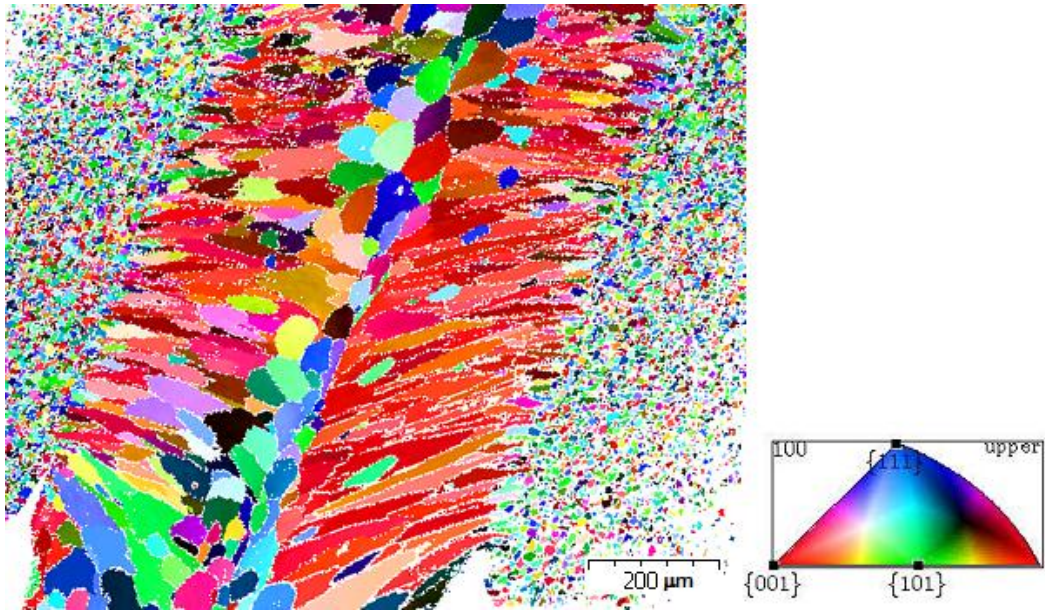


Figura 5.5 - Mapa EBSD, do cordão de solda executado com 1000W de potência, codificado por cores em Figura de polo inversa.

5.3 Caracterização da Textura

5.3.1 Resultados para Soldagem a 600W de Potência

5.3.1.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

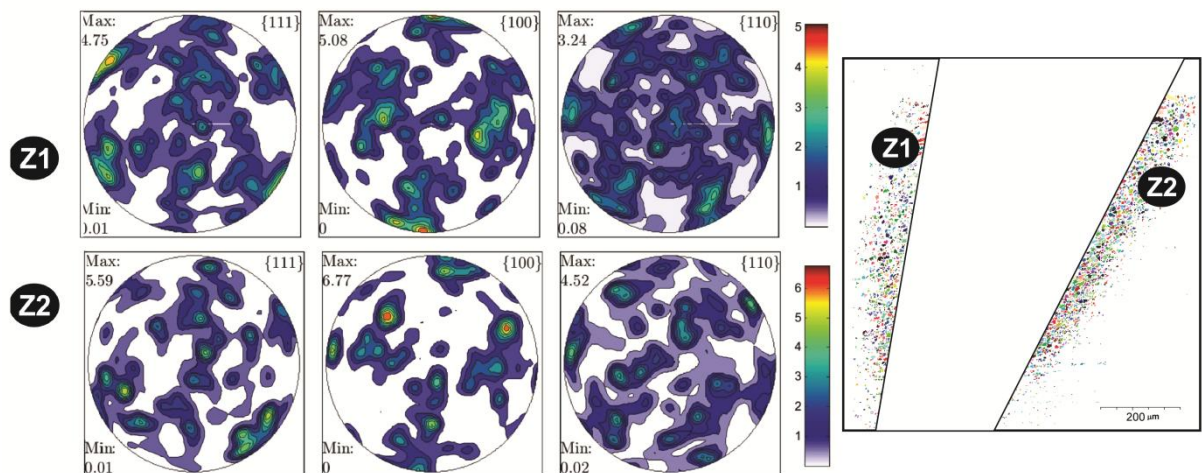


Figura 5.6 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A Figura 5.6 apresenta as figuras de polo para as regiões Z1 e Z2, correspondentes a ZTA. Os resultados obtidos mostram componentes de textura do tipo Goss (G), um pouco mais evidente nas figuras de polo $\{100\}$ e $\{111\}$ para Z1.

5.3.1.2 Zona de Granulação Colunar

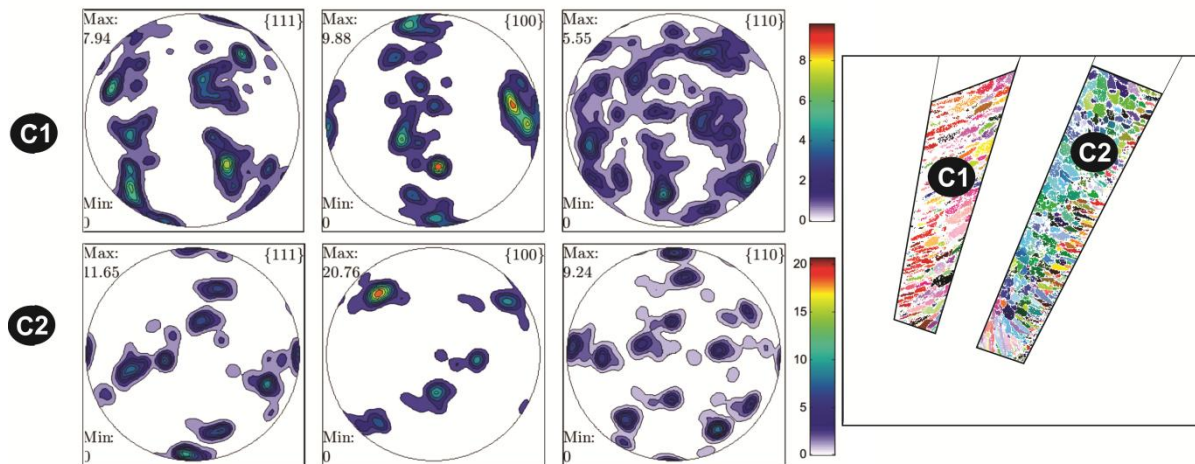


Figura 5.7 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A figura 5.7 apresenta as figuras de polo para as regiões C1 e C2, correspondentes a Zona Colunar do cordão de solda. Para C1, a figura $\{100\}$ apresenta componentes da textura do tipo Cubo(C). Para a região C2 as figuras de Polo $\{111\}$ e $\{100\}$ mostram componentes de textura do tipo cobre (CU), ainda que pouco dispersos.

