



JOHNNATAN RODRIGUEZ FERNANDEZ

Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível

83/2013

CAMPINAS

2013



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

JOHNNATAN RODRIGUEZ FERNANDEZ

Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA PELO ALUNO JOHNNATAN
RODRIGUEZ FERNANDEZ E ORIENTADO PELO
PROF. DR. ANTONIO JOSE RAMIREZ LONDONO.

A handwritten signature in black ink, reading "Antonio Jose Ramirez Londono", written over a dotted line.

ASINATURA DO ORIENTADOR

CAMPINAS

2013

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

R618c Rodriguez Fernandez, Johnnatan, 1983-
Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível / Johnnatan Rodríguez Fernandez. – Campinas, SP: [s.n.], 2013.

Orientador: Antonio Jose Ramirez Londono
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Soldagem. 2. Caracterização de materiais. 3. Recristalização. 4. Textura. 5. Termodinâmica – Simulação por computador. I. Ramirez Londono, Antonio Jose. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em Inglês: Microstructural characterization of ASTM A516 - Ni based alloy 625 friction stir welded joints

Palavras-chave em Inglês:

Welding

Microstructural characterization

Recrystallization

Texture

Thermodynamics - Computer simulations

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutorado em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Antonio Jose Ramirez Londono [Orientador]

Sergio Tonini Button

Paulo Roberto Mei

Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Dilson Silva dos Santos.

Data da defesa: 30/07/2013

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

**Caracterização microestrutural de juntas de
aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas
por atrito com pino não consumível**

Autor: Johnnatan Rodríguez Fernández
Orientador: Antonio Jose Ramirez Londono

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou a esta Tese:



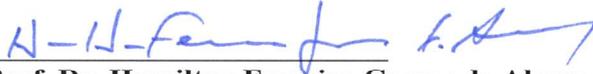
Prof. Dr. Antonio Jose Ramirez Londono
LNNano/CNPEM, DEMA/FEM/UNICAMP



Prof. Dr. Sergio Tonini Button
DEMA/FEM/UNICAMP



Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
DEMA/FEM/UNICAMP



Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Metalmat/Universidade Federal do Ceará



Prof. Dr. Dilson Silva dos Santos.
PEMM-COPPE/UFRJ

Campinas, 30 de Julho de 2013

RESUMO

RODRIGUEZ FERNANDEZ, Johnnatan, *Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2013. 171 p. Tese (Doutorado).

Neste trabalho foram realizadas juntas soldadas dissimilares de aço ASTM A516 Gr 60 e da liga de Ni 625, com 6,6 mm de espessura, empregando o processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) conhecida em inglês como *Friction Stir Welding (FSW)*. Juntas consolidadas foram obtidas com os parâmetros de soldagem de 300 rpm, $100 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, 30 kN de força axial e o deslocamento tangencial (D_T) de +2,0 mm. Dentre os parâmetros estudados encontrou-se que velocidades de rotação superiores de 300 rpm apresentaram um incremento dos defeitos volumétricos (vazios) e para velocidades menores de 300 rpm, observou-se uma relação entre a oscilação da ferramenta e o incremento das forças axiais. A avaliação da microestrutura foi realizada por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura e transmissão, espectroscopia de raios X dispersiva em energia (XEDS) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Foi possível estudar a evolução microestrutural e entender as transformações de fases e mecanismos de recuperação e recristalização após o processo de SAPNC. No aço A516, o mecanismo de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos foi por recristalização dinâmica contínua e na liga de Ni observou-se que durante o processo ocorre recristalização dinâmica contínua e descontínua. Na interface entre o aço A516 e a liga Ni 625, com um tamanho de $2 \mu\text{m}$, foi observada a presença de precipitados do tipo NbC o que sugere que estes precipitados foram arrastados desde a zona misturada. As simulações termodinâmicas dos precipitados durante o processo de soldagem encontram-se de acordo com as observações microestruturais. A análise mostrou texturas de cisalhamento simples em todas as regiões afetadas pela deformação durante o processo de soldagem. Além disso, foi possível determinar por meio das figuras de polo, as rotações das células cristalinas para atingir as orientações cristalográficas finais observadas na junta soldada a partir do estado inicial do material de base.

Palavras Chave: Soldagem, caracterização de materiais, recristalização, textura, termodinâmica – simulação por computador termodinâmica .

ABSTRACT

RODRIGUEZ FERNANDEZ, Johnnatan, *Microstructural characterization of steel ASTM A516 - Ni based alloy 625 friction stir welded joints*, Campinas: School of Mechanical Engineering, University of Campinas, 2013. 171 p. Thesis.

Dissimilar 6 mm thick butt joints of steel ASTM A516 Gr 60 and Ni-based alloy 625, were produced by friction stir welding (FSW). Fully consolidated joints were produced using rotational speed of 300 rpm, travel speed of 100 mm.min⁻¹, tangent offset of 2.0 mm, and axial force of 30 kN. Among the parameters studied, it was found that rotational speeds higher than 300 rpm promoted an increase on the macro-voids size. On the other hand, rotational speeds lower than 300 rpm resulted on an undesirable and correlated tool and axial force oscillation. Microstructural characterization was performed using optical microscopy, scanning and transmission electron microscopy, energy dispersive X-ray spectroscopy (XEDS), and electron backscattering diffraction (EBSD). The microstructural evolution, phase transformations, and recovery and recrystallization mechanisms associated to the FSW process were investigated. In the steel A516, continuous dynamic recrystallization characterized by the rearrange and elimination of crystalline defects was identified as the main softening mechanism. In the Ni-based alloy, continuous and discontinuous dynamic recrystallization were the main mechanisms observed, with bulging of the original grain boundaries and progressive subgrain rotation. The NbC precipitates observed at the interface between the steel and the Ni-based alloy are thought to have been dragged from the Ni-based alloy stir zone. Thermodynamic/kinetic simulations are in agreement with the above mentioned microstructural observation. The micro-texture analysis showed simple shear textures in all the welding zones affected by deformation during FSW. In addition, it was possible to determine the average crystalline cells rotations undergone by the base material to reach preferential orientations on the stir zone.

Key Words: Welding, microstructural characterization, recrystallization, texture thermodynamic – Computer simulations.

SUMÁRIO

1	Introdução	1
2	Revisão bibliográfica	5
2.1	Soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC).....	5
2.2	Materiais e geometria da ferramenta	6
2.3	Parâmetros de soldagem	8
2.4	Escoamento plástico	9
2.5	Evolução microestrutural.....	13
2.5.1	Zona misturada - ZM.....	14
2.5.2	Zona termomecanicamente afetada - ZTMA	15
2.5.3	Zona termicamente afetada- ZTA	15
2.5.4	Metal de base - MB	15
2.6	Características da liga de Níquel 625 e SAPNC das ligas de Níquel.....	15
2.6.1	Microestrutura da liga de Níquel 625	15
2.6.2	SAPNC de ligas de níquel	17
2.7	SAPNC de aços	22
2.8	Juntas dissimilares usando o processo SAPNC	23
2.9	Recuperação e recristalização.....	26
2.9.1	Conceitos sobre recristalização	26
2.9.2	Mecanismos de restauração nas diferentes zonas da junta soldada por SAPNC	28
2.10	Textura cristalográfica.....	31
2.10.1	Generalidades sobre textura	31
2.10.2	Textura em juntas soldadas por SAPNC	35
3	Materiais e procedimento experimental.....	38
3.1	Desenvolvimento dos parâmetros de soldagem.....	38
3.1.1	Materiais	38
3.1.2	Execução das juntas soldadas	38
3.1.3	Seleção de parâmetros	40
3.1.4	Medidas de temperatura	41
3.2	Efeito do processo de soldagem na microestrutura das juntas	43
3.2.1	Avaliação microestrutural	43
3.2.2	Simulações termodinâmicas e cinéticas	46
3.2.3	Simulação computacional dos ciclos térmicos	51
4	Resultados e discussão	54
4.1	Desenvolvimento de parâmetros de soldagem	54
4.1.1	Juntas soldadas consolidadas.....	61
4.2	Relação entre aporte térmico e parâmetros de soldagem	65
4.3	Caracterização microestrutural dos metais base.....	66
4.4	Caracterização microestrutural das juntas soldadas	73
4.4.1	Microestrutura da zona termicamente afetada do aço A516	76

4.4.2	Microestrutura da zona misturada do aço A516.....	83
4.4.3	Microestrutura da zona termomecanicamente afetada da liga de Ni 625.....	89
4.4.4	Microestrutura na zona misturada da liga de Ni 625.....	91
4.4.5	Interface aço – liga de Ni.....	96
4.5	Cálculos cinéticos.....	101
4.5.1	Interface aço A516 – liga de Ni 625.....	101
4.5.2	Zona misturada da liga de Ni 625 (ZM _{L625}).....	103
4.6	Recuperação e recristalização nas juntas soldadas.....	107
4.7	Orientação cristalográfica.....	113
4.7.1	Textura do aço ASTM A516 Gr 60.....	116
4.7.2	Textura da liga 625.....	123
4.8	História térmica.....	138
5	Considerações finais.....	146
6	Conclusões.....	150
6.1	Processo de soldagem.....	150
6.2	Caracterização microestrutural.....	151
6.3	Recuperação e recristalização.....	152
6.4	Orientação cristalográfica.....	152
7	Sugestões de trabalhos futuros.....	154
	Referências.....	155

Agradecimentos

Ao Professor Dr. Antonio Ramirez, pela confiança no meu trabalho e o conhecimento compartilhado.

A Eduardo Bertoni da Fonseca, Fabiano Montoro, Jimy Unfried, Edwar Torres, Victor Ferrinho Julian Escobar e Julian Ávila pela ajuda no desenvolvimento deste trabalho. A Hugo Idagawa pela colaboração na simulação computacional.

Ao meus colegas do Grupo de Caracterização e processamento de materiais associado ao LNNano.

Ao Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME) pelo apoio técnico e científico.

Ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) e ao Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS) pelo acolhimento e disponibilização da infraestrutura.

À Unicamp e ao DEMA/FEM.

À Petrobras pelo suporte financeiro do projeto e a bolsa.

Ao CNPq pela financiamento da bolsa de desenvolvimento PCI (processo 300289/2013-8).

Ao centro de microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG).

À Maria Isabel Arias, Carlos Sanchez, Carlos Villa e a todos meus amigos na Colômbia.

A Juan Camilo Rojas por permitir-me ser uma criança de novo. (A Juan Camilo Rojas por permitirme ser un niño de nuevo)

À Carolina Valencia por fazer-me feliz.

A meus pais, Guillermo e Gloria, e a minha irmã Nicolh, aos quais dedico esta tese. (A mis padres, Guillermo y Gloria, y mi hermana Nicolh a quienes dedico esta tesis)

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

		<i>Unidades</i>
A	-Textura de cisalhamento para materiais CFC	
\bar{A}	-Textura de cisalhamento para materiais CFC	
Ae ₁	-Temperatura de transformação eutectoide	[°C]
Ae ₃	-Temperatura de equilíbrio da transformação austenítica	[°C]
Ae ₄	-Temperatura de equilíbrio da transformação de ferrita delta	[°C]
Ar ₃	-Temperatura de transformação austenítica	[°C]
AT	-Aporte térmico	[J.mm ⁻¹]
B	-Textura de cisalhamento para materiais CFC	
\bar{B}	-Textura de cisalhamento para materiais CFC	
C	-Textura de cisalhamento para materiais CFC	
D	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
D _T	-Deslocamento tangencial da ferramenta	[mm]
D _R	-Deslocamento real da ferramenta	[mm]
E	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
\bar{E}	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
FA	-Ferrita alotriomórfica	
F _Z	-Força axial	[N]
FW	-Ferrita Widmanstätten	
HV	-Dureza vickers	[HV]
h	-Coeficiente de convecção	[W.m ⁻² .K ⁻¹]
K	-Termopar tipo Chromel/Alumel	
J	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
\bar{J}	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
F	-Textura de cisalhamento para materiais CCC	
P	-Potência	[W]
Ps	-Passo	[mm.rev ⁻¹]
P _F	-Penetração da ferramenta	[mm]
T	-Temperatura	[°C]
T _A	-Taxa de aquecimento	[°C.s ⁻¹]
TG	-Tamanho de grão	[μm]
T _{Max}	-Temperatura máxima	[°C]
T _R	-Taxa de resfriamento	[°C.s ⁻¹]

Letras Gregas

α	-Fase cúbica de corpo centrado CCC (ferrita)
α _F	-Fibra de textura em materiais CCC e CFC
β	-Fibra de textura em materiais CCC
γ	-Fase cúbica de face centrada CFC (austenita)
γ _F	-Fibra de textura em materiais CCC e CFC
γ'	-Fase gama linha Ni ₃ (Al,Ti)

γ''	-Fase gama duas linha Ni ₃ Nb	
δ	-Fase Delta	
δ_T	-Fração de geração de calor por atrito/deformação	
ϵ_F	-Fibra de textura em materiais CCC	
ζ_F	-Fibra de textura em materiais CCC	
η	-Fase Eta	
η_F	-Fibra de textura em materiais CCC	
η_T	-Coeficiente de Taylor – Quinney	
θ_F	-Fibra de textura em materiais CCC	
v	-Velocidade de avanço	[mm.min ⁻¹]
μ	-Coeficiente de atrito	
σ	-Fase Sigma	
τ_F	-Fibra de textura em materiais CFC	
τ_s	-Tensão de escoamento ao cisalhamento	[N.m ²]
σ	-Tensão de escoamento à tração	[N.m ²]
ϕ_1	-Ângulo de Euler 1	[°]
ϕ_2	-Ângulo de Euler 2	[°]
Φ	-Ângulo de Euler	[°]
ω	-Velocidade de rotação	[rpm]

Abreviações

%p	-Porcentagem em peso
A516	-Aço ASTM A516 Gr 60
AA	-Liga de Alumínio
CGAA	-Contorno de grão de alto ângulo
CGBA	-Contorno de grão de baixo ângulo
CCC	-Cúbico de corpo centrado
CFC	-Cúbico de faces centradas
CDRX	-Recristalização dinâmica contínua (<i>continuous dynamic recrystallization</i>)
DRX	-Recristalização dinâmica (<i>dynamic recrystallization</i>)
DDRX	-Recristalização dinâmica descontínua (<i>discontinuous dynamic recrystallization</i>)
DN	-Direção normal
DT	-Direção transversal
DL	-Direção longitudinal
DV	-Direção de cisalhamento (<i>shear direction-SD</i>)
EBSD	-Difração de elétrons retroespalhados (<i>electron backscatter diffraction</i>)
EFE	-Energia de falha de empilhamento (<i>stacking fault energy</i>)
EPP	-Ligas de Ni endurecidas por precipitação
ESS	-Ligas de Ni endurecidas por solução sólida
FDO	-Função de distribuição de orientação (<i>orientation distribution function-ODF</i>)
L625	-Liga de Níquel 625
L	-Líquido
LA	-Lado de avanço
LR	-Lado de retrocesso
LZM	-ZM da liga 625 que está entre a ZTMA _{L625} e a CZM _{L625}
MA	-Constituinte formado por Martensita e Austenita retida
MO	-Microscopia ótica

MEV	-Microscopia eletrônica de varredura
MET	-Microscopia eletrônica de transmissão
NPV	-Normal ao plano de cisalhamento (<i>shear plane normal-SPN</i>)
PAPNC	-Processamento por atrito com pino não consumível (<i>friction stir processing-FSP</i>)
PCBN	-Nitreto cúbico de boro policristalino (<i>polycrystalline cubic boron nitride</i>)
SAPNC	-Soldagem por atrito com pino não consumível (<i>friction stir welding-FSW</i>)
SAD	-Sistema de aquisição de dados
RO	-Relação de orientação
XEDS	-Espectrometria de raios X dispersiva em energia (<i>energy dispersive X-ray spectroscopy</i>)

Regiões da junta soldada

ZM	-Zona misturada (<i>stir zone-SZ</i>)
ZTA	-Zona termicamente afetada (<i>heat affected zone-HAZ</i>)
ZTMA	-Zona termomecanicamente afetada (<i>thermomechanically affected zone-TMAZ</i>)
MB	-Metal de base
GFZTA	-ZTA de granulação fina
GGZTA	-ZTA de granulação grosseira
ICZTA	-ZTA intercrítica
CZM	-ZM central da liga 625
LZM	-ZM lateral da liga 625

Siglas

LNNano	-Laboratório Nacional de Nanotecnologia
TWI	- <i>The Welding Institute</i>

1 INTRODUÇÃO

O petróleo e o gás natural são de grande importância na sociedade, pois são a principal fonte de energia atual, aproximadamente 56,7% (BRITISH PETROLEUM, 2012), e representam uma importante fonte de matéria prima para as indústrias química e petroquímica. Neste contexto, o Brasil tem se destacado como um dos países líderes na produção de petróleo em águas profundas, com cerca de 70% da área de seus blocos exploratórios em campos marítimos (*offshore*) à profundidades maiores que 400 metros (PETROBRAS, 2013).

No Brasil, há inúmeros reservatórios contendo petróleo com elevados teores de impurezas (compostos oxigenados, nitrogenados, organometálicos, sais minerais, água, dentre outros agentes), o que torna o ambiente extremamente agressivo aos materiais dos dutos e equipamentos utilizados nas unidades produtoras e nas de refino. Dentre os problemas enfrentados por estas unidades, destaca-se a degradação dos materiais devido a processos de corrosão. Frente a estes desafios e as recentes descobertas de reservatórios, especialmente na denominada de camada de pré-sal, grandes investimentos em pesquisa e desenvolvimento de novos materiais e tecnologias tornaram-se necessários nas áreas de extração e de transporte de petróleo.

Estes investimentos contemplam o desenvolvimento e aprimoramento de processos de união e recobrimento de materiais, a aplicação de novos materiais nos equipamentos dedicados ao processamento do petróleo, bem como estudos inéditos de transformação de fase, soldabilidade e desempenho de materiais. Neste contexto, o Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano/CNPEM) tem se destacado no desenvolvimento de processos de soldagem e processamento no estado sólido para materiais utilizados na indústria de produção de petróleo. Atualmente, encontram-se em andamento diversos projetos de pesquisa que estudam o processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) de materiais estruturais, especificamente aços de alta resistência, aços inoxidáveis (austeníticos, duplex/superduplex e supermartensíticos) e ligas a base de níquel, visando a futura utilização deste processo na produção, reparo e montagem eficiente de equipamentos, plataformas, e dutos relacionados com a cadeia de exploração, produção e transporte de petróleo, gás e biocombustíveis. Este processo não é ainda amplamente utilizado de forma comercial na soldagem de materiais com elevada temperatura de fusão e, por essa razão, é necessário o estudo apurado do processo, sua metalurgia

e o desempenho das juntas soldadas, para a segura implantação desta tecnologia na indústria.

Inserida nos referidos projetos, encontra-se o presente trabalho, cujo foco e motivação são o estudo da viabilidade da SAPNC e a avaliação microestrutural de juntas dissimilares aço ASTM A516 Gr 60 (A516) e liga de Ni 625 (L625). Do ponto de vista do processo, a união no estado sólido gera um resultado aparentemente similar aos processos de união por fusão, mas no caso da SAPNC, sem a formação da região fundida, o que é altamente relevante, dado que as estruturas brutas de solidificação não são desejáveis na maioria das aplicações das ligas metálicas, especialmente quando estas são dissimilares. Desta forma, existe uma importante demanda pelo desenvolvimento de tecnologias que permitam a eficiente união de materiais dissimilares no estado sólido. Com o desenvolvimento do processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) em 1991 pelo TWI (*The Welding Institute*) abriu-se a possibilidade de usar este processo na união de ligas de Ni e em especial de juntas dissimilares.

A compreensão dos aspectos metalúrgicos relacionados com a soldagem dissimilar de Aço/Liga de Ni usando o processo de SAPNC é de fundamental importância para garantir a qualidade e desempenho em serviço adequado das juntas soldadas. É interessante destacar que o aço A516 é amplamente empregado na construção de equipamentos para as indústrias química e as de petróleo e gás. Este aço possui elevado teor de Mn e Al, elementos que são, normalmente, adicionados ao aço para aumentar sua resistência mecânica no caso do Mn, e como desoxidante no caso do Al. O aço A516 tem maior resistência a fratura em ambientes corrosivos dentre os aços estruturais utilizados na fabricação de vasos de pressão (SHAHZAD, 2011). Além disso, sua composição química, especialmente seu teor de carbono, é semelhante aos aços API X60 e X65, usados na fabricação de tubulações.

Por outro lado, a liga de Ni 625 é amplamente utilizada nas indústrias aeroespacial, química e petroquímica e em outras aplicações onde os componentes são submetidos ao ambiente marinho. A utilização desta liga para estas aplicações é permitida pelo seu desempenho a corrosão a uma grande variedade de meios, e sua elevada resistência mecânica e resistência a fluência em temperaturas elevadas. Geralmente, são usados os métodos convencionais de soldagem por fusão para a união das ligas de Ni, porém, estes processos de soldagem podem comprometer o desempenho das juntas soldadas. Dentre os problemas que podem ser enfrentados, incluem-se as trincas de solidificação na zona fundida, a segregação de elementos de liga, a precipitação de carbonetos na zona termicamente afetada, a fratura intergranular por queda

da ductilidade (RAMIREZ, 2003) e a formação de uma estrutura bruta de solidificação (DONACHIE, 2002).

Normalmente, a soldagem de juntas dissimilares envolvendo aços estruturais e ligas de Ni se realiza em juntas sobrepostas (*cladding*) ou por deposição por fusão da liga de Ni como revestimento resistente à corrosão. Estas juntas são geralmente utilizadas em ambientes corrosivos, como por exemplo na extração de petróleo em campos marítimos (*offshore*), onde se é aproveitada a alta resistência à corrosão das ligas de Ni. Em muitas aplicações juntas dissimilares envolvendo ligas de Ni e aços são motivadas pela redução de custo, pois a fabricação integral de componentes usando ligas de Ni pode tornar sua aplicação proibitiva. A SAPNC de juntas dissimilares envolvendo estes materiais se encontra em uma etapa incipiente de desenvolvimento e, portanto, há poucos trabalhos na literatura aberta que reportem este sistema (SONG, 2012; RODRIGUEZ, 2012). Contudo, foi selecionada a configuração de juntas de topo que permitiu realizar um melhor estudo da evolução microestrutural, embora não seja a configuração de soldagem mais utilizada para a união destes materiais. A seleção desta configuração foi baseada na capacidade de força axial do equipamento de SAPNC usado.

A principal diferença entre a SAPNC de juntas similares e dissimilares é a descontinuidade composição química e propriedades ao longo da região da interface, o que influencia o fenômeno de geração de calor e o escoamento de material durante a agitação (DEBROY, 2010; TORRES, 2012; IDAGAWA, 2011). A interface entre o aço carbono e a liga de Ni representa uma região de grande interesse, por se tratar de um local onde existe uma significativa mudança microestrutural e do gradiente químico representa uma região crítica em termos de desempenho mecânico e químico. Assim, com este processo de união no estado sólido, busca-se uma diminuição da mistura e da interdifusão dos elementos e uma redução na largura da região da interface. Uma das hipóteses consideradas, durante a realização deste trabalho, foi a geração de uma fase microestrutural diferenciada e evolução de precipitados ao longo da interface.

Por fim, destaca-se que o estudo microestrutural destas juntas dissimilares é de grande importância para entender e, assim, melhorar o processo de SAPNC. Dessa forma, a caracterização microestrutural permitiu entender as fases decorrentes do processo e, as transformações de fase que ocorreram durante a soldagem. Outro aspecto que merece destaque do presente trabalho foi o estudo da evolução da textura cristalográfica, o que permitiu compreender melhor a evolução dos sistemas cristalinos durante o processo SAPNC. Cabe salientar que estes

tipo de estudos não tem sido reportados na literatura aberta e representam uma contribuição importante e inédita para as comunidades tecnológica e científica.

Assim, o objetivo geral deste trabalho é estudar a metalurgia de juntas dissimilares aço-liga de Ni, obtidas mediante o processo de soldagem por atrito com pino não consumível. A configuração estudada é a junta de topo de chapas de aço ASTM A516 Gr 60 e da liga de Ni 625, com espessura de 6,6 mm. Sendo que os objetivos específicos são:

- Encontrar parâmetros adequados para a obtenção de juntas de topo consolidadas aço (A516) / Liga de Ni (L625), em chapas de 6,6 mm de espessura mediante SAPNC.
- Identificar as macroregiões da junta soldada e as diferentes fases presentes decorrentes do processo de soldagem.
- Estudar a evolução microestrutural das juntas soldadas por meio da história térmica, caracterização e simulações termodinâmicas, cinéticas e térmicas para compreender:
 - as transformações de fase e os mecanismos de recristalização
 - a evolução da textura
 - a evolução das fases microestruturais presentes

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC)

A soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) é um processo de soldagem no estado sólido desenvolvido e patenteado em 1991, pelo centro de pesquisa inglês TWI - The Welding Institute, em Cambridge, Reino Unido (THOMAS, 1991; PRADO, 2003; MISHRA, 2005). Essa técnica, derivada da soldagem convencional por atrito, utiliza uma ferramenta giratória com um ombro e um pino aparafusado, que se desloca ao longo da junta ao mesmo tempo em que causa uma deformação plástica severa do metal, resultando em uma “mistura” de material na junta, como se apresenta na Figura 2.1. O calor gerado pelo atrito do ombro e, em menor medida pela superfície do pino, amolece a superfície de trabalho e o escoamento de material e a deformação plástica severa ocorrem quando a ferramenta é movida na direção da soldagem, sendo o material de soldagem transportado a partir da frente da ferramenta em direção à borda.

O lado da chapa em que o sentido de rotação é o mesmo que a direção de soldagem é chamado de lado de avanço, enquanto o outro lado é conhecido como lado de retrocesso. Essa diferença produz assimetria na transferência de calor, no escoamento de material e nas propriedades dos dois lados da solda (NANDAN, 2008).

Em uma junta soldada mediante atrito com pino, geralmente, podem ser diferenciadas quatro macro regiões (IDAGAWA, 2006), como mostrado na Figura 2.2. Estas regiões são: zona misturada (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). A zona misturada (ZM) é o local no qual o metal sofreu severa deformação e importante aquecimento devido ao efeito de mistura causado pelo pino e pelo atrito da base da ferramenta com a superfície da junta. A zona termomecanicamente afetada (ZTMA) é submetida também à deformação e aquecimento, porém o efeito de mistura não é mais observado. Posteriormente, é observada a zona termicamente afetada (ZTA), onde o calor gerado pelo processo pode ter causado alguma mudança microestrutural e/ou mudanças nas propriedades mecânicas do material. Finalmente, na última região, encontra-se o metal de base (MB), onde o material original, que será unido, não sofreu nenhuma alteração causada pelo processo de soldagem (NANDAN, 2008; KUMAR, 2008; BARCELLONA, 2006).

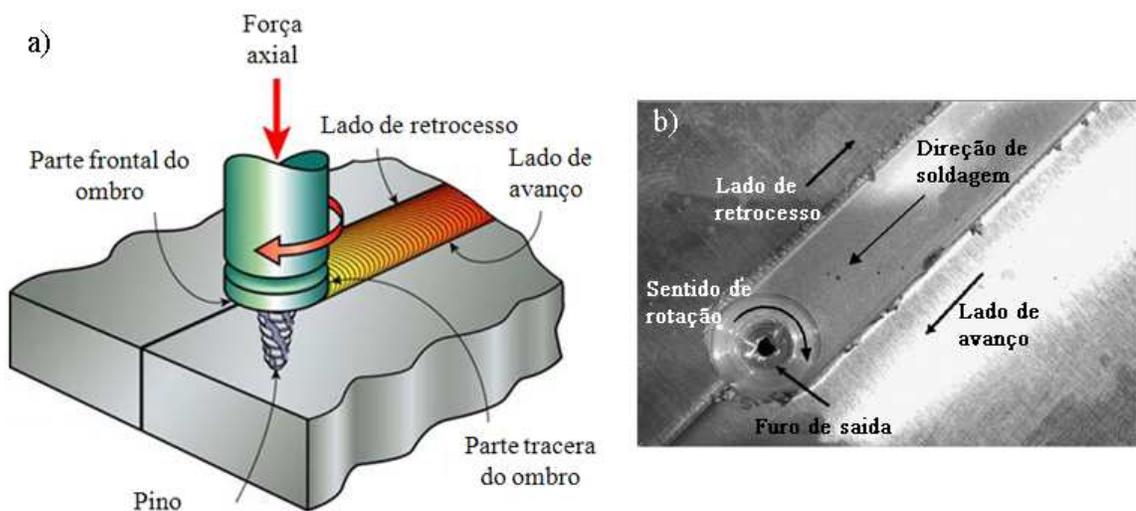


Figura 2.1. a) Ilustração esquemática do processo SAPNC (ROWE, 2005). b) Soldagem por atrito de duas chapas de alumínio (NANDAN, 2008).

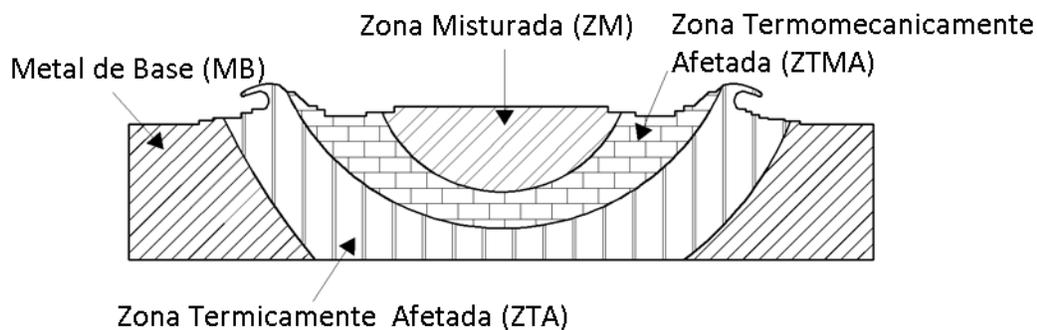


Figura 2.2. Macro-regiões observadas em uma junta soldada utilizando o processo de atrito com pino.

2.2 Materiais e geometria da ferramenta

O material da ferramenta influencia a taxa de geração de calor e, conseqüentemente os parâmetros de rotação, avanço e forças envolvidas no processo (MIDLING, 1999). No caso da SAPNC de materiais com baixa temperatura de fusão, as ferramentas são fabricadas em aço ferramenta. Na soldagem de metais com elevada temperatura de fusão, como os aços, o material da ferramenta deve resistir às elevadas cargas e temperaturas durante o processamento, mantendo as suas propriedades mecânicas e uma reatividade química moderada com o material que está sendo soldado/processado (RAMIREZ, 2003). Duas categorias de materiais apresentam bom desempenho para a soldagem de ligas com elevada temperatura de fusão. A primeira são as ligas metálicas refratárias à base de tungstênio, que produzem juntas soldadas com boa qualidade, mas

apresentam problemas de desgaste e contaminação da junta soldada com o tungstênio. A segunda categoria são os materiais compostos cerâmicos. Usualmente são utilizadas ferramentas de material composto com reforço de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN, *Polycrystalline Cubic Boron Nitride*) em uma matriz que pode ser cerâmica ou metálica, sendo esta de W-Re, WC ou Co (SORENSEN, 2003). De acordo com Sorensen et al. (2001, 2003) para fazer a ferramenta de PCBN, os cristais de nitreto de boro cúbico (CBN, *Cubic Boron Nitride*) são misturados com um catalisador em pó de um material diferente para formar uma segunda fase, geralmente um cerâmico.

As ferramentas mais amplamente difundidas estão compostas de um inserto de material composto reforçado com CBN, um eixo de material composto de WC-Co, um anel de bloqueio de elevada resistência e uma barreira térmica (Figura 2.3). O inserto reforçado com CBN tem elevada resistência mecânica ao desgaste e a temperaturas elevadas, o eixo suporta o inserto de CBN e o anel de bloqueio permite transmitir o torque do eixo ao inserto. Isso permite resistir às cargas axiais laterais durante a soldagem e a barreira térmica limita o fluxo de calor através do eixo até o porta ferramentas. Esta barreira térmica é especialmente importante devido à elevada condutividade térmica dos insertos reforçados com CBN.

O material e a geometria da ferramenta influenciam no calor gerado durante a soldagem, no escoamento de material, na potência necessária e na uniformidade da união soldada, sendo o ombro e o pino da ferramenta apresentados na Figura 2.3. O formato do ombro e seu efeito na geração de calor e escoamento plástico de material são importantes na produção de juntas sem defeitos e com adequado acabamento superficial (PRADO, 2003). Os perfis dos ombros incrementam a deformação do material, de forma que vários perfis de ombros foram projetados para atender diferentes materiais e condições (Figura 2.4). Além disso, o formato do pino garante o escoamento adequado de material ao redor e na raiz da junta.

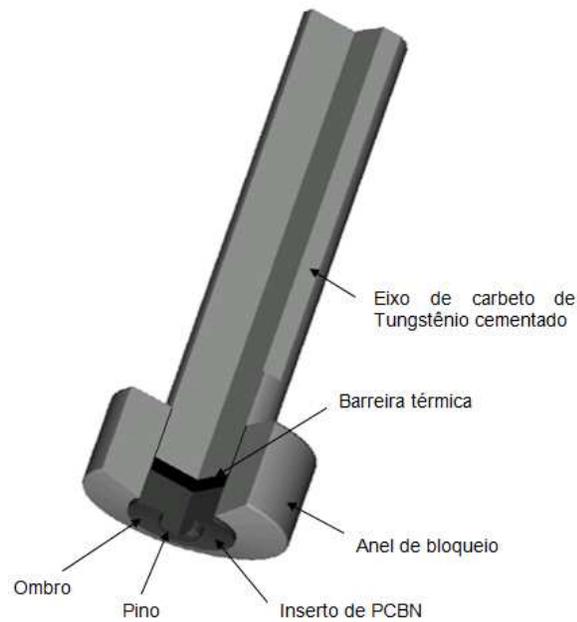


Figura 2.3. Esquema da ferramenta de PCBN (SORENSEN, 2004).

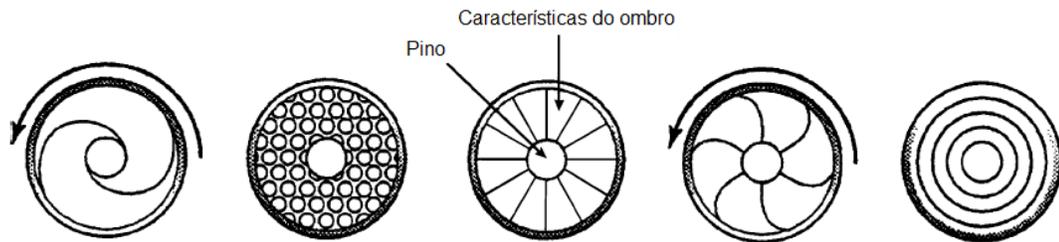


Figura 2.4. Geometrias dos ombros das ferramentas, vistas por baixo (MISHRA, 2005).

No processo de SAPNC, os pinos produzem o aquecimento pela deformação e pelo atrito que amolece os materiais e gera a mistura a qual resultará na união. O comprimento do pino determina-se pela espessura dos materiais base, pelo ângulo de inclinação da ferramenta e pelo espaço desejado entre a extremidade do pino e a chapa de respaldo. O diâmetro do pino precisa ser suficientemente grande para não fraturar, devido às forças atuantes durante o processo, e permitir o escoamento de material para detrás da ferramenta antes que o material resfrie.

2.3 Parâmetros de soldagem

A seleção de parâmetros para o processo de SAPNC é fundamental para garantir o bom desempenho do processo. Os principais parâmetros do processo incluem a geometria da

ferramenta, a velocidade de rotação da ferramenta (ω , rpm), a força axial exercida pela ferramenta sobre a junta, a velocidade de avanço (v , mm/min) e a inclinação da ferramenta em relação as chapas (KUMAR, 2008). As reações mais relevantes geradas nesse processo são o torque, a força na direção da soldagem e na direção transversal da junta, a força normal na superfície da junta e a temperatura.

Colligan e Mishra (2008) descreveram as relações entre as variáveis independentes do processo e a geração e dissipação de calor. De acordo com este trabalho, a tensão de escoamento (*flow stress*) da peça na superfície da ferramenta é o resultado da história térmica, da quantidade e da taxa de deformação sofrida pela peça. Da mesma forma, a força de atrito é afetada pelo material da peça e pela história térmica experimentada com a aproximação da ferramenta. No processo de SAPNC, o calor é gerado pelo atrito e pela deformação plástica, dependendo se há movimento local relativo entre a ferramenta e a peça ou em razão de movimentos complexos do material que não são baseados em rotação pura.

2.4 Escoamento plástico

A SAPNC produz uma deformação plástica intensa e o aumento da temperatura dentro e em torno da zona misturada, permitindo, dessa forma, uma evolução microestrutural que pode incluir mudanças no tamanho de grão e dissolução e crescimento de precipitados. O entendimento dos padrões de escoamento durante o processo permite a otimização dos parâmetros que controlam a microestrutura e as propriedades da junta soldada.