5.3.1.3 Zona de Granulação Equiaxial

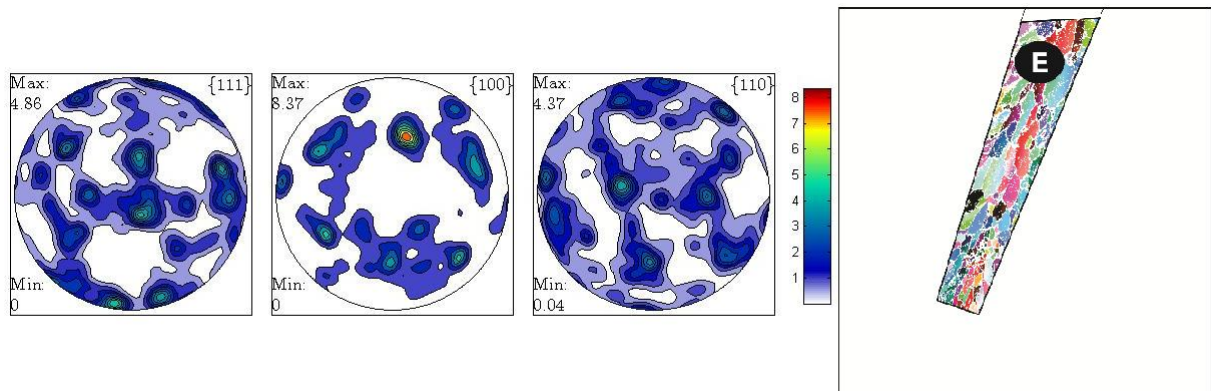


Figura 5.8 – Figuras de polo para região de granulação Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A figura 5.8 apresenta as figuras de polo para a região central do cordão de Solda, correspondente a zona com predominância de grão equiaxiais. Pode-se ver que não há evidências de uma forte textura na figura de polo {100}.

5.3.2. Resultados para Soldagem a 800W de Potência

5.3.2.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

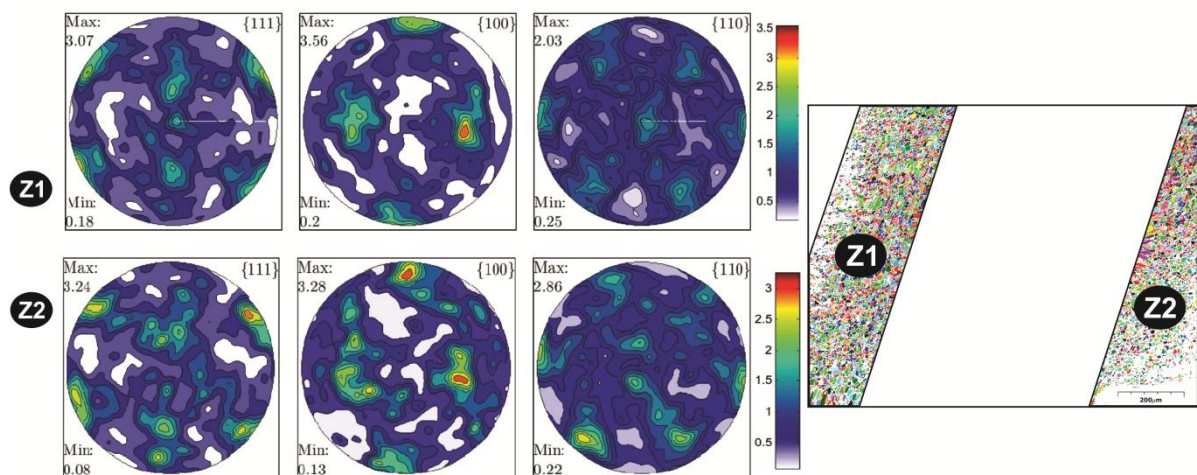


Figura 5.9 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A figura 5.9 apresenta as figuras de polo para as regiões Z1 e Z2, correspondentes a ZTA do cordão de solda executado a 800W de potência. Os resultados obtidos mostram componentes de textura do tipo Goss (G), bem visíveis devido ao forte alinhamento dos polos nas figuras para Z1 e Z2.

5.3.2.2 Zona de Granulação Colunar

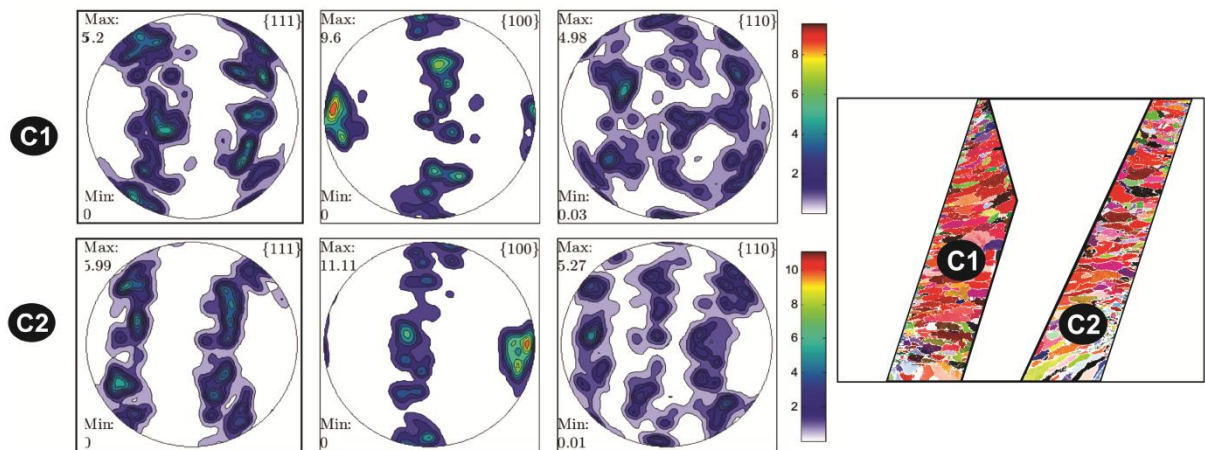


Figura 5.10 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A Figura 5.10 mostra os dados da zona de grãos colunares para a solda executada com 800W de potência. Os resultados demonstram componentes da textura do tipo Cubo (C).

5.3.2.3 Zona de Granulação Equiaxial

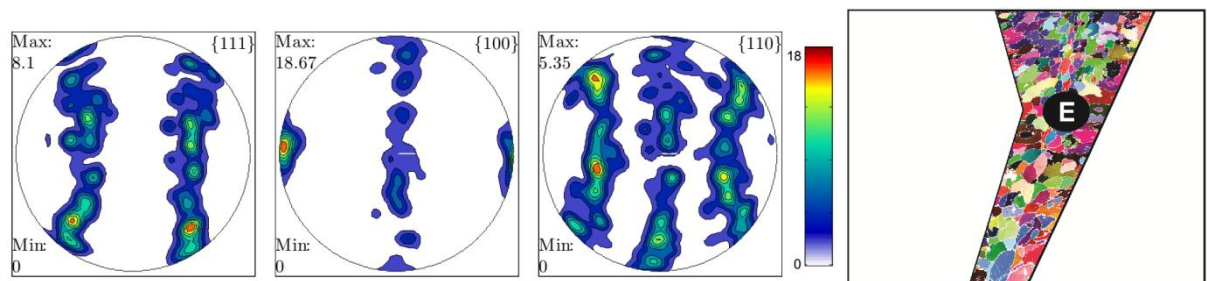


Figura 5.11 – Figuras de polo para região de granulação Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A figura 5.11 - Apresenta as figuras de polo para a região central do cordão de Solda, correspondente a zona com predominância de grão equiaxiais. Observa-se um certo alinhamento ao eixo longitudinal na direção $\langle 100 \rangle$. Evidenciando tendência a textura do tipo cubo (C).

5.3.3 Resultados para Soldagem a 1000W de Potência

5.3.3.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

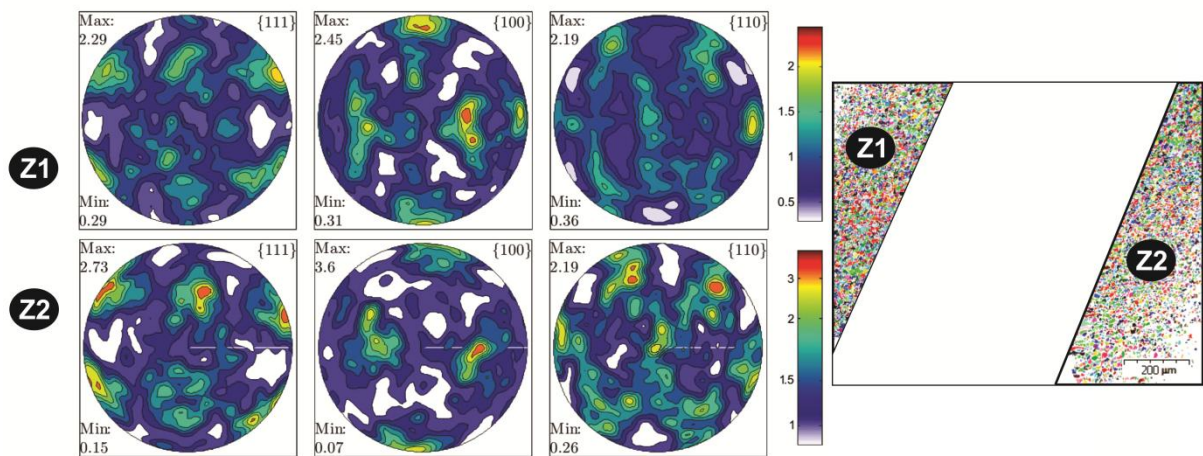


Figura 5.12 – Figuras de polo para região da ZTA (Zona Termicamente afetada). Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A Figura 5.12 apresenta as figuras de polo para as regiões Z1 e Z2, correspondentes a ZTA do cordão de solda executada a 1000W de potência. Os resultados obtidos mostram componentes fortemente alinhados da textura do tipo Goss (G) para as duas regiões.