Para determinar os padrões de escoamento no processo SAPNC foram realizados estudos experimentais (REYNOLDS, 1999; 2008; COLLIGAN, 1999; GUERRA, 2003; LONDON, 2001; CHEN, 2006; SIMAR, 2007) e trabalhos de simulação computacional (BUFFA, 2006; NANDAN, 2007), os quais reportam a grande complexidade e a falta de entendimento sobre os conceitos envolvidos durante o escoamento plástico. Em geral, os estudos são realizados introduzindo um material como marcador na linha da soldagem ou pela soldagem de materiais dissimilares, identificando-se, após a soldagem, a posição dos marcadores, por exemplo, por radiografia ou tomografia e comparando-se com sua posição inicial.

De acordo com Nandan et al. (2008), a maior parte do escoamento de material ocorre no lado de retrocesso e no transporte de material plastificado atrás da ferramenta, como se apresenta

na Figura 2.5, para as linhas de fluxo em planos horizontais em três elevações na SAPNC de um aço inoxidável do tipo AISI 304. As linhas de fluxo mostram que a recirculação de material ocorre primeiramente em torno do pino da ferramenta e posteriormente a transferência de material ocorre no lado de retrocesso. Três tipos de escoamento afetam o transporte de material durante o processo de SAPNC. O primeiro, perto da ferramenta, no qual o material plastificado gira conjuntamente com a ferramenta e cujo movimento é impulsionado pela rotação que gera o atrito entre o pino e a peça. O segundo é o movimento de rotação dos filetes da ferramenta que forçam o material a realizar um movimento vertical. Finalmente, há um movimento relativo entre a ferramenta e o material de trabalho. O movimento de material plastificado e a formação da junta soldada resultam da interação simultânea destes três efeitos.

Por outro lado Reynolds et al. (1999) estudaram o comportamento do escoamento de material no processo de SAPNC da liga de Al AA2195-T8 usando a técnica de marcadores, cuja configuração esquemática pode ser vista na Figura 2.6. Os resultados mostram que: 1) A soldagem apresenta padrões de escoamento similares e o escoamento não é simétrico com relação ao centro da junta. 2) Há uma interface entre o lado de avanço e o de retrocesso. 3) O material é forçado para baixo no lado de avanço e para cima no lado de retrocesso. 4) O material transportado através da linha de soldagem aumenta com o incremento do diâmetro do pino desde que a velocidade de rotação e de avanço sejam constantes. Reynolds et al. (1999), concluem que a extrusão de material em torno da ferramenta combinada com a ação de mistura no topo da junta cria um movimento vertical – circular em torno do eixo longitudinal da junta soldada.

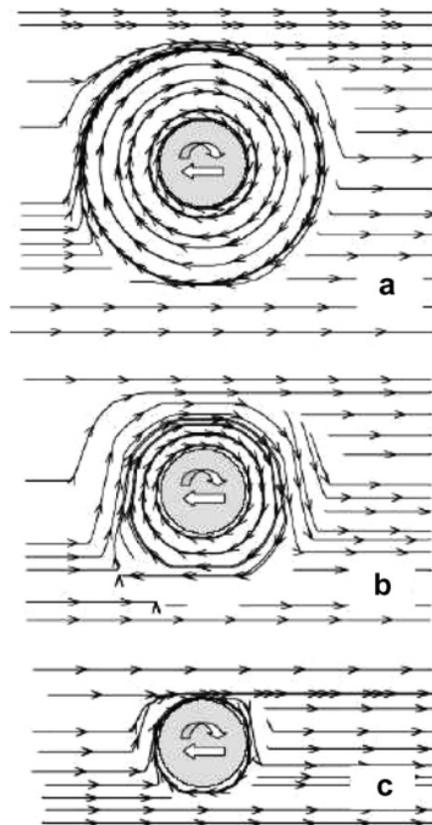


Figura 2.5. Linhas de fluxo em diferentes planos horizontais abaixo da superfície para um aço inoxidável austenítico do tipo AISI 304, a) 0,35 mm, b) 1,59 mm e c) 2,28 mm (NANDAN, 2007; 2008).

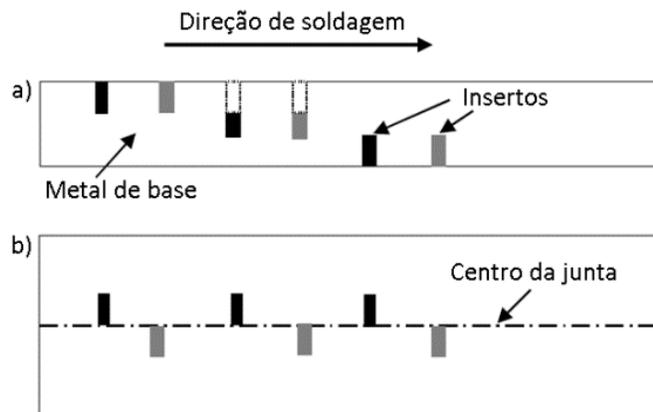


Figura 2.6. Ilustração esquemática da configuração dos marcadores. a) Vista lateral, b) vista de topo (REYNOLDS, 1999).

Kumar et al. (2008) analisaram o escoamento de material no processo de SAPNC sem a inserção de marcadores em alumínio AA7020-T6. Para isto, realizaram uma junta mantendo a mesa inclinada com certo ângulo de forma que a força axial aumentasse linearmente (de 4 a 10 kN) com a penetração da ferramenta na chapa a ser soldada. A Figura 2.7 apresenta os cortes

das seções transversais para vários níveis de penetração da ferramenta. Com o aumento da força axial (maior penetração), ocorre a diminuição dos defeitos da soldagem, causados pela falta de contato entre o ombro da ferramenta e a perda da simetria da junta dado que o material do lado de retrocesso é arrastado para a zona misturada.

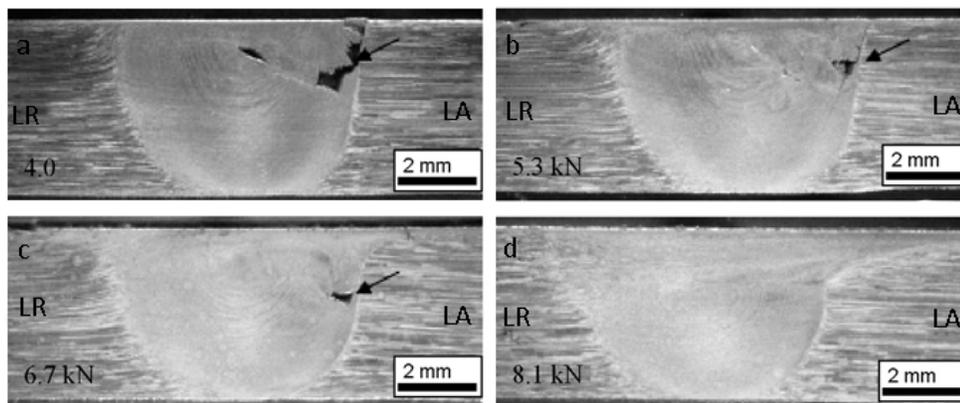


Figura 2.7. Evolução dos vazios como função da penetração da ferramenta. As setas indicam a presença de defeitos (KUMAR, 2008).

A Figura 2.8 apresenta o escoamento de material para diferentes profundidades de penetração da ferramenta. Inicialmente a ferramenta penetra no material e forma uma cavidade que depende do perfil do pino (Figura 2.8a). O escoamento de material começa pela influência do pino e, nesta etapa o material é forçado para baixo no lado de avanço e para cima no lado de retrocesso (Figura 2.8b). Quando se inicia o contato do ombro da ferramenta, o material é confinado na junta soldada (Figura 2.8c) e se o calor, pelo atrito, pela deformação e pela pressão hidrostática forem suficientes, produz-se uma soldagem livre de defeitos. Finalmente, se o ombro penetra excessivamente durante a soldagem, o material adjacente é levado até a zona misturada da junta (Figura 2.8d).

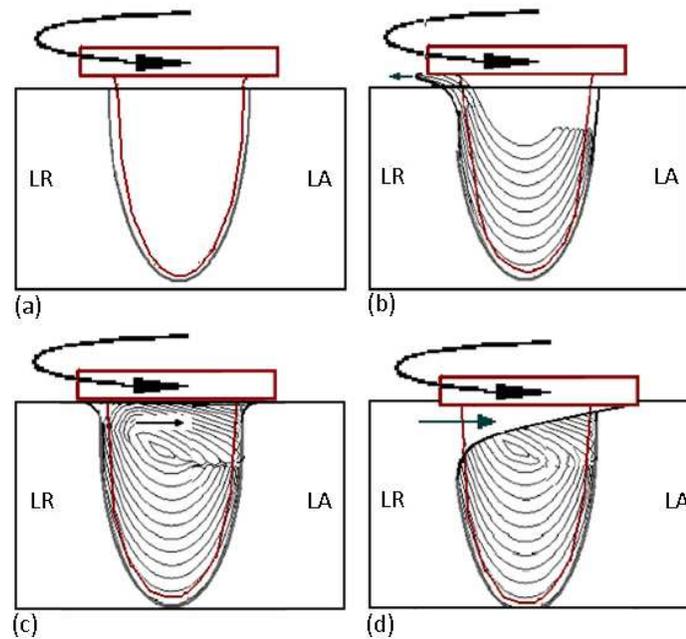


Figura 2.8. Ilustração esquemática do escoamento de material para diferentes profundidades de penetração da ferramenta. a) Formação da cavidade durante a entrada da ferramenta, b) escoamento de material devido ao movimento do pino e c) escoamento de material pela ação do pino (KUMAR, 2008).

2.5 Evolução microestrutural

No processo de SAPNC, o calor gerado pelo atrito e a intensa deformação plástica determinam a evolução microestrutural da junta soldada. A ação termomecânica da ferramenta no processo de SAPNC, produz os fenômenos de recuperação e a recristalização dinâmica (BARCELONA, 2006; NANDAN, 2008; MISHRA, 2005; Fonda, 2004). Fonda et al. (2007) estudaram a recristalização que acontece na SAPNC de monocristais com orientações específicas. O estudo permitiu identificar como a deformação provocada pelo processo cria novos grãos em regiões com características diferentes, algumas exibindo textura típica de estruturas altamente deformadas por cisalhamento à alta temperatura, com mudanças drásticas de textura de uma região para outra (Figura 2.9). Com base na caracterização microestrutural da soldagem, podem ser identificadas quatro regiões: a zona misturada (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e material base (MB).

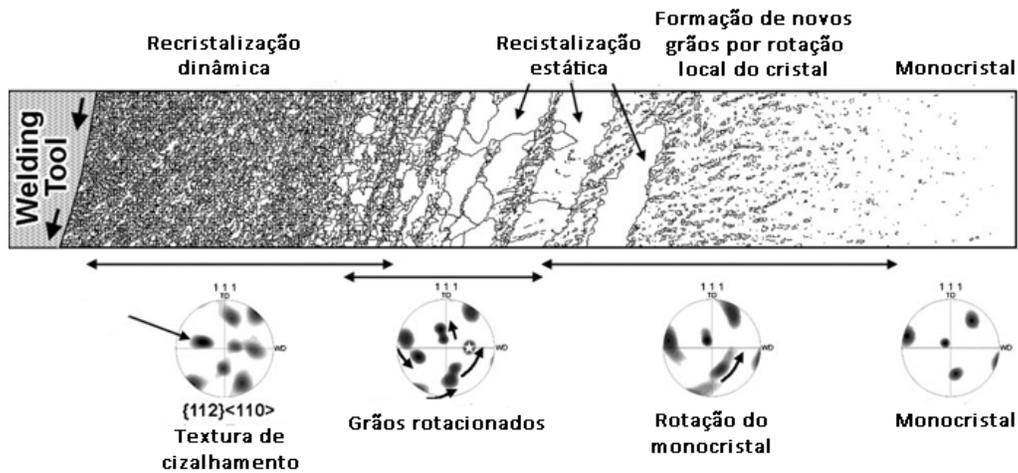


Figura 2.9. Mapa de orientação cristalográfica por difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Evolução dos grãos e da textura durante a soldagem por SAPNC em monocrystal de alumínio. Adaptado de Fonda (2007).

2.5.1 Zona misturada - ZM

Esta região é usualmente chamada zona misturada ou zona recristalizada dinamicamente. É formada pela intensa deformação plástica e pelo calor gerado pelo atrito e pela deformação durante o processo que produz uma região de grão fino recristalizado (MISHRA, 2005; LIPPOLD, 2003). A forma da zona misturada pode variar dependendo dos parâmetros do processo, da geometria da ferramenta, da temperatura da peça durante a soldagem e da condutividade térmica do material.

Mishra et al. citando Mahoney (2005) reportaram uma variação no tamanho de grão da raiz ao topo e do lado de avanço para o lado de retrocesso na soldagem de chapas de 6 mm de espessura da liga AA7050. A variação no tamanho de grão associa-se ao perfil de temperaturas e às diferenças na dissipação de calor em função da espessura da chapa devido ao fato da peça estar em contato com a mesa de trabalho e da temperatura máxima atingida na raiz da junta ser inferior a topo o que leva a um ciclo térmico menos severo.

2.5.2 Zona termomecanicamente afetada - ZTMA

A ação da deformação plástica e da temperatura durante a SAPNC produz uma característica única deste processo que é a zona termomecanicamente afetada (ZTMA). No entanto, a deformação plástica não é suficiente para que ocorra a recristalização dinâmica generalizada da microestrutura e pode acontecer a dissolução de precipitados nesta zona devido ao ciclo térmico. (MISHRA, 2007; LIPPOLD, 2003).

2.5.3 Zona termicamente afetada- ZTA

As mudanças microestruturais que ocorrem na zona afetada pelo calor são influenciadas pela composição química do material combinado com o ciclo térmico durante a soldagem. Os mecanismos, usualmente, incluem a dissolução ou o crescimento de precipitados e recuperação e/ou recristalização estática (LIPPOLD, 2003).

2.5.4 Metal de base - MB

Trata-se de material afastado da região da junta soldada e que não é deformado ou afetado pelo calor em termos da microestrutura ou do desempenho mecânico, mas pode experimentar um ciclo térmico leve pelo processo de soldagem.

2.6 Características da liga de Níquel 625 e SAPNC das ligas de Níquel.

2.6.1 Microestrutura da liga de Níquel 625

O níquel (Ni) é um elemento de transição que possui uma série de características únicas que o tornam adequado para fabricar ligas resistentes à corrosão em alta temperatura. As ligas de níquel possuem uma matriz austenítica CFC, mais uma grande variedade de fases secundárias cuja natureza depende dos elementos de liga. As principais fases secundárias que podem surgir

são: Carbonetos MC, $M_{23}C_6$, M_6C , e M_7C_3 , gama linha (γ') a qual é cúbica ordenada $L1_2$ do tipo $Ni_3(Al,Ti)$; Gama duas linhas (γ''), tetragonal ordenada DO_{22} de corpo centrado (TCC) do tipo Ni_3Nb ; Eta (η) hexagonal compacta (HCP) do tipo Ni_3Ti ; Laves, sigma (σ), e delta (δ) a qual é ortorrômbica ordenada do tipo Ni_3Nb . A fase γ' é conhecida como geometricamente compacta (GCP), enquanto que as fases γ'' , σ , Laves e η são conhecidas como fases topograficamente compactas (TCP) (DONACHIE, 2002).

As ligas de níquel são materiais que podem ser utilizados em uma ampla gama de aplicações em que é necessária boa resistência mecânica à alta temperatura, alta ductilidade e tenacidade em baixas temperaturas, alta resistência à corrosão e oxidação e outras propriedades, dependendo da aplicação. Existem dois importantes tipos de ligas baseadas em Ni: (i) Ligas endurecidas por precipitação (EPP) e (ii) Ligas endurecidas por solução sólida (ESS) (GALENHODGE, 2006; DUPONT, 2009).

Para as ligas de níquel não há uma classificação como existe para os aços e ligas de alumínio, então, geralmente são conhecidas pelos nomes ou pelo número de liga atribuído pelo fabricante. Dupont et al. (2009) sugeriram uma classificação para as ligas de níquel baseada na composição química, que é apresentada na Figura 2.10.

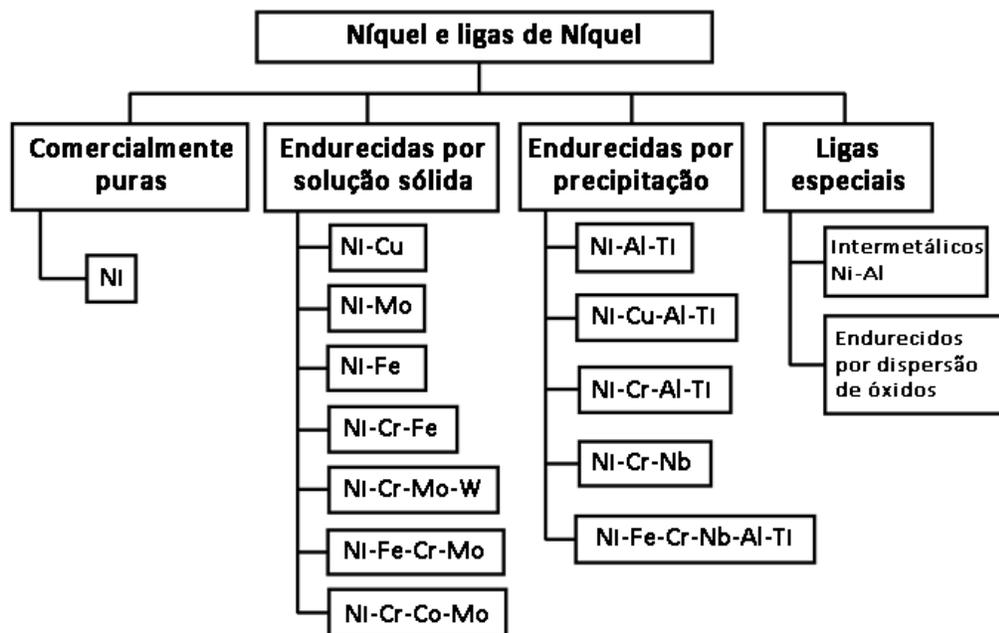


Figura 2.10. Classificação do Níquel e das ligas de Níquel. Adaptada de Dupont et al. (2009).