5.3.3.2 Zona de Granulação Colunar

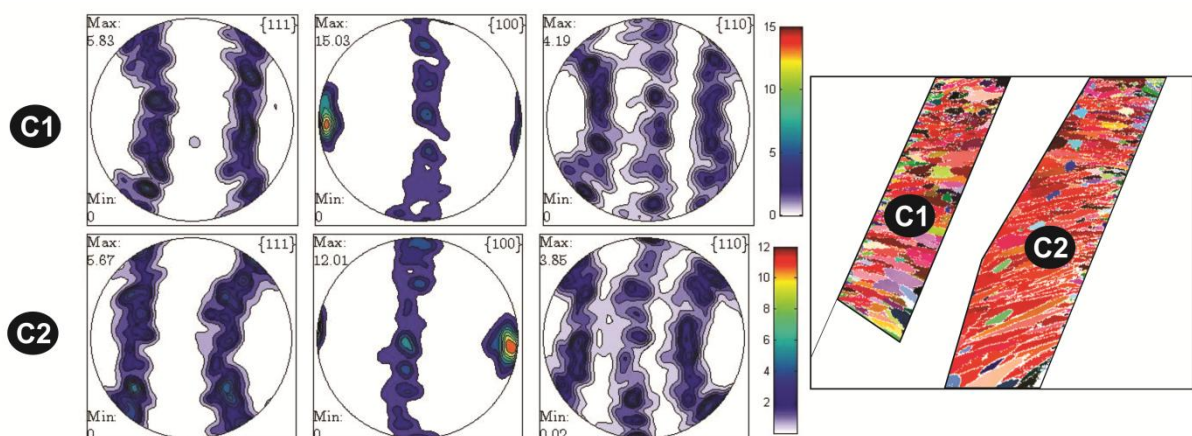


Figura 5.13 – Figuras de polo para região de granulação Colunar. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A Figura 5.13 apresenta os dados da zona de grãos colunares para a solda executada com 1000W de potência. É mais evidente a presença de componentes da textura do tipo cubo para a figura de polo {100} nas duas regiões.

5.3.3.3 Zona de Granulação Equiaxial

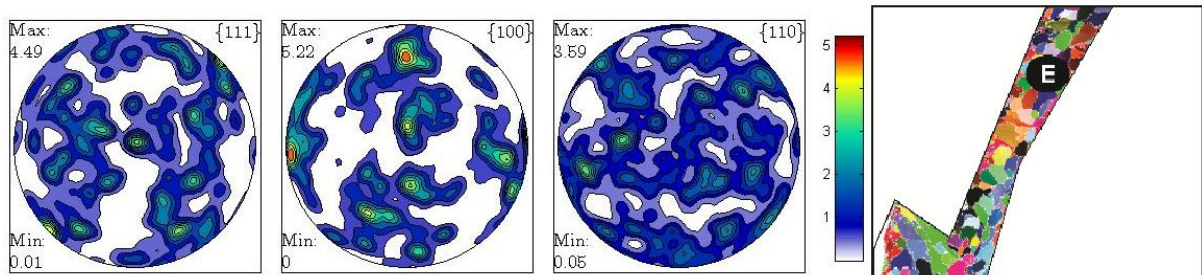


Figura 5.14 – Figuras de polo para região de granulação Equiaxial. Ao lado a figura da região para quais foram calculadas.

A figura 5.14 Apresenta as figuras de polo para a região equiaxial da solda. Os resultados obtidos que provavelmente não existe uma forte textura nesta região.

Os resultados encontrados para a soldagem executada com 600W, 800W e 1000W de Potência, confirmam os dados encontrados na literatura, foram encontradas componentes do tipo GOSS na ZTA e do Tipo Cubo na região Colunar, e uma ausência de textura na região equiaxial do cordão (exceto para 800W). Como citado por Siqueira [6], durante a soldagem a LASER ocorre vaporização de certos elementos de liga, como magnésio e zinco, o que eleva a pureza do alumínio na região da zona fundida, o que juntamente a altas temperaturas incentiva a formação de grão colunares altamente orientados, favorecendo a formação da textura do tipo Cubo, como citado por Padilha [58]. Segundo Padilha os grãos equiaxiais apresentam em geral orientação aleatória, o que foi também foi confirmado durante as análises dos resultados obtidos.

A presença de grãos equiaxiais (com ausência de textura) na região central do cordão é um fator positivo, pois esta estrutura apresenta isotropia de propriedades físicas e mecânicas, o que traz propriedades superiores a junta.

5.4 Ensaios de Microdureza Vickers

Os resultados dos perfis de microdureza para as soldas executadas nas condições de potência, 600W, 800W e 1000W estão ilustrados nas figuras de 5.15 a 5.17.

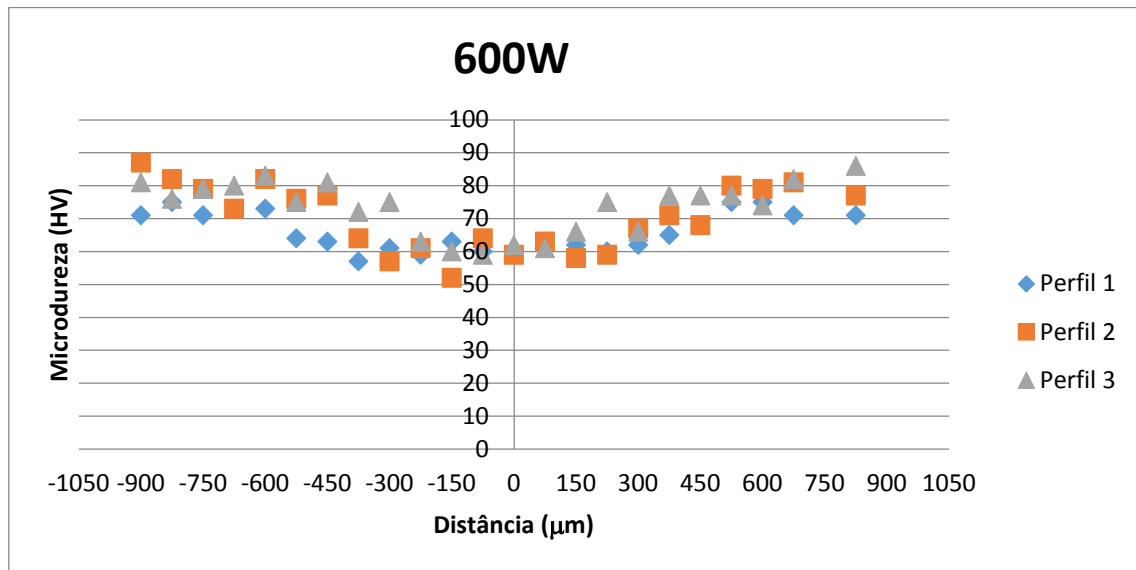


Figura 5.15 – Perfis de Microdurezas de cordão de solda LASER executado a 600W de potência.