A família de ligas Ni-Cr-Mo endurecidas por solução sólida (ESS), são utilizadas em aplicações que requerem uma combinação de uma boa resistência mecânica e excelente

resistência à corrosão em temperaturas até a 1200 °C. Um dos tipos mais importante de ligas ESS do sistema Ni-Cr-Mo é a liga 625, cuja composição química base é Ni-22Cr-9Mo (%p). A liga 625 é endurecida pela adição de elementos de liga substitucionais como Mo, Fe e Nb em uma matriz de níquel-cromo, mas o Nb é adicionado principalmente como formador de carbonetos. Estes elementos são eficazes como endurecedores quando em solução sólida, se não excederem o limite de solubilidade da fase austenítica rica em Ni. Os elementos Nb, Ti e Mo são formadores de carbonetos MC, já os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são formados a partir de Cr e Mo. O Cr também estabiliza o carboneto M_7C_3 , enquanto o Mo promove a formação do carboneto M_6C . Na maioria das condições de processamento, os carbonetos MC e $M_{23}C_6$ são comumente encontrados na liga 625, a Tabela 2.1 apresenta as sequências de transformação de fases observadas durante a solidificação de soldagem da liga 625 (DUPONT, 2009).

Tabela 2.1. Sequências de solidificação para diferentes composições químicas da liga 625 (DUPONT, 2009).

Liga	Sequência de transformação
625 (0.03 Si, 0.009 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + NbC + Laves$
625 (0.03 Si, 0.038 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow \gamma + NbC$
625 (0.38 Si, 0.008 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C + Laves \rightarrow \gamma + NbC + M_6C + Laves$
625 (0.46 Si, 0.035 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + NbC + Laves$

2.6.2 SAPNC de ligas de níquel

O desenvolvimento do processo SAPNC em ligas de alumínio e sua implementação em aplicações comerciais tem motivado sua aplicação em outros materiais como termoplásticos, não ferrosos (Mg e Cu), aço e outros materiais com elevada temperatura de fusão como as ligas de Ni e juntas dissimilares envolvendo estes materiais. Ainda poucos trabalhos exploratórios têm sido desenvolvidos em relação à SAPNC de materiais com elevada temperatura de fusão e, em especial, em ligas de Ni e, portanto, qualquer aplicação comercial requer o completo desenvolvimento da tecnologia e a avaliação do desempenho das juntas soldadas.

As ligas de Ni são utilizadas em diversos setores industriais, tais como químico, petroquímico, energético e aeroespacial, devido ao fato de possuírem boa resistência à oxidação e

corrosão sob condições severas, além de excelentes propriedades mecânicas em temperaturas elevadas. Na maioria destas aplicações, utiliza-se a soldagem por fusão para a união destes componentes, no entanto, quando a soldagem por fusão é utilizada em ligas de Ni, algumas dificuldades podem ser enfrentadas como: formação de trincas de solidificação e liquação e segregação de elementos de liga. (SATO, 2008; SONG, 2009).

Nos últimos 15 anos, o processo de SAPNC tem provado ser um processo adequado para a união de materiais de baixo ponto de fusão como as ligas de alumínio e magnésio, porém esses materiais representam menos de 10% dos produtos soldados no mundo. Por outro lado, os materiais de elevada temperatura de fusão, como os aços e as ligas de níquel representam mais de 80% dos materiais soldados. Sendo assim, o processo de SAPNC deve ser considerado como uma alternativa para união destes materiais (YE, 2006).

Ye et al. (2006) estudaram o processo de SAPNC para a liga 600 e reportaram juntas soldadas livres de defeitos, com refinamento de grão na zona misturada e melhores propriedades mecânicas em relação ao material base. Para a soldagem utilizou-se uma velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹ e uma velocidade de rotação de 400 rpm, fazendo uso de uma ferramenta de carboneto de tungstênio.

Sato et al. (2008) realizaram juntas de penetração parcial em chapas de 4,8 mm de espessura na liga 600, usando ferramentas de PCBN, com uma velocidade de rotação de 600 rpm e uma velocidade de avanço de 60 mm.min⁻¹. Durante a soldagem na zona misturada ocorreu recristalização contínua e/ou descontínua dos grãos pelo efeito do calor gerado pelo atrito e a intensa deformação plástica. Também foram avaliadas as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. A ZM apresenta níveis de dureza superiores aos do metal base, devido ao refinamento de grão. Os ensaios de tração mostraram uma maior resistência da junta soldada, com algumas partes da ZM e da ZTA apresentando a pior resistência à corrosão devido à diminuição de Cr nos contornos de grão em comparação com o MB. A Figura 2.11 apresenta os perfis de teor de Cr através dos contornos de grão do MB, ZM e ZTA por MET / XEDS.

Por outro lado, Song et al. (2009) estabeleceram os parâmetros para soldar a liga 600 usando ferramentas de carboneto de Tungstênio-Cobalto (WC-Co) para uma velocidade de rotação constante de 400 rpm e de avanço entre 150 -200-250 mm.min⁻¹. A Figura 2.12 apresenta a macroestrutura das juntas para diferentes velocidades de avanço. Para as velocidades de 150 e 200 mm.min⁻¹, as juntas soldadas obtidas foram livres de defeitos, mas apresentaram um

bandeamento na zona misturada. A junta soldada feita com velocidade de $250 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ apresentou uma menor profundidade de penetração e um defeito no lado de avanço. Song et al. explicam que o defeito apresentado pela soldagem à $250 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ é resultado de uma baixa entrada de energia que dificulta o escoamento plástico de material.

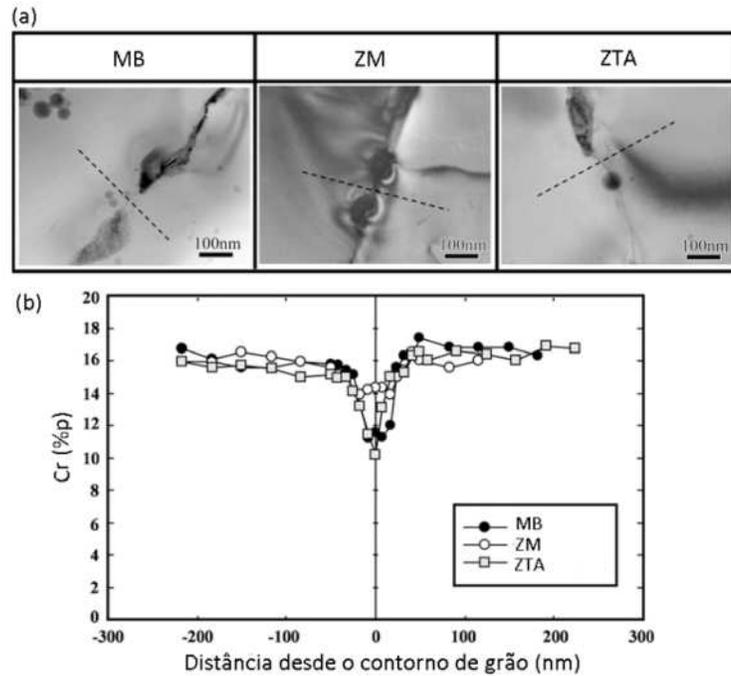


Figura 2.11. a) Imagens de MET da liga 600 das zonas MB, ZM e ZTA, e b) perfis de teor de Cr através dos contornos de grão apresentados em a) (SONG, 2008).

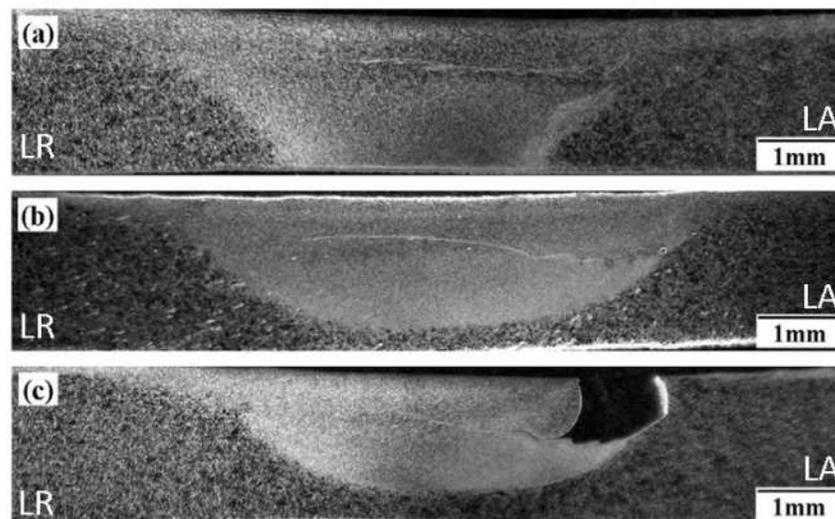


Figura 2.12. Macroestruturas da soldagem da liga 600 para diferentes velocidades de avanço a) $150 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, b) $200 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ e c) $250 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ (SONG, 2009).

A liga 625 também foi soldada satisfatoriamente por SAPNC. Song et al. (2010) avaliaram as propriedades mecânicas de soldagens com e sem tratamento térmico em chapas de 2 mm de espessura. As soldagens foram feitas com velocidade de rotação de 200 rpm, velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹, ferramenta de WC-Co com ombro de 15 mm de diâmetro, pino de 6 mm de diâmetro e 1,8 mm de comprimento. Depois de realizar a soldagem foi feito um tratamento térmico de 700°C por 100 h e, após houve resfriamento até a temperatura ambiente, para determinar o efeito dos precipitados sobre as propriedades mecânicas. A Figura 2.13a apresenta o material soldado sem defeitos superficiais. A seção transversal da solda não mostrou defeitos de soldagem, mas na zona misturada foi observada uma estrutura bandeada (Figura 2.13b) devido ao desgaste da ferramenta pelo intenso atrito entre o material de base e a ferramenta.

A zona misturada apresentou um tamanho de grão de 1-3 µm em comparação com o tamanho de 5-15 µm do material base, observando-se uma melhoria das propriedades mecânicas da zona misturada, a dureza por microindentação aumentou 30% e a resistência à tração aumentou 20% em relação ao material base. O tratamento térmico pós-soldagem propiciou a formação de precipitados e uma notável melhoria nas propriedades mecânicas, tendo a dureza e a resistência à tração aumentado 30% e 50%, respectivamente, em comparação com o material de base.

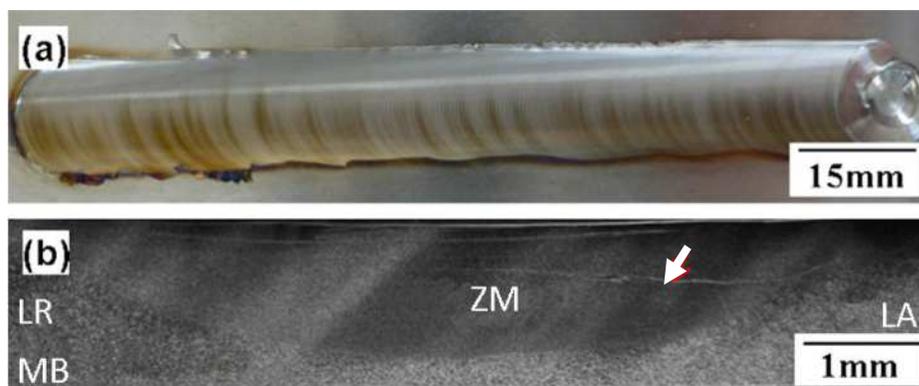


Figura 2.13. a) Vista superior da junta soldada e b) macroestrutura da junta soldada da liga 625. A seta indica a estrutura bandeada na zona misturada

Mousavizade et al. (2009) processaram a liga 718 usando PAPNC (processamento por atrito com pino não consumível), para examinar o efeito das mudanças microestruturais na liquação de contornos de grão e na formação de trincas de liquação na ZTA quando utilizado o processo de soldagem à laser. Primeiro, as chapas foram processadas com ferramentas de

carboneto de tungstênio (WC) com uma velocidade de rotação de 800 rpm e avanço de 500 mm.min⁻¹. Em continuidade, estes materiais processados foram soldados de forma autógena, por laser, na direção transversal (Figura 2.14).

A análise da microestrutura da ZTA do processo a laser apresentou formação de trincas em todos os grãos que interceptam a zona de fusão (Figura 2.15a). De acordo com o autor, isto está relacionado com a separação do filme líquido ao longo dos contornos de grão causado pela efeito de contração do material durante o resfriamento da ZTA. Na ZTA do processo de soldagem à laser sobre os cordões de PAPNC, não houve formação de trincas de liquação ao longo dos contornos de grão (Figura 2.15b), o que pode ter ocorrido devido às diferenças microestruturais entre o material de base e a zona processada pelo processo PAPNC.

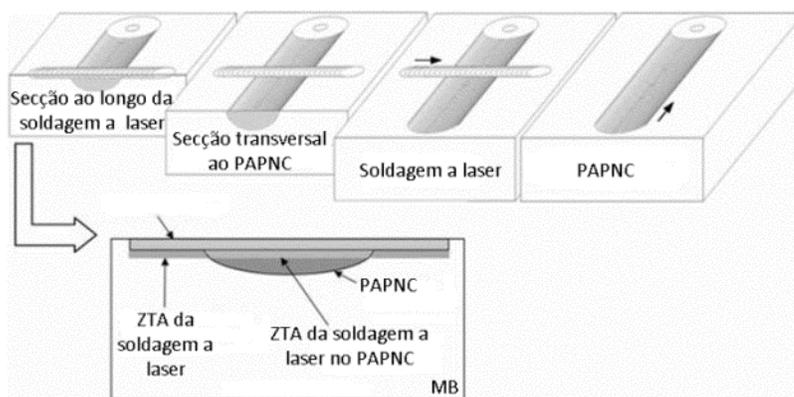


Figura 2.14. Ilustração esquemática da sequência dos ensaios, PAPNC, soldagem à laser, secção transversal ao PAPNC, ao longo da soldagem à laser e das regiões estudadas (MOUSAVIZADE, 2009).

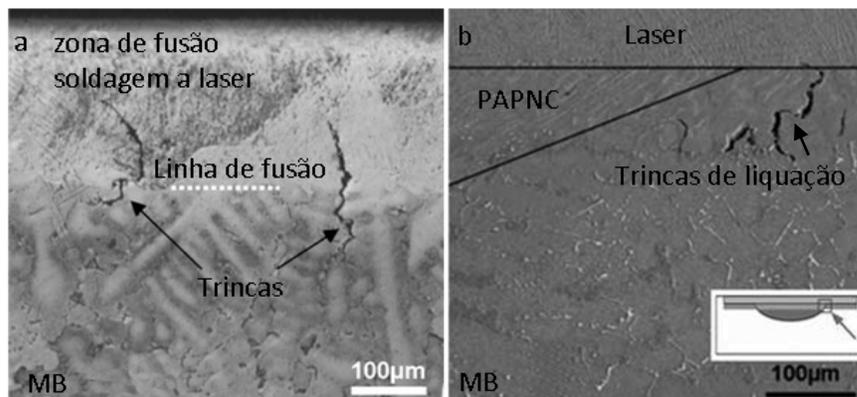


Figura 2.15. a) Micrografia ótica da zona de fusão e da ZTA no metal de base. b) Micrografia de varredura da zona de transição entre a zona PAPNC e o material de base (MOUSAVIZADE, 2009).

2.7 SAPNC de aços

A soldagem SAPNC em aços não progrediu tão rapidamente como no caso das ligas de alumínio por importantes razões. Para começar a elencar as razões pode-se dizer que, o material da ferramenta usado para soldar aço tem que resistir a condições muito mais severas devido à elevada temperatura de amolecimento e resistência mecânica do aço. Ademais, existem várias outras formas com as quais o aço pode ser soldado de maneira satisfatória. Não há, também, um conhecimento consolidado a respeito das consequências das transformações metalúrgicas que ocorrem durante o processo SAPNC nestes materiais. E, finalmente, a variedade de aços disponíveis é muito maior do que para qualquer outro sistema de ligas metálicas, exigindo um considerável número de experimentos para otimizar o processo (NANDAN, 2008). Entre os aços soldados usando este processo encontra-se o aço carbono de baixa liga e o aço 12%Cr (THOMAS, 1999), o aço AISI 1010 (LIENERT, 1999; 2003), aços inoxidáveis austeníticos 304L (REYNOLDS, 2001; POSADA, 2001; PARK, 2003; JOHNSON, 2003) e 316L (JOHNSON, 2003), o aço inoxidável superaustenítico AL 6XN (REYNOLDS, 2001; POSADA, 2003), HSLA-65 (ASTM A945) (KONKOL, 2001), DH-36 (POSADA, 2003; Reynolds, 2003), C-Mn (STERLING, 2003), aço de alta resistência e baixa liga API 5L X80 (SANTOS, 2010).

Baseados em extrapolações das medições de temperatura e em evidências microestruturais, Lienert et al. (2003) e Thomas et al. (1999) sugerem que a temperatura de pico na zona misturada esteja entre 1100 e 1200 °C, e o tempo de resfriamento Δt_{8-5} seja de aproximadamente 11 s, o que é comparável com os aportes térmicos de processos de soldagem convencionais. Portanto, as transformações metalúrgicas baseadas na taxa de resfriamento não devem ser significativamente diferentes da soldagem convencional (NANDAN, 2008).

Considerando que a ferramenta deve manter sua resistência em temperaturas superiores a 1000 °C, ser resistente à fadiga e ao desgaste mecânico e químico, apresentar tenacidade à fratura em alta temperatura e baixa reatividade química com o ambiente e com o material da junta (SORENSEN, 2007), as pesquisas permitiram o desenvolvimento de materiais para este fim, como as ligas metálicas e compostos baseados em metais refratários do tipo WC-Co ou W-Re, e compostos duros como o nitreto de boro cúbico policristalino.

Como as temperaturas máximas são menores em comparação com a soldagem convencional, a largura e o tamanho de grão da ZTA que sofre transformação austenítica são

menores, o que previne transformações metalúrgicas indesejáveis, como a formação martensita (NANDAN, 2008). A microestrutura da ZTA é similar às observadas na laminação de aços, em que a austenita recristaliza antes da transformação, como se pode observar na Figura 2.16. Assim, a única evidência do componente de deformação do processo está no tamanho dos grãos recristalizados da austenita, os quais são mais finos nas regiões que experimentam maiores taxas de deformação (LIENERT, 2003).

Em geral, os aços soldados mediante o processo de SAPNC exibiram um desempenho satisfatório nos ensaios de dureza, de dobramento e de tração (THOMAS, 1999; OZEKICIN 2004; POSADA, 2001; POSADA, 2003; REYNOLDS, 2003). Os ensaios de tração mostraram que os limites de resistência e de escoamento das juntas são geralmente superiores aos do metal de base com a fratura ocorrendo no metal de base (bem distante da junta ou da ZTA). Porém, a ductilidade da junta soldada é comparável com a do metal de base. A dureza das juntas também foi bem maior do que a do metal de base (THOMAS, 1999; POSADA, 2001; POSADA, 2003), o que é consistente com os valores obtidos de resistência mecânica.

2.8 Juntas dissimilares usando o processo SAPNC

Uma importante diferença entre a SAPNC de materiais similares e dissimilares é a descontinuidade das propriedades através da junta, o que influencia os padrões de escoamento dos materiais durante o processo. A SAPNC de juntas dissimilares é de grande interesse devido à importância deste campo na engenharia e nos problemas associados com a soldagem por fusão de alguns materiais (MISHRA, 2005). Murr (2010) analisou a SAPNC de uma grande variedade de juntas dissimilares e mostrou que é possível, em laboratório, a soldagem de materiais dissimilares difíceis de soldar por processos de soldagem por fusão.

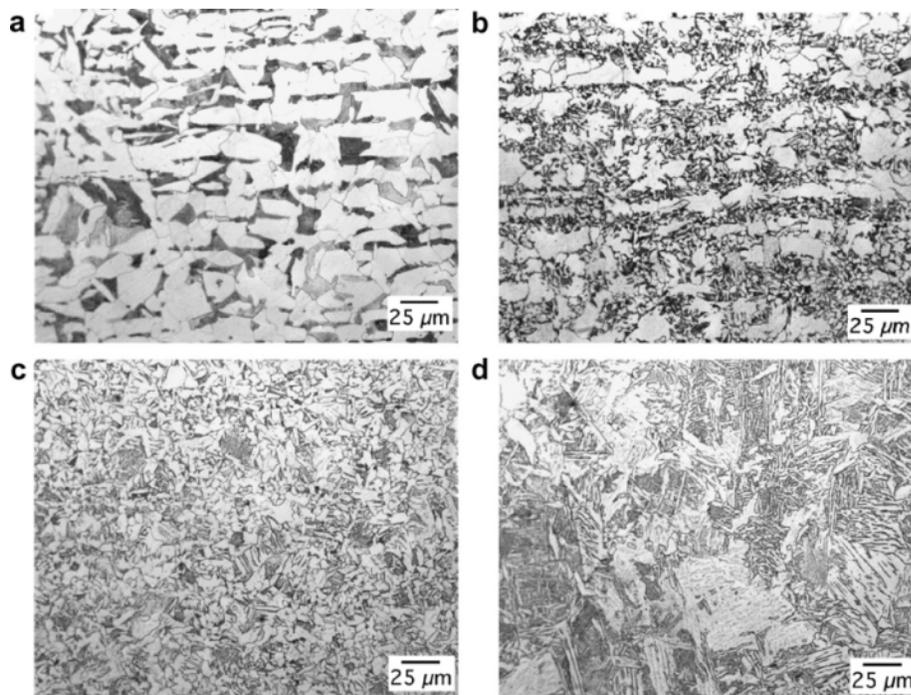


Figura 2.16. SAPNC de aço C-Mn, a) MB, com bandas de ferrita e perlita; b) Região inter-crítica da ZTA; c) ZTA (região de grão fino perto da ZM); d) ZM (THREADGILL, 2004).

Alguns dos estudos de juntas dissimilares incluem ligas de alumínio (KUMAR, 2010; PARK, 2010; TRAN, 2010; TAVARES, 2010), alumínio/magnésio (SATO, 2010) e ligas de alumínio/aço (CHEN, 2010; MILES 2010; TORRES, 2011); com diferentes configurações a topo (CHOI, 2010; KUMAR, 2010; PARK, 2010; CHEN, 2010), sobrepostas (SATO, 2010; ELREFAEY, 2010) e juntas em T (TAVARES, 2010).

De acordo com os autores (WATANABLE, 2006; LEE, 2006; UZUN, 2005), os resultados das juntas dissimilares do tipo Al-aço, especialmente envolvendo aço inoxidável e aço baixo carbono, destacam outro parâmetro que deve ser considerado na soldagem de juntas dissimilares: o deslocamento da ferramenta a partir do centro da junta (*offset*), como pode ser visto na Figura 2.17. Igualmente reportam como a junta apresenta regiões de grãos ultrafinos e compostos intermetálicos. Todos os trabalhos coincidem na obtenção de juntas de boa qualidade quando a ferramenta é mergulhada no material mais macio da junta. DebRoy et al. citando a Kumar et al. (2010), concluem que a posição da ferramenta com respeito a interface original afeta a resistência à tração e a ductilidade das juntas dissimilares de ligas de alumínio.

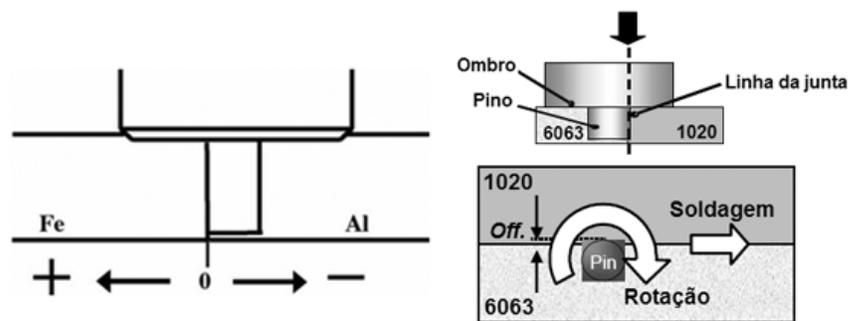


Figura 2.17. Esquema do deslocamento do pino na junta dissimilar (YASUI, 2004; WATANABE, 2006). Nesta composição da junta os lados de avanço e retrocesso correspondem ao lado do Al e do aço, respectivamente.

Firouzdor et al. (2009) estudaram o efeito da posição dos materiais no aporte térmico (AT), escoamento de material e o desempenho mecânico em juntas de topo e sobrepostas Al e Mg (passes simples e duplos). Em baixas velocidades de avanço e altas velocidades de rotação, mais calor é gerado, o que favorece a liquação (quanto maior liquação, mais formação de filmes líquidos ao longo dos contornos de grão) e, portanto, existe a possibilidade de formação de trincas e componentes intermetálicos que debilitam a junta. Já para altas velocidades de avanço e baixas velocidades de rotação, menor calor é gerado, o que minimiza liquação. Os autores concluem que se o AT em SAPNC é maior no material A-A (junta de materiais similares) do que no material B-B com as mesmas condições de soldagem, o AT para a junta A-B pode ser maior quando A está no lado de avanço (junta de topo) e quando a área de contato $A/ferramenta$ é maior (com a ferramenta deslocada no lado do material A em uma junta de topo e com o material A no topo da junta sobreposta). Além disso, as posições dos materiais que favorecem uma baixa AT podem ser usadas para incrementar a resistência da junta.

Um dos sistemas dissimilares estudados por SAPNC são as juntas aço-níquel. Embora poucos trabalhos tenham sido desenvolvidos na soldagem de ligas de níquel há uma grande motivação no desenvolvimento destas juntas, usadas comumente em indústrias químicas e de geração de energia, entre outras. A soldagem destas juntas por meio de SAPNC visa reduzir as dificuldades da soldagem convencional, melhorar o desempenho químico e mecânico das juntas, além de minimizar os problemas causados pela interdifusão de elementos químicos através de interface durante os processos convencionais de soldagem por fusão.

Ayer et al. (2005) estudaram a interface de juntas soldadas por SAPNC de Fe-Ni puros em chapas de 6,25 mm usando ferramentas de PCBN. Os resultados mostram que o padrão de

escoamento de material da junta foi assimétrico e apresenta ondulações como se observa na Figura 2.18, onde o azul e o vermelho representam Ni e Fe, respectivamente. As análises de XEDS mostram que a zona de difusão, definida como a distância a partir de 95%p Fe até 95%p Ni foi de 1,5 μm e que a transição da estrutura CCC para CFC ocorreu em um teor de níquel inferior ao esperado, sugerindo que a austenita pode ser localmente estabilizada devido às altas deformações plásticas durante o processo. Também tem sido estudados os sistemas liga 600 - aço (SONG, 2012) e liga 625 – ASTM A36 (RODRÍGUEZ, 2012), nos quais os resultados mostram juntas livres de defeitos, com refinamento de grão na ZM em comparação com o metal base. Na interface da liga 600-aço foi observada a formação de carbonetos MC na liga 600 e a ausência de compostos intermetálicos.

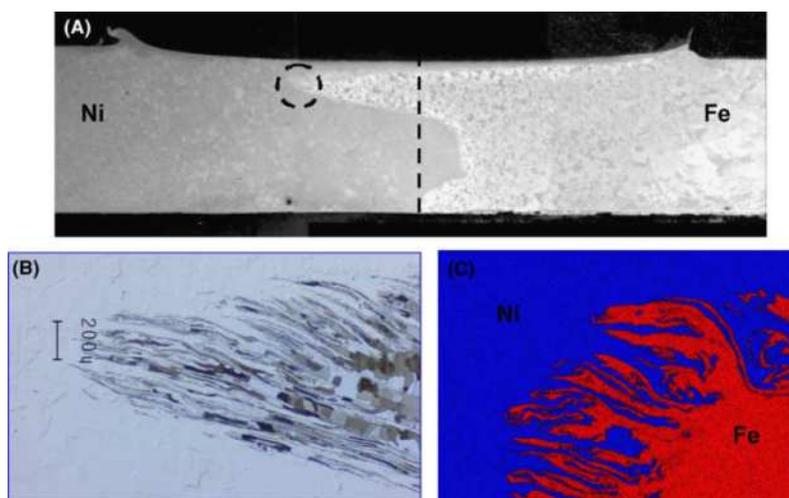


Figura 2.18. a) Macrografia da junta dissimilar Ni-Fe após o processo de SAPNC. A linha pontilhada representa a interface original. b) Imagem da região marcada com o círculo em (a). c) Mapas de EDS para a região de ferro (vermelho) e níquel (azul). Não foi possível identificar uma zona de inter-difusão na interface Ni-Fe (AYER, 2005).

2.9 Recuperação e recristalização

2.9.1 Conceitos sobre recristalização

As mudanças microestruturais que ocorrem durante o recozimento de um metal deformado a frio acontecem no sentido de diminuir a energia armazenada durante a deformação. Um aumento na temperatura do material propicia a ocorrência de mecanismos de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos (PADILHA, 2005). Em geral, durante o recozimento de metais

deformados a frio podem ocorrer as seguintes processos de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos (PADILHA, 2005; HERRERA, 2006):

- 1) Reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos;
- 2) Aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- 3) Rearranjo de discordâncias para formar configurações energeticamente mais favoráveis, como a formação de subgrãos ou poligonalização;
- 4) Formação de contornos de grão de alto ângulo (CGAA);
- 5) Absorção de defeitos puntiformes e discordâncias pela migração dos contornos de grão de alto ângulo;
- 6) Redução da área total de contornos de grão.

As modificações microestruturais 1), 2), 3) e 4) são classificadas como recuperação e as 5) e 6) como recristalização e crescimento de grão, respectivamente. Resumindo, na recristalização ocorre a formação e migração de CGAA e a recuperação leva à formação de contornos de grão de baixo ângulo (CGBA). Os CGBA e os CGAA são aqueles que limitam os grãos cuja desorientação (θ) está entre $\theta < 10-15^\circ$ e $\theta > 15^\circ$, respectivamente (PORTER, 1992).

Um conceito importante refere-se às diferenças entre o recozimento posterior à deformação a frio, que possui como objetivo fornecer ao material deformado as melhores características de ductilidade e resistência para continuidade do processo de conformação e o recozimento que ocorre simultaneamente à deformação, como nos processos realizados a quente.

No primeiro caso (recozimento posterior) as etapas de recuperação e recristalização são definidas como **estáticas** e são ativadas apenas termicamente. No trabalho a quente, recuperação e recristalização são denominadas **dinâmicas**, e são concorrentes à deformação e ativadas tanto térmica quanto mecanicamente (REED-HILL, 1973).

Os limites entre os processos de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos que ocorrem no recozimento de materiais ainda não são claros, mas é conhecido que a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão ocorrem em duas etapas: nucleação e crescimento. Se durante o processo microestrutural são concorrentes a nucleação e o crescimento de grão, o processo é chamado **descontínuo**. Se não forem concorrentes, é chamado **contínuo**. O processo “contínuo” inclui recuperação pelo crescimento de subgrão, recristalização contínua e crescimento normal de grão. Já o processo “descontínuo” compreende crescimento descontínuo de subgrão, recristalização primária e crescimento de grão anormal.

Existem vários mecanismos de refinamento de grão que podem ocorrer nas diferentes zonas produzidas pelo processo de SAPNC sendo estes: 1) recristalização dinâmica descontínua, 2) recristalização dinâmica contínua e 3) recristalização dinâmica geométrica. As principais características destes processos têm sido extensivamente estudadas e são definidas a seguir (DOHERTY, 1997; HUMPREYS, 2004; TORRES, 2012).

- 1) Recristalização dinâmica descontínua (*Discontinuous Dynamic Recrystallization - DDRX*): é a clássica recristalização dinâmica que ocorre durante a deformação a alta temperatura. Como resultado, são criados novos grãos contornados por CGAA.
- 2) Recristalização dinâmica contínua (*Continuous Dynamic Recrystallization - CDRX*): envolve a formação de arranjos celulares dentro da estrutura em deformação. O aumento progressivo da desorientação entre as células durante a deformação a quente se deve à sua rotação e à contínua absorção de discordâncias pelas paredes celulares, até a formação de CGAA. Este processo tem traços de recuperação dinâmica, com a diferença de que na CDRX são desenvolvidos CGAA durante a transformação. Uma característica importante deste processo é a preservação das evidências da recuperação.
- 3) Recristalização dinâmica geométrica (*Geometric Dynamic Recrystallization - GDRX*): devido à deformação intensa, os grãos são severamente alongados formando subgrãos no interior dos grãos da matriz. O cruzamento dos contornos de subgrão com os CGAA dos grãos originais produz uma quebra no contorno, gerando um aspecto serrilhado do CGAA. Com o aumento da deformação, os grãos são mais deformados e os CGAA ondulados se aproximam e entram em contato, dividindo os grãos iniciais e criando novos grãos menores.

2.9.2 Mecanismos de restauração nas diferentes zonas da junta soldada por SAPNC

Para estudar a evolução microestrutural durante a SAPNC, é necessário utilizar diferentes técnicas como MET e EBSD, e levar em conta as definições anteriores. Um dos métodos de estudo da evolução microestrutural consiste em interromper abruptamente o processo e resfriar rapidamente a junta a fim de congelar a microestrutura. Prangnell e Heason (2005) utilizaram esta técnica na liga de Al AA2195. Os resultados mostraram que, na parte dianteira da ferramenta, os grãos são divididos em bandas grossas de deformação primária (Figura 2.19b). Já, na região próxima à parte da frente da ferramenta, há um incremento da deformação e uma redução do

tamanho da espessura das bandas de deformação e dos grãos. Também foi possível observar bandas de deformação de segunda ordem entre as primárias, o que indica subdivisão de grãos em menor escala, e a forma como os CGAA tornam-se serrilhados devido à migração local de contornos de grão, formando regiões com grãos finos equiaxiais (Figura 2.19c). Nas vizinhanças da ferramenta, a microestrutura é formada por grãos finos com baixa relação de aspecto, alongados na direção de cisalhamento e com alta densidade de contornos de grão de baixo ângulo (CGBA) (Figura 2.19d).

Mironov et al. (2008) estudaram a evolução microestrutural do ferro puro na SAPNC; os resultados mostraram que os grãos originais são reorientados pela deformação seguindo o padrão do escoamento em torno da ferramenta (Figura 2.20a). No início da ZTMA, ocorre a deformação primária do material, gerando como resultado o alongamento progressivo dos grãos após o crescimento de grão ocorrido na ZTA (Figura 2.20b). Na ZTMA ocorre a deformação secundária da estrutura, com formação de contornos de subgrão como resultado de sua recuperação dinâmica (Figura 2.20c). Perto da ferramenta, na ZM, os grãos originais altamente deformados assumem um formato fibroso; os contornos de grão começam a se tornar ondulados e a formação de uma estrutura de grãos finos equiaxiais é mais acentuada (Figura 2.20d). Do lado do pino da ferramenta é formada uma microestrutura uniforme de grãos finos levemente alongados. Esta estrutura se torna mais equiaxial devido ao recozimento estático, após a passagem da ferramenta, acompanhado pela redução na densidade de CGBA.

Na zona misturada (ZM) ocorre recristalização dinâmica como principal mecanismo de restauração, mas a estrutura resultante não é homogênea e são observadas diferenças no tamanho de grão, na densidade de discordâncias e nos tipos de contornos de grão. Mironov et al. (2008) concluíram que a microestrutura da ZM é dominada principalmente por uma estrutura tipo laminar, e a evolução microestrutural ocorre sobretudo pelo mecanismo de subdivisão de grãos. Por outro lado, J.-Q. Su et al. (2003) sugeriram, que na liga de alumínio 7050-T651, o resultado final da sequência de transformações é a geração de grãos na ZM por meio de CDRX, como é apresentado na Figura 2.21. Nas ligas de Ni, os resultados encontrados em diferentes trabalhos mostram que o refinamento de grão na ZM é produzido por DDRX, devido ao fato de que em materiais com baixa energia de falha de empilhamento é custosa a reorganização de discordâncias por recuperação dinâmica e é facilitada a formação de novos grãos (SONG e NAKATA, 2010).