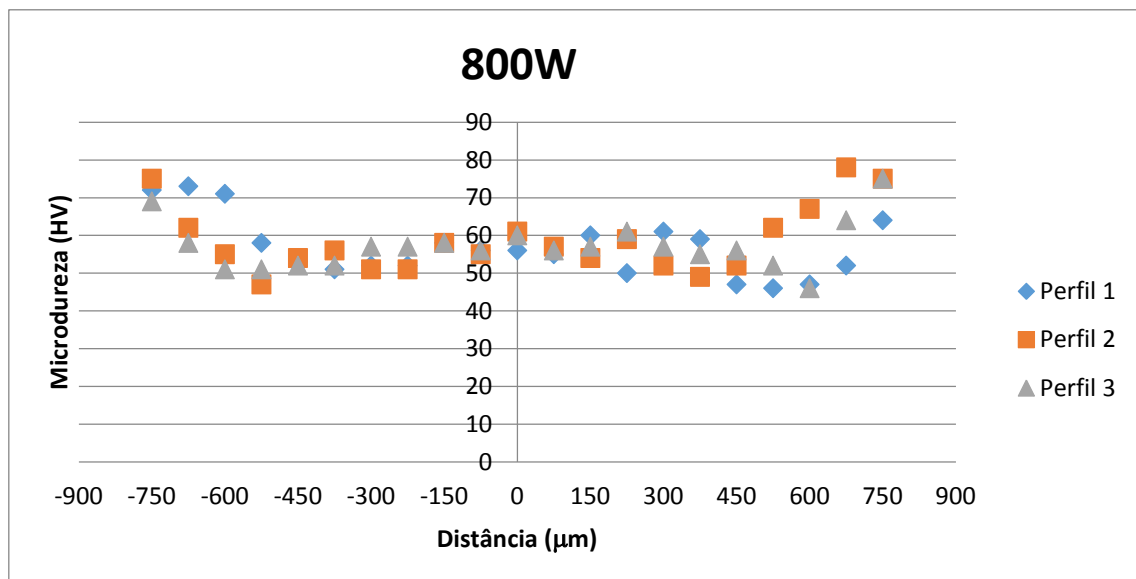


Figura 5.16 – Perfis de Microdurezas do cordão de solda LASER executado a 800W de potência.

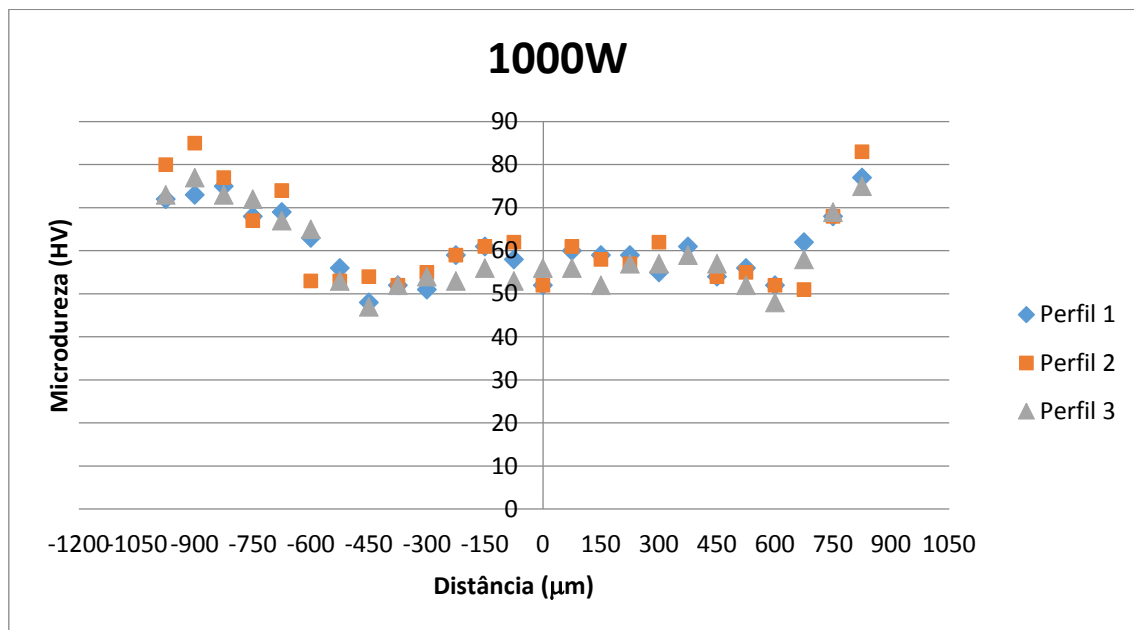


Figura 5.17 – Perfis de Microdurezas do cordão de solda LASER executado a 1000W de potência.

Por meio da avaliação dos resultados de microdureza, foi possível notar uma tendência de queda na dureza. A dureza é inferior no cordão de solda (zona dendrítica), em relação ao metal base, e continua caindo por toda extensão da ZTA, até atingir novamente a dureza do metal base.

Podemos atribuir essa baixa dureza na região central da solda, a perda de elementos de liga vaporizados durante o processo de Soldagem LASER. E também a recristalização que ocorre na ZTA, perdendo assim a estrutura encruada presente na liga de alumínio. Segundo pode ser verificado na Figura 5.18, que mostra um diagrama obtido por análise de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) na região central da solda. Na figura é possível ver que o elemento encontrado é somente alumínio, o que comprova a afirmação da evaporação do magnésio e outros elementos presentes no cordão. Em comparação entre a dureza na região colunar e a região equiaxial, ocorre um discreto aumento de dureza provavelmente relacionado a ausência de textura na região equiaxial do cordão.

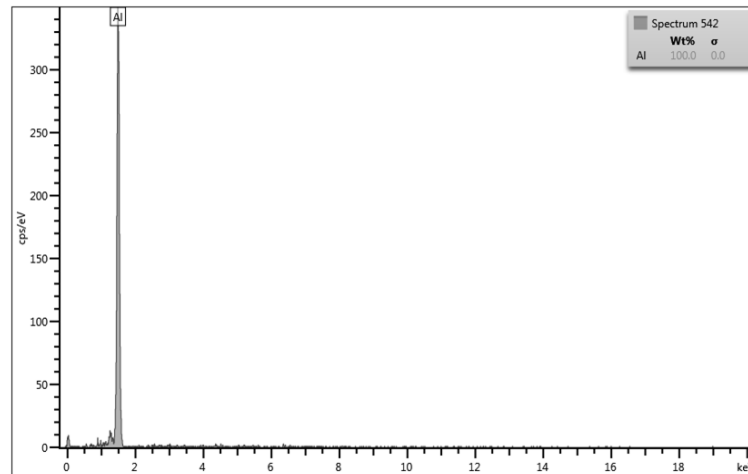


Figura 5.18 – de Microdurezas de cordão de solda LASER executado a 1000W de potência.

Nota-se que a dureza no centro do cordão de solda executada com 1000W é menor que a dureza das solda realizadas com 800W e 600W respectivamente.

Observando os gráficos de dureza para as três potências utilizadas, pode-se inferir que pelo comportamento das curvas, em relação ao aumento da potência, possa ter ocorrido um encruamento na região central do cordão devido à concentração de tensões durante a solidificação do metal.

6. Conclusões

Tendo em vista os materiais, métodos de análise e condições experimentais, foi possível concluir que:

No primeiro experimento de soldagem, utilizando 600W, o cordão produzido apresentou penetração incompleta, sendo este experimento voltado para juntas de topo, isso é considerado um defeito de processo. Como encontrado na literatura, a penetração incompleta do cordão favoreceu o aparecimento de porosidade na raiz da solda. Para o segundo experimento, utilizando 800W de potência, a penetração foi total, mas ainda assim porosidades foram encontradas na região central do cordão. Para o terceiro experimento, utilizando 1000W de potência, verificou-se aumento moderado na largura do cordão em relação ao experimento anterior e também foi observada a presença de porosidade no cordão de solda. Ao longo da caracterização das amostras, não foi observada a presença de trincas provenientes do processo de soldagem, o que reforça a descrição da literatura em relação a baixa susceptibilidade ao trincamento da liga AA5052.

A partir dos resultados obtidos pela técnica de EBSD, podemos concluir que existe uma forte tendência à formação de textura do tipo Cubo(C) nas regiões de formação granular colunar de soldas a LASER em ligas de alumínio AA5052. Nota-se que os grãos colunares são altamente texturizados com direção $\langle 001 \rangle$ paralela à direção de crescimento. Este resultado está de acordo com os estudos de solidificação em ligas de alumínio que relataram que a direção da textura Cubo é uma direção de crescimento preferencial. Também ficou evidente que a Zona termicamente afetada tem forte tendência à formação da textura do Tipo Goss, que é uma textura típica de recristalização.

A região central do cordão de solda tende a formação de grão equiaxiais, que são grãos sem orientação preferencial e que apresentam isotropia de propriedades, melhorando as propriedades mecânicas da junta.

Verifica-se que a dureza está ligada à característica microestrutural da solda, seja colunar ou equiaxial, o que leva a crer que o comportamento mecânico varie também com o aporte térmico usado.

Para as amostras submetidas ao processo a potência de 600W, ainda que esta potência não tenha propiciado penetração total, observou-se uma menor extensão da ZTA e dureza

superior no cordão de solda em relação as outras variações utilizadas. Isso pode servir de base comparativa para a execução de futuros procedimentos.

7. Sugestões para Trabalhos Futuros

- 1** – Estudar a influência da microestrutura do metal base na formação de texturas durante o processo de soldagem a LASER.
- 2** - Estudar a influência dos parâmetros térmicos do processo de soldagem LASER na formação da textura.
- 3** - Caracterizar a textura dos cordões de solda a LASER na liga de alumínio AA5052, após tratamentos térmicos.
- 4** – Investigar a influência dos parâmetros operacionais da soldagem a LASER na transição colunar/equiaxial da microestrutura do cordão de solda.

Referências

- [1] RUBAHN, H. G. LASER Applications in Surface Science and Technology, Ed John Wiley & Sons, 1996, 336p.
- [2] STEEN, W. M. LASER Material Processing, Ed. Springer-Verlag, 3ª Ed., 1996, 266p.
- [3] MAJUMDAR J. D. and MANNA, I. LASER Processing of Materials. Sadhana Vol, Parts 3 & 4, pp.495-562, 2003.
- [4] KENNEDY E.; BYRNE G.; COLINS D.N. A review of the use of high power diode LASERs in surface hardening. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science, 2004.
- [5] MAILLET, H. O LASER, Princípios e técnicas de aplicação. Editora Manole Ltda, 1987.
- [6] SIQUEIRA, G. R. Soldagem a LASER Autógena da Liga de Alumínio Aeronáutico AA6013: Otimização de Parâmetros e Análise Microestrutural. Dissertação (Mestrado) — Dissertação de mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, São Paulo, 2007.
- [7] ALLEN, C. M. LASER welding of aluminium alloys – principles and applications. The Welding Institute, 2004. 40p. p.1-31;
- [8] VERHAEGHE, G. The fiber LASER - a newcomer for material welding and cutting. Welding Journal, v. 84, n. 8, p. 56 – 60, 2005.
- [9] TZENG, Y. Process characterization of pulsed nd:yag LASER beam welding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 16, p. 10 – 18, 2000.
- [10] HEYDEN, J.; NILSSON, K.; MAGNUSSON, C. LASER welding of zinc coated steel. LASERs in manufacturing, v. 6, Junho 1989.