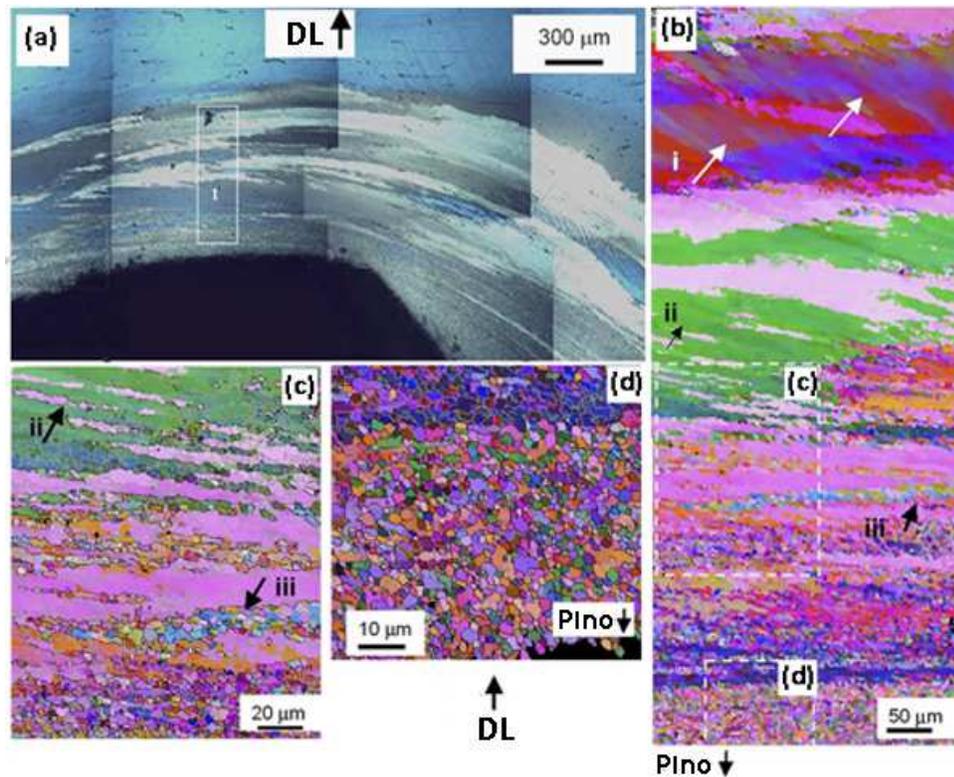


Figura 2.19. a) MO da zona de deformação na frente da ferramenta no Al AA2195. b) Mapa de orientação na frente da ferramenta; pode-se observar como ocorre um incremento da deformação perto da ferramenta. Na parte de cima do mapa, observam-se bandas grossas de deformação (i); logo é incrementada a desorientação dos grãos e o espaçamento entre elas (ii) até ficarem paralelas aos CGAA. Depois as bandas de deformação são quebradas pela migração de contornos de grão (iii). O material mais próximo à ferramenta é apresentado em c) e d). Adaptado de Prangnell e Heason (2005).

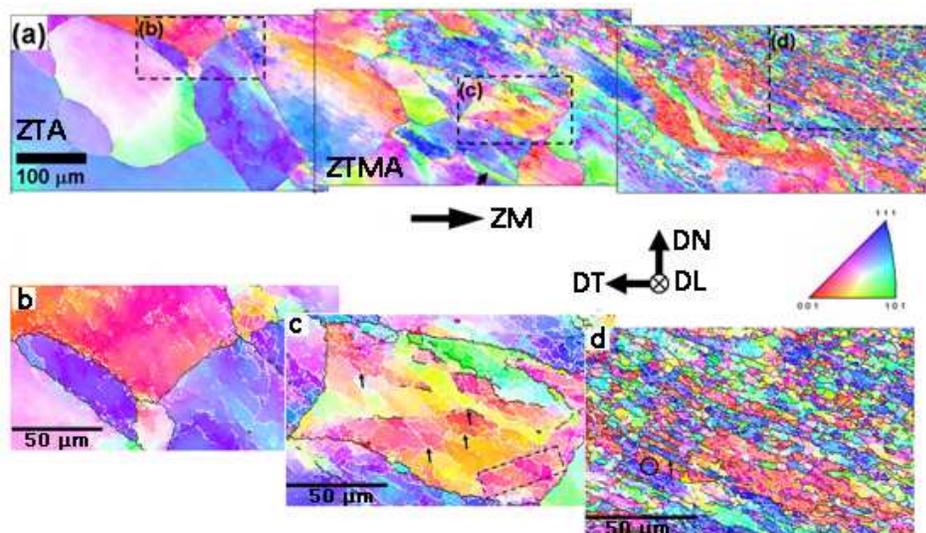


Figura 2.20. Mapas de EBSD da SAPNC de ferro puro evidenciando, a) a mudança da microestrutura desde a ZTA até a ZM, com detalhes na b) ZTA, c) ZTMA e d) começo da ZM. Adaptado de Mironov et al. (2008).

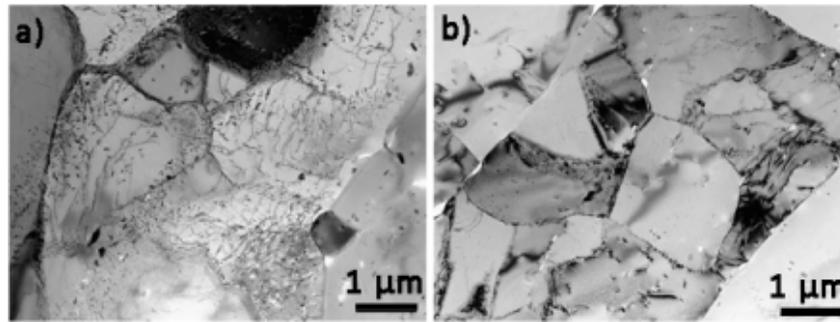


Figura 2.21. Imagens de MET da SAPNC da liga AA7050-T651. a) Arranjo celular de discordâncias na ZTMA e b) recuperação dinâmica com formação de subgrãos. Figuras adaptadas de J.-Q. Su et al. (2003).

2.10 Textura cristalográfica

2.10.1 Generalidades sobre textura

A textura denota uma orientação preferencial, ou seja, uma tendência dos cristais ou grãos de um material policristalino estarem orientados em uma (ou mais) orientação particular (CHIN, 1992; CULLITY, 2001). A textura é aspecto primordial porque muitas propriedades dos materiais são dependentes dela, tais como: módulo de Young, resistência mecânica, tenacidade, condutividade elétrica, expansão térmica entre outras (HERRERA, 2006). A textura é gerada em um metal por processos como deformação plástica, recozimento, solidificação ou durante a deposição de filmes finos.

No estudo de textura, deve-se diferenciar entre macrotextura (textura), microtextura e mesotextura. A macrotextura considera os grãos em um policristal como uma população estatística simples, sem levar em conta a localização espacial de qualquer grão ou a relação com seus vizinhos. A microtextura considera a orientação de cada grão individual da população, em particular características perto dos contornos de grão, e em estruturas deformadas considera a distribuição da deformação (RANDLE, 2000). A mesotextura é a textura entre grãos, onde a orientação dos grãos vizinhos é utilizada para caracterizar a desorientação entre eles ou a geometria de contorno do grão (PADILHA, 2005). Na Figura 2.22 pode-se observar a relação esquemática entre macrotextura, microtextura e mesotextura.

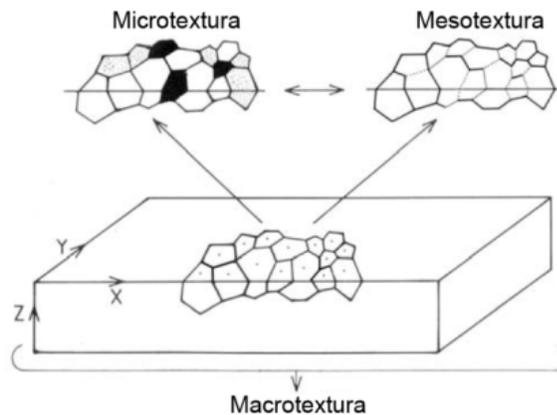


Figura 2.22. Diagrama esquemático mostrando as relações entre macrot textura, mesotextura e microtextura (PADILHA, 2005).

A figura de polo é a forma mais tradicional e direta de se representar a textura do material, conquanto, ela se refere exclusivamente a um plano particular $\{hkl\}$, fornecendo informações parciais e semi-quantitativas. Uma informação completa da natureza da textura pode ser obtida por meio da Função de Distribuição de Orientação (FDO).

A FDO é uma análise quantitativa da textura em três dimensões, descrevendo a distribuição das orientações dos cristais e representada por um plano e uma direção: $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ e a fração volumétrica de cada orientação presente. A Figura 2.23 ilustra como exemplo a orientação $\{011\} \langle 001 \rangle$, chamada Goss. Nesta orientação, o plano $\{011\}$ se encontra na superfície da chapa e sua direção normal é paralela a DN e a direção $\langle 001 \rangle$ é paralela à direção longitudinal (DL). A FDO é definida pelos ângulos de Euler que relacionam os eixos da amostra com os eixos do cristal. Esses ângulos de Euler referem-se a três rotações, as quais, se executadas na sequência correta, tornam o sistema coordenado da amostra coincidente com o sistema coordenado do cristal. Existem três sistemas de notação dos ângulos de Euler. A notação mais comum foi proposta por Bunge (BUNGE, 1983) utilizando os ângulos φ_1 , Φ e φ_2 . Qualquer orientação expressa em termos dos ângulos de Euler pode ser representada como um ponto em um sistema coordenado de três dimensões, nas quais os eixos são dados justamente por esses ângulos de Euler. O espaço resultante é conhecido como espaço de Euler, em que os parâmetros φ_1 , Φ e φ_2 são coordenadas cartesianas. A FDO é geralmente representada em seções de igual espaçamento angular (5°), ao longo de um dos ângulos de Euler.

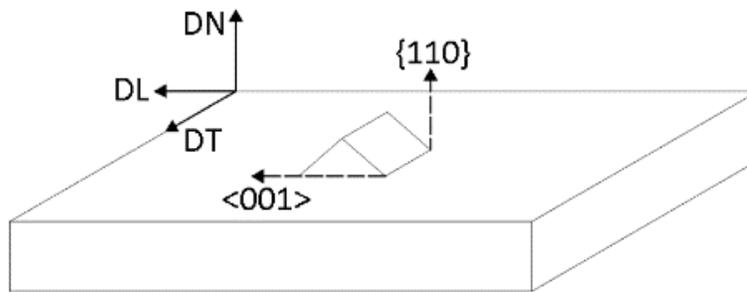


Figura 2.23. Esquema da relação entre os eixos dos cristal e a chapa para a orientação $\{110\} \langle 001 \rangle$. A normal ao plano $\{110\}$ é paralela à direção normal da chapa (DN) e direção $\langle 001 \rangle$ é paralela à direção longitudinal. Adaptado de Randle et al. (2000).

Durante a deformação dos materiais ocorrem mudanças na orientação dos cristais que não são ao acaso, mas sim consequências do fato de que a deformação acontece nos planos de maior densidade atômica e, portanto, o material adquire uma orientação particular. Se o material recristaliza após a deformação, a nucleação de novos grãos ocorre preferencialmente em regiões com uma orientação particular. Além disso, o crescimento de grão é influenciado pela orientação das regiões adjacentes e a nucleação e o crescimento de grãos com uma orientação preferencial criam uma textura de recristalização diferente da textura de deformação (HUMPREYS, 2004). A Tabela 2.2 e as Figura 2.24 e Figura 2.25 fornecem e ilustram as fibras (linhas de alta intensidade de orientação) e orientações mais importantes nos materiais CCC e CFC.

Os materiais CCC apresentam uma textura de fibra α_F (o eixo $\langle 110 \rangle$ paralelo à direção de laminação com as componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle$, $\{1\bar{1}1\} \langle 110 \rangle$), fibra γ_F (o eixo $\langle 111 \rangle$ paralelo à direção normal com as componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{11\bar{1}\} \langle 112 \rangle$), fibra η_F (o eixo $\langle 001 \rangle$ paralelo à direção de laminação com as componentes $\{001\} \langle 100 \rangle$, $\{011\} \langle 100 \rangle$), fibra ζ_F (o eixo $\langle 011 \rangle$ paralelo à direção normal com as componentes $011 \langle 100 \rangle$, $\{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle$, $\{0\bar{1}1\} \langle 111 \rangle$, $\{0\bar{1}1\} \langle 011 \rangle$), fibra ε_F (o eixo $\langle 011 \rangle$ paralelo à direção transversal com as componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 111 \rangle$, $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ 8 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{11\ 11\ 8\} \langle 4\ 4\ 11 \rangle$, $\{011\} \langle 100 \rangle$), fibra θ_F (o eixo paralelo à direção normal com as componentes $\{001\} \langle 100 \rangle$, $\{001\} \langle 110 \rangle$) e a fibra β_F (componentes principais $\{001\} \langle 100 \rangle$, $\{557\} \langle 583 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$).

Tabela 2.2. Fibras características de laminação em metais e ligas CCC e CFC com seus principais componentes e os ângulos de Euler característicos (HERRERA, 2006).

Material	Fibra	Eixo da Fibra	Principais componentes	Ângulos de Euler (°)		
				ϕ_1	Φ	ϕ_2
CCC	α_F	$\langle 011 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 110 \rangle, \{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle, \{1\bar{1}1\} \langle 110 \rangle$	0	0-90	45
	γ_F	$\langle 111 \rangle // DN$	$\{111\} \langle 110 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle$	0-90	54,7	45
	η_F	$\langle 001 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 100 \rangle, \{011\} \langle 100 \rangle$	0	0-45	0
	ζ_F	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{011\} \langle 100 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 111 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 011 \rangle$	0-90	45	0
	ϵ_F	$\langle 110 \rangle // DT$	$\{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 111 \rangle, \{4411\} \langle 11118 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle, \{11118\} \langle 4411 \rangle, \{011\} \langle 100 \rangle$	90	0-90	45
	θ_F	$\langle 011 \rangle // DT$	$\{001\} \langle 100 \rangle, \{001\} \langle 110 \rangle$			
	β_F		$\{001\} \langle 100 \rangle, \{557\} \langle 583 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle$	0-90	35-54,7	45
CFC	α_F	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{011\} \langle 100 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 111 \rangle, \{0\bar{1}1\} \langle 011 \rangle,$	0-90	45	0
	γ_F	$\langle 111 \rangle // DN$		60-90	54,7	45
	τ_F	$\langle 011 \rangle // DT$		90	0-90	45
	β_F		$\{211\} \langle 111 \rangle, \{123\} \langle 634 \rangle, \{011\} \langle 211 \rangle$	35-90	35-45	45-90

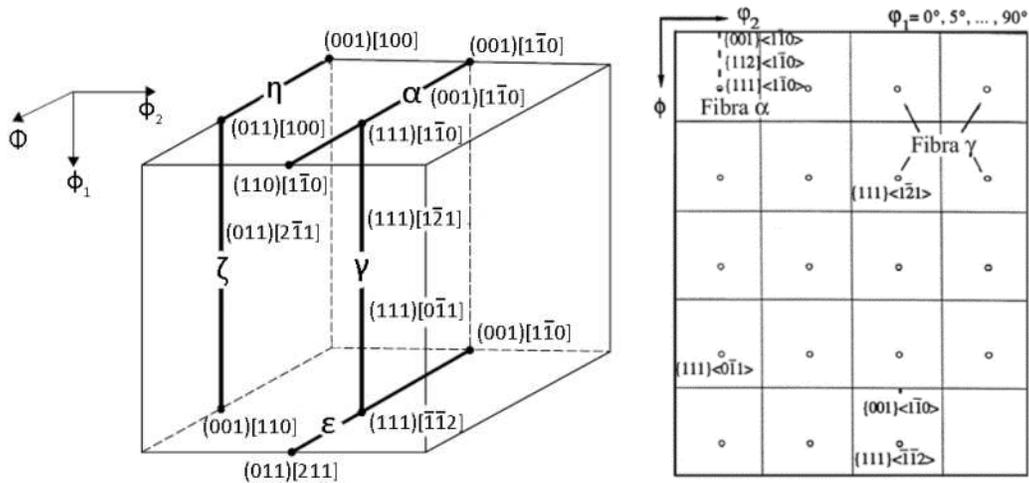


Figura 2.24. Fibras e orientações de laminação mais importantes no espaço de Euler para os materiais CCC (RAABE, 1993; KESTENS, 2005).

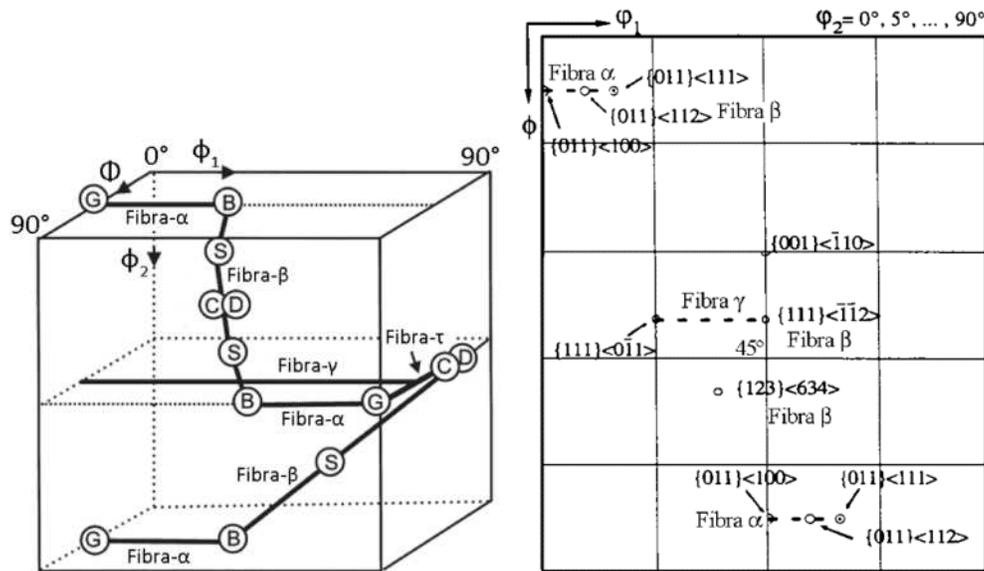


Figura 2.25. Fibras e orientações de laminação mais importantes no espaço de Euler para os materiais CFC (HUMPREYS, 2004; HIRSCH, 1988).

Para os materiais CFC as fibras mais importantes são α_F (o eixo $\langle 011 \rangle$ paralelo à direção normal com as componentes Goss, G- $\{011\}\langle 100 \rangle$, $\{0\bar{1}1\}\langle 211 \rangle$, $\{0\bar{1}1\}\langle 111 \rangle$, $\{0\bar{1}1\}\langle 011 \rangle$), fibra γ_F (o eixo $\langle 111 \rangle$ paralelo à direção normal), fibra τ_F (o eixo $\langle 011 \rangle$ paralelo à direção transversal) e fibra β_F (componentes Cobre, C- $\{211\}\langle 111 \rangle$, S- $\{123\}\langle 634 \rangle$, latão, B- $\{011\}\langle 211 \rangle$ e cubo- $\{001\}\langle 100 \rangle$ girando ao redor de DL, DT e DN)

2.10.2 Textura em juntas soldadas por SAPNC

Embora o escoamento de material durante a SAPNC seja complexo, a deformação induzida pela ferramenta no processo varia em função da posição ao longo do cordão de soldagem e é considerado como cisalhamento simples (MIRONOV, 2008). Em cada ponto ao redor da ferramenta, a direção de cisalhamento (DV) é tangencial à superfície da ferramenta e a normal ao plano de cisalhamento (NPV) é perpendicular a essa superfície (FONDA, 2011). Na Tabela 2.3 são apresentadas as texturas de cisalhamento para materiais CCC e CFC.