- [11] OLSEN, F. O. et al. Recent investigations in sensories for adaptive control of LASER cutting and welding. In: LASER advanced materials processing - LAMP,92. Nagaoka, Japan: High temperature society of Japan, 1992. p. 405–414.
- [12] LOCKE, E.; HELLA, R. Quantum eletronics. IEEE Journal, IEEE, v. 10, n. 2, p. 179–185, Feb 1974.
- [13] BAARDBSEN, E.; SCHMATZ, D.; BISARO, R. E. High speed welding of sheet steel with a co2 LASER. Welding Journal, v. 52, p. 227–229, April 1973.
- [14] ASM-HANDBOOK-COMMITTEE. ASM HandBook - Welding, Brazing and Soldering. ASM International, 1993. ISBN 0-87170-382-3. Disponível em: <www.asminternational.org>.
- [15] COELHO, B. N. Soldagem a LASER dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 316: Análise microestrutural em função dos parâmetros operacionais. Dissertação (Mestrado) — Mestrado em Engenharia de Materiais – Rede Temática em Engenharia de Materiais – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais, 2012.
- [16] DULEY, W. Co2 LASERS: Effects and applications. ACADEMIC PRESS, p. 241, 1976.
- [17] ION, J. C. High power nd:yag LASER welding of thick section structural steels. Confidential TWI Report, v. 19, n. 88277.
- [18] VERHAEGHE, G.; HILTON, P. Battle of the sources - using a high-power yb-fibre LASER for welding steel and aluminium. In: Annual Assembly and International Conference of International Institute of Welding. [S.l.]: International Institute of Welding, 2005.
- [19] WANG, H. et al. Effect of assist gas flow on the gas shielding during LASER deep penetration welding. Journal of Materials Processing Technology, v. 184, p. 379 – 385, 2007.
- [20] CAIAZZO, F. et al. Ti6al4v sheets lap and butt joints carried out by co2 LASER: mechanical and morphological characterization. Journal of Materials Processing Technology, v. 149, p. 546 – 552, 2004.

- [21] GYORGY, E. et al. Surface nitridation of titanium by pulsed nd:yag LASER irradiation. *Applied Surface Science*, v. 186, p. 130 – 134, 2002.
- [22] RYKALIN, N.; UGLOV, A.; KOKORA, A. *LASER Machining and Welding*. [S.l.]: Mir Publishers, 1978.
- [23] LUXON, J. T.; PARKER, D. E.; PLOTKOWSKI, P. D. *LASERs in Manufacturing: An Introduction to the Technology*. [S.l.]: Springer-Verlag, 1987. ISBN 0-387-17427-3.
- [24] KATAYAMA, S. et al. Effect of vacuum on penetration and defect in LASER welding. *Journal of LASER Applications*, v. 13, p. 187 – 192, 2001.
- [25] PADILHA, A. F., *Materiais de Engenharia*, Ed Hermus, 2000.
- [26] ALUMINIUM STANDARD AND DATA, *The Aluminum association*, Inc., 9th ed, Julho, 1988.
- [27] – GOMES, M. R & FILHO, E. B, *Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos*, ABM, São Paulo, 1987.
- [28] - HATCH, J.E., *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, ASM, Metals Park, USA, 1990.
- [29] ABBASCHIAN, L.; LIMA, M. S. F. Cracking Susceptibility of Aluminum Alloys During LASER Welding. *Material Research*, v. 6, n. 2, p. 273-278, 2003;
- [30] VERHAEGHE, G.; HILTON, P.; BARNES, S. LASER-welding Aluminum. *Aerospace Engineering*, SAE Technical Papers, p.21-24, October 2003;
- [31] DE BLOGIE, L.V.P.R. Recherches Sur la Théorie des Quanta. *Annales de Physique*, v.3, p. 22, 1925.
- [32] KNOLL, M. Aufladepotential und Sekundäremission elektronen bestrahlter Körper. *Z Tech. Phys.* v. 16, p. 467-475, 1935.

[33] NOBEL MEDIA. Microscopes – Help Scientist Explore Hidden Worlds <http://nobelprize.org/educational/physics/microscopes/1.html>, acessado em 10/05/2014.

[34] NAGATANI, T.; SAITO, S.; SATO, M.; YAMADA, M. Development of an ultra high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and inlens system. *Scanning Microscopy*, Chicago, v. 11, p. 901-909, 1987.

[35] ALVAREZ, G. Otimização de técnicas de preparo de amostras para a difração de elétrons retroespalhados – EBSD. Monografia de Conclusão de Curso. Graduação em Engenharia Metalúrgica – Universidade Federal de Ouro Preto – Ouro Preto, Minas Gerais, 2011.

[36] DEDAVID, B.A., GOMES, C.I. & MACHADO, G. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). In: *Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e Preparação de Amostras*. Porto Alegre: EDIPUCRS, 2007. cap. 1. p. 9-26.

[37] ZHOU, W., APKARIAN, R., WANG, Z.L., JOY, D. Fundamentals of scanning electron microscope (SEM). In: *Scanning Microscopy for Nanotechnology*. 1st ED. New York: Springer, 2006. cap. 1, p. 1-39.

[38] TSCHIPTSCHIN, A. P. Difração de elétrons retroespalhados. *Metalurgia e Materiais*, Fevereiro 2002.

[39] VIANA, C. S. da C.; LOPES, A. M. Texturas de transformação de fases. *Instituto Militar de Engenharia*, p. 131–142, 2001.

[40] FILHO, E. et al. *Conformação Plástica dos Metais*. 4th. ed. [S.l.]: Unicamp, 1991.

[41] PINTO, A. L.; LOPES, A. M. A utilização da técnica de ebsd em estudos de microtextura e mesotextura. 2001.

[42] MAITLAND, T.; SITZMAN, S. Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples. in: *Scanning Microscopy for Nanotechnology –*

Techniques and Applications, Zhou, W.; Wang, Z. L., editors. Springer Science Business Media, LLC, 2006, pp. 41-75.

[43] PRIOR, D.J., TRIMBY, P.W. & WEBER, U.. Orientation contrast imaging of microstructures in rocks using foreshattered detectors in the scanning microscope. *Mineralogical Magazine*. v. 60, p. 859-869, 1996.

[44] ENGLER, O & RANDLE, V. Introduction to texture analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2010.

[45] SCHWARZER, Robert A., FIELD, David P., ADAMS, Brent L., KUMAR, Mukul & SCHWARTZ, Adam J. Present state of electron backscatter diffraction and prospective developments. In: SCHWARTZ, Adam J., KUMAR, Mukul, ADAMS, Brent L. & FIELD, David P. (Ed). *Electron backscatter diffraction in materials Science*. 2nd ed. New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2000. p. 1-20.

[46] DAY, A.P. Channel 5 User Manual. HKL Technologies A/S. Hobro, Denmark. 2001.

[47] BARBOSA, P. F. Caracterização microestrutural e textural de agregados de magnetita do Quadrilátero Ferrífero. 2009. 81f. v65. n277. Dissertação (Mestrado). Departamento de Geologia, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

[48] KRIEGER LASSEN N.C., CONRADSEN K. & JUUL JESEN D. 1992. Image processing procedures for analysis of electron backscattering patterns. *Scan. Microsc.* v.6, p.115-121.

[49] TAO, X & EADES, A. *Measurement and Mapping of Small Changes of Crystal Orientation by Electron Backscattering Diffraction*. *Microscopy and Microanalysis* (2005) 341-353

[50] PADILHA A.F., Siciliano F. “*Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*” terceira edição 2005, São Paulo, ABM

[51] CULLITY B. D. “*Elements Of X-Ray Diffraction*” 1956 Addison Wesley Publishing Company

- [52] VERLINDEN B., DRIVER J., SAMAJDAR I., DOHERTY R.D. “*Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*” first edition 2007, Elsevier
- [53] IPG. IPG Photonics, fiber LASER, model YLR-2000, PL0501900, manual do equipamento. [S.l.], 2005.
- [54] GOIA, F. A. Endurecimento da Superfície do Aço Ferramenta VC131 Utilizando LASER a Fibra. Dissertação (Mestrado) — Tese de mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, São Paulo, 2010.
- [55] MATTER.ORG. Disponível em: <<http://matter.org.uk>>. Acesso em agosto de 2014.
- [56] LIMA, N. B. et al., Textura de recristalização. in: Workshop sobre textura e relações de orientação, EPUSP – São Paulo, 2001, p.59-75.
- [57] SANTOS, R. G. Apostila de Modelagem do Processo de Solidificação de Metais e Ligas. 2004, 118 p.
- [58] PRADO, M. T. P, Representación de texturas: ejercicios prácticos. 2011, 19 p.
- [59] LIMA, N. B., LIMA, L. M. G.; PADILHA, A. F. Texturas de recristalização. In: TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO. 2a ed., 2003, São Paulo. Workshop... São Paulo: EPUSP, p. 108-128.
- [60] STÜWE, H. P.; FAUSTMANN, J. Introduccion a las Texturas de los Materiales Metalicos. Madrid, Montecorvo, 1969. 295p.
- [61] HU, J.; IKEDA, K.; MURAKAMI, T. Effect of texture components on plastic anisotropy and formability of aluminium alloy sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 73, p. 49-56, 1998.
- [62] DOHERTY, R. D. Recrystallization and texture. *Materials Science*, p. 39-58, 1997.

[63] HJELEN, J.; ORSUND R.; NES, E. On the origin of recrystallization textures in aluminium. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 39, n. 7, p. 1377-1404, 1991.

[64] HIRSCH, J.; ENGLER, O. Recrystallization and texture in industrial aluminium sheet. In: *Proceedings of the First Joint International Conference on Recrystallization and Grain Growth*, Berlin, Springer-Verlag, 2001. pp. 731-740.

[65] PADILHA, A. F.; SICILIANO, Jr. F., Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3rd ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.

[66] UMEZAWA, A.; INAGAKI, H. Development of cube recrystallization textures in high-purity Al. *International Journal of Materials Research: Zeitschrift Metallkunde*, v. 97, n. 1, p. 39-48, 2006a.

[67] UMEZAWA, A.; INAGAKI, H. Formation of cube recrystallized grains in high-purity Al. *International Journal of Materials Research: Zeitschrift Metallkunde*, v. 97, n. 1, p. 49-58, 261, 2006b.

[68] UNDERWOOD, F. A. *Texture in Metal Sheets*. London, Mc Donald, 1961. p. 90-111.
GREWEN, J.; HUBER, J. Annealing Textures. In: HAESSNER, F. *Recrystallization of Metallic Materials*. Stuttgart, Riederer Verlag, 1978. p. 111-136.

[69] ENDOU, S.; INAGAKI H. Contribution of dislocation substructures developed during cold rolling to the formation of rolling textures in Al-Mg alloys. *Zeitschrift Metallkunde*, v. 94, n. 11, p. 1206-1216, 2003.

[70] ZHOU, Y.; NEALE, K. W.; TOTH, L. S. Analytical solutions for the ideal orientations of f.c.c. rolling textures. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 39, p. 2921-2930, 1991.

[71] TODAYAMA, A.; INAGAKI, H. Rolling and recrystallization textures in high purity Al cold rolled to very high rolling reductions. *Materials Science Forum*, v. 495-497, p. 603-608, 2005.

[72] ALVI, M. H.; CHEONG, S.; WEILAND, H.; ROLLETT, A. D. Recrystallization and texture development in hot rolled 1050 aluminum. *Materials Science Forum*, v. 467-470, p. 357-362, 2004.

[73] ENGLER, O.; VATNE, H. E., NES, E. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium. *Materials Science and Engineering A*, v. 205, p. 187-198, 1996.

[74] MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B.; *Introdução a Metalurgia da Soldagem*. Belo Horizonte, UFMG, 2012.

[75] GARCIA, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. 1. ed. São Paulo: Editora da Unicamp, 2001.