Na SAPNC o plano e a direção de cisalhamento não estão relacionados com a geometria da amostra, mas são aproximadamente paralelas à superfície do pino e do ombro da ferramenta ou às linhas de escoamento de material e seguem uma linha/superfície ao longo da ZM, devido à rotação da ferramenta ao redor da direção normal (DN). Para a SAPNC a direção de cisalhamento

dentro da ZM se encontra inserido em uma circunferência com DV//DT no lado de retrocesso e avanço e DV//DL na parte central da ZM, como se apresenta na Figura 2.26 (MIRONOV, 2008). De acordo com a Figura 2.26, o plano de cisalhamento é paralelo à linha entre a ZTMA e a ZM. A superfície de cisalhamento pode ser descrita como um cone truncado com os diâmetros maior e menor similares ao diâmetro do ombro da ferramenta e do pino, respectivamente. Além disso, Mironov et al. (2008) chegaram a resultados que garantem que a orientação dos grãos na ZTMA com relação à direção normal (DN) é igual ao ângulo da superfície entre a ZTMA e a ZM. Na Tabela 2.4 é fornecido um resumo das texturas em SAPNC reportadas na literatura para os materiais CCC e CFC.

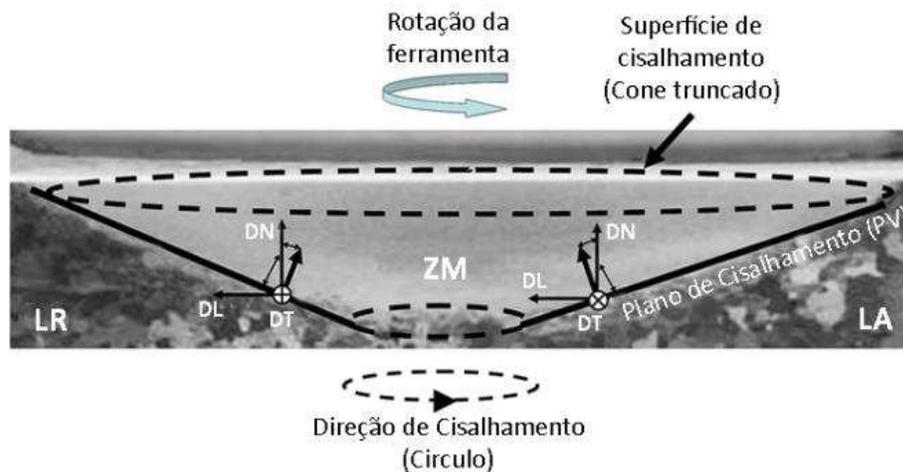


Figura 2.26. Representação das orientações do plano e a direção de cisalhamento (DV) na ZM. Adaptado de Mironov et al. (2008).

Tabela 2.3. Orientações ideais de texturas de cisalhamento para os materiais CCC e CFC (FONDA, 2011).

Material	Textura	Componente	Ângulos de Euler (°)		
			ϕ_1	Φ	ϕ_2
CCC	D ₁	$\{\bar{1}\bar{1}\bar{2}\}\langle 111\rangle$	54,7/234,7	45	0
			144,7/324,7	90	45
	D ₂	$\{11\bar{2}\}\langle 111\rangle$	125,3/305,3	45	0
			35,3/215,3	90	45
	E	$\{110\}\langle 1\bar{1}\bar{1}\rangle$	90	35,3	45
	\bar{E}	$\{\bar{1}\bar{1}0\}\langle 1\bar{1}\bar{1}\rangle$	270	35,3	45
	J	$\{110\}\langle 1\bar{1}\bar{2}\rangle$	90/210/330	54,7	45
\bar{J}	$\{\bar{1}\bar{1}0\}\langle \bar{1}\bar{1}\bar{2}\rangle$	30/150/270	54,7	45	
F	$\{110\}\langle 001\rangle$	0/180	45	0	
CFC	A ₁	$\{111\}\langle \bar{1}\bar{1}\bar{2}\rangle$	35,3/215,3	45	0
			125,3/305,3	90	45
	A ₂	$\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$	144,7/324,7	45	0
			54,7/234,7	90	45
	A	$\{1\bar{1}\bar{1}\}\langle 110\rangle$	0	35,3	45
	\bar{A}	$\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}\langle \bar{1}\bar{1}0\rangle$	180	35,3	45
	B	$\{1\bar{1}\bar{2}\}\langle 110\rangle$	0/120/240	54,7	45
	\bar{B}	$\{\bar{1}\bar{1}\bar{2}\}\langle \bar{1}\bar{1}0\rangle$	60/180/300	54,7	45
C	$\{001\}\langle 110\rangle$	90/270	45	0	

Tabela 2.4. Texturas de cisalhamento em SAPNC de materiais CCC e FCC reportados na literatura.

Material	Textura	Sistema de referência*	Referência
Ferro puro (CCC)	D ₂ $\{11\bar{2}\}\langle 111\rangle$	NPV-DV	Mironov, 2008
Aço X80 (CCC)	A- $\{1\bar{1}\bar{1}\}\langle 110\rangle$, B- $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 110\rangle$, C- $\{001\}\langle 110\rangle$, Cubo rotacionado $\{001\}\langle 100\rangle$, D- $\{11\bar{2}\}\langle 111\rangle$,	NPV-DV	Abassi, 2011
Aço inoxidável 304L (CFC)	A- $\{1\bar{1}\bar{1}\}\langle 110\rangle$, A- $\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}\langle 112\rangle$, B- $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 110\rangle$, C- $\{001\}\langle 110\rangle$	NPV-DV	Nelson, 2011
Aço inoxidável super duplex UNS (2750) (CFC, CCC)	CFC $\{110\}\langle 112\rangle$, CCC $\{001\}\langle 110\rangle$	DN-DL	Sato, 2005
Al (CFC)	$\{112\}\langle 110\rangle$ componentes B, \bar{B} , B/ \bar{B} , C- $\{001\}\langle 110\rangle$	NPV-DV	Field, 2001; Fonda, 2004, 2006, 2007; Prangnell, 2005; Suhuddin, 2010
Ni-Al (CFC)	A- $\{1\bar{1}\bar{1}\}\langle 110\rangle$, B- $\{1\bar{1}\bar{2}\}\langle 110\rangle$	NPV-DV	Oh-Ishi, 2006

* Refere-se à rotação dos dados de EBSD para os sistema de cisalhamentos simples NPV-DV.

3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A análise foi realizada em duas etapas: 1) desenvolvimento de parâmetros de soldagem e 2) estudo do efeito do processo de soldagem na evolução microestrutural das juntas soldadas. A primeira etapa corresponde à execução das juntas soldadas e ao registro da sua história térmica. A segunda etapa envolve a caracterização microestrutural dos metais de base e das juntas soldadas e, juntamente, a simulação dos ciclos térmicos associados ao processo de soldagem.

3.1 Desenvolvimento dos parâmetros de soldagem

3.1.1 Materiais

Os materiais empregados no estudo foram chapas de 500x85x6,6 mm do aço ASTM A516 Gr60 e da liga de níquel 625. As composições químicas fornecidas pelos fabricantes são apresentadas na Tabela 3.1. A seleção da espessura das chapas foi baseada em soldagens preliminares nas quais se identificou a espessura adequada para se obter juntas de topo com penetração total, usando uma ferramenta com o comprimento do pino de 6,1 mm.

Tabela 3.1. Composição química do aço ASTM A516 Gr60 e da liga de Ni 625.

Elemento	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Si	Ti	Al	Mn	Co	C
L625*	60,72	22,59	9,39	3,50	3,00	0,22	0,24	0,18	0,09	0,05	0,02
A516**	0,01	0,03	-	-	Bal	0,25	-	0,29	0,95	-	0,15

Análise feita pelo fabricante *Sandmayer Steel Company e ** Companhia Siderúrgica Paulista

3.1.2 Execução das juntas soldadas

As soldagens foram realizadas usando uma máquina específica para SAPNC (Figura 3.1) RM-1 da *Transformation Technologies Inc*, que possibilita o controle de posição e de força axial durante a soldagem. Foi usada uma ferramenta de material compósito de matriz metálica W-Re e

reforçada com um cerâmico de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN), formada por um ombro de 23,6 mm, comprimento do pino de 6,1 mm e uma geometria cônica do pino com 10,0 mm e 3,9 mm de diâmetro maior e menor, respectivamente. Para minimizar a oxidação da ferramenta, foi utilizado argônio como gás de proteção. A penetração da ferramenta no início do processo (*engage*), foi de 5,65 mm e foi usada uma chapa de apoio (*backing*) de aço com depósito cerâmico desenvolvido no LNNano.

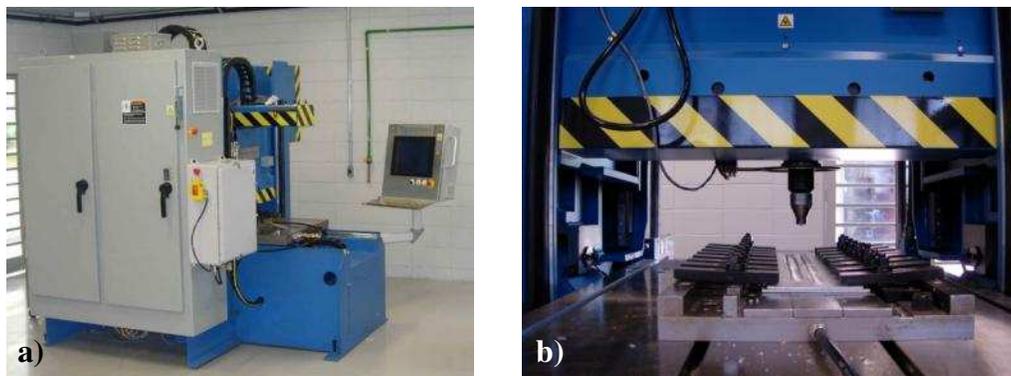


Figura 3.1. a) Vista geral do equipamento para soldagem SAPNC e b) detalhe da mesa para soldagem e do sistema de fixação.

A Figura 3.2 mostra a configuração de soldagem utilizada e a forma como foram definidos o deslocamento real (D_R) e o deslocamento tangente (D_T) da ferramenta. O parâmetro D_R refere-se à distância entre a linha da junta e o eixo da ferramenta, enquanto o parâmetro D_T refere-se à distância entre a linha da junta (interface bimetálica) e a tangente do pino. Como o pino possui um formato cônico, o deslocamento tangencial foi definido na metade da penetração da ferramenta (P_F) 2,89 mm, sendo, portanto, o raio do pino de 3,63 mm. D_R é o posicionamento da ferramenta durante o processo de soldagem, enquanto o parâmetro D_T permite relacionar o efeito do deslocamento da ferramenta com o processo de soldagem, o aporte térmico, as propriedades mecânicas da junta e a sua microestrutura. Dessa forma, a discussão será realizada em termos do deslocamento tangencial do pino (D_T).

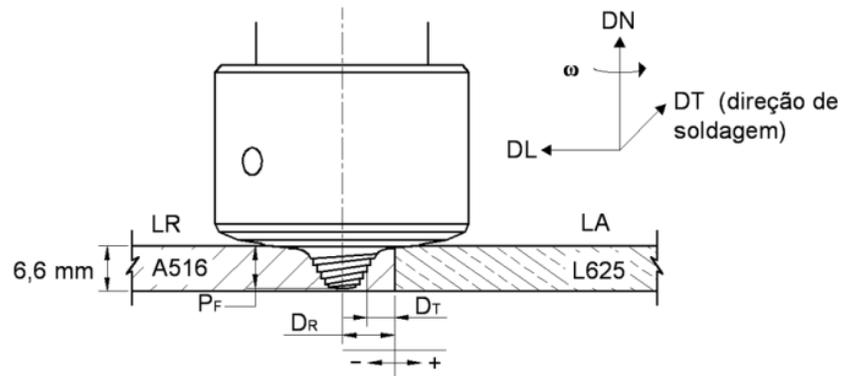


Figura 3.2. Configuração de soldagem. Posicionamento da ferramenta para determinação do deslocamento real (D_R) e tangencial (D_T) e a profundidade da ferramenta (P_F). As setas e os sinais positivo e negativo indicam a posição da ferramenta em relação à linha da junta.

3.1.3 Seleção de parâmetros

A determinação dos parâmetros para a realização das juntas de topo do aço ASTM A516 Gr 60 e da liga de Ni 625 foi baseada em experiência preliminar na SAPNC de ligas de Ni e de aços carbono no LNNano (RODRÍGUEZ, 2012), e em dados reportados na literatura sobre materiais similares. A soldagem das juntas foi realizada em duas etapas: 1) desenvolvimento de parâmetros 2) soldagem utilizando os parâmetros otimizados. Os parâmetros utilizados na etapa de desenvolvimento e os parâmetros otimizados estão resumidos na Tabela 3.2 e Tabela 3.3, respectivamente. A primeira etapa foi dividida em duas fases: a) determinação da velocidade de rotação apropriada para obter juntas com penetração total mantendo a distância entre a linha da junta e o eixo da ferramenta em zero (D_T : +3,63 mm). Nesta fase a velocidade de avanço foi mantida constante em $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ devido aos bons resultados apresentados na SAPNC de juntas sobrepostas de aço estrutural e a liga de Ni 625. A velocidade de rotação tem uma relação direta com o AT, e em vista disso buscam-se variações consideráveis do AT que permitam mudanças microestruturais; b) Variação do deslocamento tangencial para a obtenção de juntas livres de defeitos. Para essa obtenção, foram soldadas juntas em um único passe de 450 mm de comprimento, sendo modificados os parâmetros (velocidade de rotação e/ou D_T) a cada 150 mm. A avaliação inicial das juntas foi feita segundo o preenchimento total da junta, com líquidos penetrantes e segundo o aspecto da superfície. Posteriormente, foi realizada análise metalográfica da seção transversal das juntas.

Tabela 3.2. Parâmetros de soldagem para a junta aço A516 Gr 60 / L625 na etapa de desenvolvimento.

Ensaio	v (mm.min⁻¹)	ω (rpm)	D_T (mm)	D_R (mm)
Varição Vel. rot.	100	250 a 350	+3,63	0,00
Varição D _T	100	300	+0,50 a +3,63	-3,13 a 0,00

v: velocidade de avanço ω: velocidade de rotação
D_T: deslocamento tangencial D_R: deslocamento real

Usando os parâmetros selecionados na etapa anterior foram realizadas as juntas finais, sendo soldadas duas chapas para cada uma das condições cujos parâmetros são apresentados na Tabela 3.3. As juntas foram inspecionadas visualmente e posteriormente foi implementado o método de inspeção não destrutiva por líquidos penetrantes e dobramento de raiz para garantir a correta avaliação da penetração. O objetivo da variação do D_T foi determinar o efeito da variação do deslocamento tangencial da ferramenta e da força axial na microestrutura.

Tabela 3.3. Parâmetros otimizados de soldagem para a junta aço A516 Gr 60 / L625.

v (mm.min⁻¹)	ω (rpm)	F_Z (kN)	D_T (mm)	D_R (mm)
100	300	30	+1,5	-2,13
		25	+2,0	-1,63
		30	+2,0	-1,63

F_Z: força axial

3.1.4 Medidas de temperatura

Para o estudo da história térmica durante a soldagem, foi medida a evolução da temperatura em diferentes regiões da junta soldada com uma velocidade de rotação de 300 rpm, velocidade de avanço de 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN, sendo executadas três repetições desta medida. As medidas de temperatura foram realizadas empregando termopares tipo K (Alumel/Cromel). Para este propósito, foram fabricadas chapas de apoio (10,0 mm de espessura) em aço 1045 que permitissem o posicionamento das chapas da junta e dos termopares como apresentado na Figura 3.3a. Os termopares foram soldados nas chapas em duas distâncias desde a base das chapas: a primeira a 0,5 mm (termopares 1 e 4), posicionados abaixo do pino da ferramenta, e os termopares restantes foram fixados a 3,0 mm. Para garantir a fixação dos termopares após sua soldagem na junta, a ranhura na chapa de apoio foi preenchida com cerâmica

condutora térmica OMEGA®-OB600. Esta cerâmica possui uma temperatura máxima de serviço de 1427°C e uma condutividade térmica dentre 1,44-1,73 W.m⁻¹.°C⁻¹. A posição dos termopares foi definida de acordo com as diferentes regiões da junta como é apresentado esquematicamente na Figura 3.3. A Tabela 3.4 apresenta as distâncias a partir da linha da junta para cada termopar nos dois materiais.

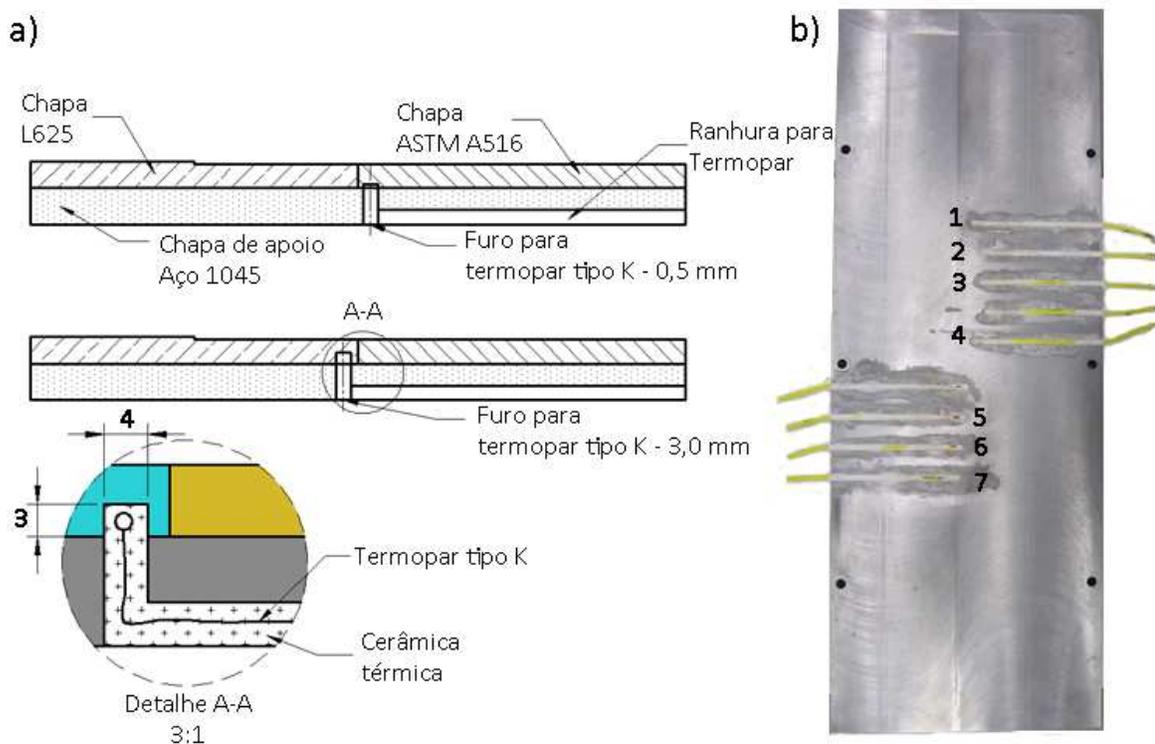


Figura 3.3. Montagem para medida de temperatura. a) Esquema da secção transversal da montagem e b) localização dos termopares na chapa de apoio. Medidas em milímetros.

Tabela 3.4. Posição dos termopares em relação à linha da junta.

Termopar	Aço ASTM A516 (LR)				Liga de Ni 625 (LA)		
	1	2	3	4	5	6	7
Distância desde a linha original da junta (mm)	3,5	8,5	9,5	3,5	2,5	4,0	7,0
Distância desde a base das chapas (mm)	0,5	3,0	3,0	0,5	3,0	3,0	3,0

A aquisição de dados foi realizada empregando 9 canais de entrada de um conversor analógico digital (CAD) Instrunet Model 100 (Figura 3.4) com uma frequência de aquisição de dados de 73,6 Hz por canal.

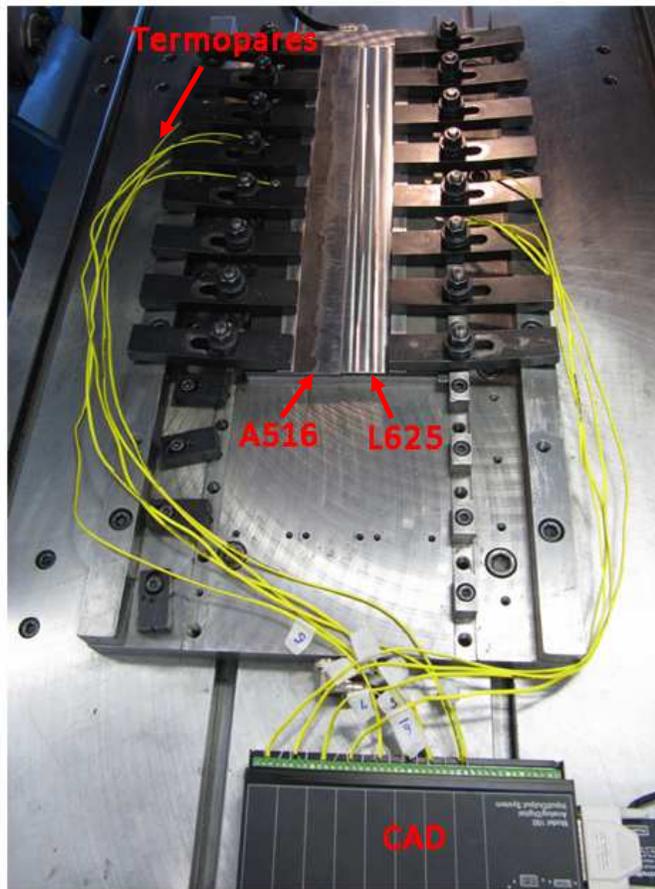


Figura 3.4. Montagem para medida de temperatura durante a soldagem empregando um conversor analógico digital (CAD) Instrunet Model 100.

3.2 Efeito do processo de soldagem na microestrutura das juntas

3.2.1 Avaliação microestrutural

As técnicas de caracterização e os equipamentos que foram utilizados na caracterização microestrutural assim como seu propósito são descritas a seguir.

a) Ensaios mecânicos: Avaliação da dureza por microindentação Vickers ($HV_{0,1/15}$) de acordo a norma ASTM E384-11. Foram confeccionados os mapas de microdureza através de um microindentador LECO® com mesa automatizada. A carga utilizada foi de 0,98 N (100 gf) e tempo de carregamento de 15s.

b) Caracterização básica de fases e microestrutura: Realizada através de um microscópio óptico de luz refletida (MO) Olympus BX51M acoplado com um sistema de aquisição e análise de imagens PAX-It®. A preparação das amostras foi realizada utilizando lixa com granulometria de 80 à 1200, seguido de polimento com diamante de 1,0 μm e com sílica coloidal de 0,06 μm . Devido às diferenças microestruturais dos materiais das juntas foi necessário realizar o ataque com dois reativos diferentes; inicialmente as amostras foram atacadas com Nital 2%, seguido de ataque eletrolítico com ácido crômico 10% e uma tensão de 2,5 V durante 20 s.

c) Caracterização básica de fases, observação de microestrutura e estudos cristalográficos: Realizada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) nos microscópios JEOL JSM 5900 LV, FEI Inspect F50 e FEI Quanta 650. Os microscópios contam com detectores de Espectroscopia de Raios-X Dispersiva em Energia de (XEDS) e de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).

Com a técnica de XEDS foram obtidos dados de composição química para a identificação de fases e dos precipitados de maior tamanho. A determinação da textura, medições de tamanho de grão e dos mecanismos de recristalização foram realizadas através de um MEV acoplado a um sistema de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), com um detector NordlysF, software de aquisição HKL *Fast Acquisition* e software para a análise dos dados HKL Channel 5. Os mapas de orientação foram adquiridos usando 15 kV e um passo de 0,5 μm na metade da espessura da chapa para todas as regiões com mudanças microestruturais produzidas pelo processo de soldagem. Os dados foram analisados por meio de mapas de orientação cristalográfica de imagem por ângulos de Euler e por figura de polo inversa para determinar a evolução da microestrutura e o tamanho de grão. A textura foi determinada através de figuras de polo e FDO pelo método de expansão de séries.

Além disso, aos dados de EBSD das juntas soldadas foram aplicadas rotações nos eixos de referência da amostra para descrever a textura em função dos eixos do plano de cisalhamento (PV) e da direção normal ao plano de cisalhamento (NPV). O PV é definido de acordo com a interface entre a ZM e a ZTMA, como é observado na Figura 3.5. Alguns autores têm mostrado que, embora o escoamento de material seja bastante complexo, a componente de cisalhamento simples é predominante em juntas soldadas por atrito com pino não consumível e, por consequência, é mais conveniente descrever a textura em termos do plano de cisalhamento e da

direção normal à este plano (MIRONOV, 2008). Neste trabalho foram efetuadas as seguintes rotações: no LR -90° ao redor de DN e 50° ao redor de DL; para o LA as rotações foram de 90° ao redor de DN e 70° ao redor de DL. Já para a ZM os dados foram rotacionados 60° ao redor de DL, porque o cone de cisalhamento varia entre a posição do LR e do LA. Isto é, o ângulo de rotação da ZM fica em uma posição intermediária entre o LR e o LA porque não existe mais a restrição que a liga 625 impõe no escoamento de material. O ombro também tem um efeito significativo na textura do material, em especial no LA na liga 625, por isso para esta zona as rotações foram de 90° ao redor de DN e 10° ao redor de DL. O resumo das rotações é apresentado na Tabela 3.5.

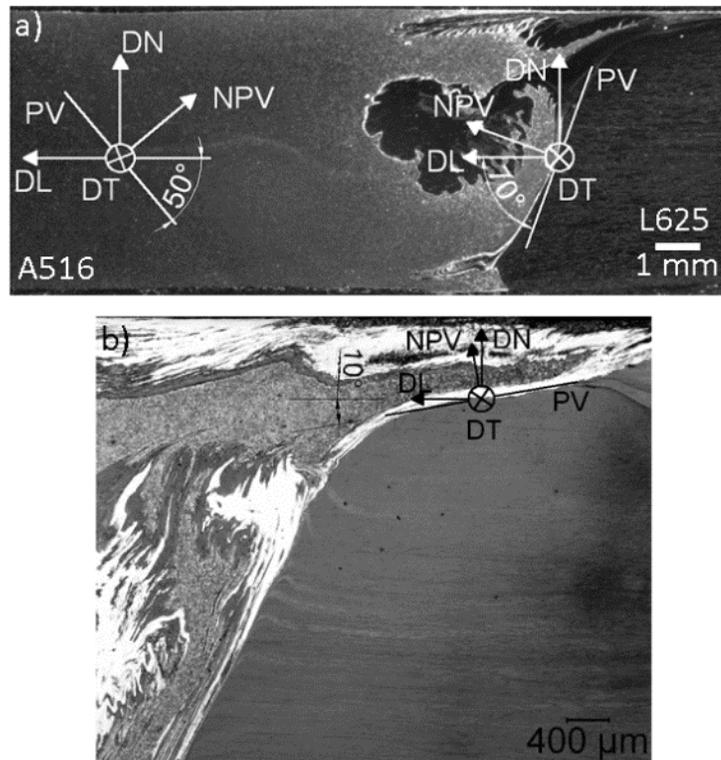


Figura 3.5. Representação esquemática das orientações do plano (PV) e da direção (NPV) de cisalhamento com respeito às direções normal (DN), longitudinal (DL) e transversal (DT). a) Rotações para o LA e LR, b) rotação do ombro no LA na liga 625.

Tabela 3.5. Resumo das rotações empregadas na análises de EBSD.

Região	Rotações ($^\circ$)	
	DN	DL
LR	-90	50
ZM		60
LA	90	70
LA Ombro	90	10

d) Caracterização avançada das fases e dos mecanismos de recristalização: Realizada em um microscópio eletrônico de transmissão (MET) JEOL JEM 2100 ARP com canhão termo-iônico de LaB₆. Na preparação metalográfica, as amostras foram lixadas até uma espessura aproximada de 250 µm, e posteriormente foram cortados discos de 3 mm de diâmetro. Estes discos foram polidos nas duas faces com alumina e rebaixados na região central utilizando o equipamento de desbaste esférico (*Dimple Grinder*), até uma espessura de 20 µm. Após esta fase, as amostras foram afinadas utilizando um feixe de íons de Ar até atingirem uma espessura central da ordem de 20 nm. Também foram preparadas amostras da interface e de regiões específicas por meio de feixe de íons focalizados (*focus ion beam – FIB*) em um microscópio FEI Quanta 3D FEG.

Na preparação das amostras por FIB seguiu-se o procedimento padrão, o qual se inicia com a deposição de uma camada de 2 µm de platina (Pt) na região de interesse. Posteriormente, foram feitos cortes abaixo e acima da região (secção transversal “Regular”), seguido de uma limpeza da secção transversal. Após esta preparação, a amostra foi retirada e soldada em uma grade especial para FIB para dar início ao o polimento. Foram realizadas três etapas de polimento para reduzir a espessura da amostra até aproximadamente 50 nm. Os parâmetros utilizados para a preparação das amostras são listados na Tabela 3.6.

Tabela 3.6. Parâmetros ótimos para a preparação das amostras por FIB

Feixe de Ga+	Seção transversal “Regular” ^a	Limpeza da seção transversal ^b	Polimento grosso	Polimento médio	Polimento fino	
V(kV)	30	30	30	30	16	8
i (nA)	15	3	1	0,1	0,05	0,025
z (µm)	3	1	2	2	2	2
±θ (°) ^c	-		2	1	2	2

^a “Regular” cross section – r.c.s; ^b Cleaning cross section – c.c.s; ^c ângulo de incidência

3.2.2 Simulações termodinâmicas e cinéticas

As simulações das transformações de fase foram realizadas para compreender a evolução microestrutural dos precipitados na liga de Ni. Neste trabalho foi utilizada a metodologia Calphad e os softwares comerciais Thermo-Calc® clássico (TCC) versão S e o Dictra® versão 25. Realizaram-se cálculos em condições de resfriamento sob condições cinéticas, próprias do

processo de SAPNC e utilizou-se a base de dados termodinâmica Ni-data® v-8 e a base de dados cinéticas MobNi®.

Existe uma ampla variedade de métodos computacionais úteis para calcular e modelar termodinamicamente sistemas metalúrgicos multicomponentes. A metodologia Calphad (*CALculations of PHase Diagrams*) é uma das ferramentas de modelagem mais versáteis e utilizadas para simulação termodinâmica. Essa metodologia baseia-se na solução através de programas computacionais de modelos termodinâmicos assim como a derivação de modelos cinéticos de diversas áreas da ciência e da engenharia dos materiais, permitindo representar as propriedades termodinâmicas de sistemas multicomponentes, avaliar e validar dados experimentais e teóricos, retro-alimentar bases de dados autoconsistentes e modelar processos tecnológicos (ENGSTRÖM, 1994; ANDERSSON, 2002; SAUNDERS e MIODOWNIK, 1998; GARZÓN e TSCHIPTSCHIN, 2006).

Os algoritmos da metodologia de cálculo Calphad estão fundamentados na minimização da energia livre de Gibbs de sistemas multicomponentes, através da simplificação e solução de equações polinomiais em função de diversas variáveis, entre elas, pressão, temperatura e composição química. Esta metodologia permite avaliar e aperfeiçoar os parâmetros termodinâmicos e químicos das bases de dados disponíveis, com a seleção de dados experimentais e dos modelos adequados juntamente com os parâmetros de ajuste, maximizando a correspondência entre os dados experimentais e os cálculos. A metodologia permite prever, com um alto grau de precisão, por meio do uso de dados provenientes de sistemas binários e ternários, propriedades termoquímicas e diagramas de fase de sistemas multicomponentes complexos.

O programa computacional Dictra® possui limitações na geometria de simulação, restringindo a solução dos problemas cinéticos a configurações unidimensionais simples. É possível usar três grupos de modelos geométricos: planar, correspondente a uma placa com espessura definida e largura infinita; cilíndrico, correspondente a um cilindro de comprimento infinito com raio definido e geometria circular, simulando uma esfera de raio definido. A simulação com Dictra® requer, portanto, que o problema seja simplificado para se ajustar a algumas das geometrias antes descritas (DICTRA USER'S GUIDE, 2008). Uma boa simulação requer critérios claros para uma correta seleção da geometria pertinente ao problema em questão

e, geralmente, a melhor solução é o encaminhamento à simplificação.

Devido às limitações dos modelos geométricos do programa Dictra®, as simulações cinéticas do estudo da evolução microestrutural da liga de Ni 625 foram divididas em duas etapas, nas quais se estudou a formação dos precipitados durante o resfriamento após a SAPNC: (i) crescimento do precipitado MC na interface das juntas e (ii) crescimento do precipitado $M_{23}C_6$ e transformação dos precipitados MC para formar $M_{23}C_6$ na ZM_{L625}. Na Figura 3.7 é descrito o modelo cinético utilizado para as duas regiões estudadas.

Na etapa inicial da simulação da interface foi determinado o perfil de composição química para cada elemento e comparado com a análise de XEDS. O modelo da Figura 3.7c representa a interface durante o resfriamento após a SAPNC. Nas simulações, foi utilizada uma taxa de resfriamento de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ e uma temperatura máxima de 900°C , valores determinados durante as medidas do ciclo térmico. O tamanho da cela (d) foi de $100\ \mu\text{m}$, determinado a partir da convergência do modelo cinético e, de forma que fosse possível, observar a interdifusão de elementos na interface. Este modelo permitiu determinar o perfil de composição química do carbono. Os demais elementos não mostraram mudanças significativas durante a simulação, portanto foram utilizados os perfis de XEDS medidos ao longo da interface. Cabe salientar, que a distância difundida pelos elementos é menor que aquela apresentada nos perfis de composição química (GANGULY, 1988), pois deve ser considerado o efeito do volume de interação dos elétrons, como ilustrado na Figura 3.6 a seguir.

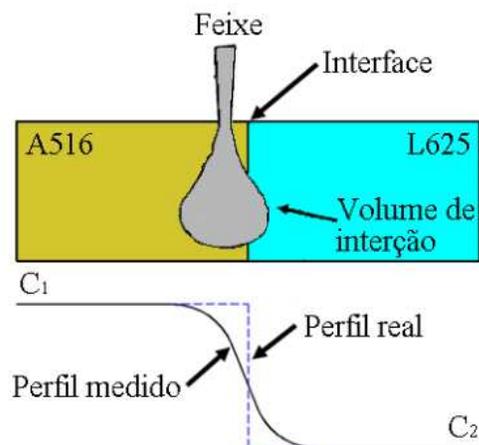


Figura 3.6. Esquema explicativo da convolução entre o volume de interação do feixe de elétrons e o perfil real da composição química, adaptado de Ganguly (1988).

Estes perfis de composição química foram o ponto inicial para o modelo da Figura 3.7d, no qual se estudou o crescimento dos precipitados MC na matriz austenítica. Neste caso, o tamanho da cela foi de 2 μm , o que corresponde ao valor medido experimentalmente nas micrografias da interface (Figura 3.7a). Além disso, existe uma dificuldade na simulação de modelos com um grande número de elementos químicos, essa razão os modelos foram feitos com os principais elementos de liga (Fe, Ni, Nb, Ti e C) envolvidos nas transformações microestruturais durante a formação do precipitado.

Para a ZM_{L625} (Figura 3.7b) foram utilizados dois modelos: no primeiro, estudou-se a formação dos precipitados $M_{23}C_6$ a partir de uma matriz austenítica, com o tamanho da cela de 1 μm , correspondente à metade da distância média entre precipitados (Figura 3.7d). Neste modelo a composição química da matriz austenítica foi obtida a partir do diagrama em equilíbrio da liga à 780°C, imediatamente antes da precipitação dos $M_{23}C_6$; no segundo modelo (Figura 3.7e) foi estudada a transformação dos precipitados MC em $M_{23}C_6$ na matriz austenítica da liga de Ni. Como resultados das simulações, obteve-se a fração de precipitados formada, assim como a distribuição de elementos na cela.

Um ponto importante a se destacar é o efeito da pressão envolvida durante o processo de soldagem no equilíbrio termodinâmico e no coeficiente de difusão nos cálculos cinéticos. As equações utilizadas pelo Dictra não consideram este efeito e é necessário determinar se há uma mudança significativa no coeficiente de difusão com o incremento da pressão. O coeficiente de difusão muda exponencialmente em função da temperatura e da pressão de acordo com a Equação 1:

$$D=D_0 \exp \left[-\frac{E+PV}{RT} \right] \quad \text{Equação 1}$$

Onde D_0 é uma constante experimental, R é a constante universal dos gases, P é a pressão e T é a temperatura absoluta. Para metais, em que a difusão ocorre pelo mecanismo de vacâncias, a energia de ativação E representa a soma da energia de formação e migração de vacâncias e o volume de ativação é a soma dos volumes de formação e migração (YUNKER, 2007; WATSON, 2008). Uma expressão simples que representa, implicitamente, a dependência da pressão na difusão e a mudança no volume de ativação com a pressão, é a relação da temperatura homóloga (Equação 2) (YUNKER, 2007):

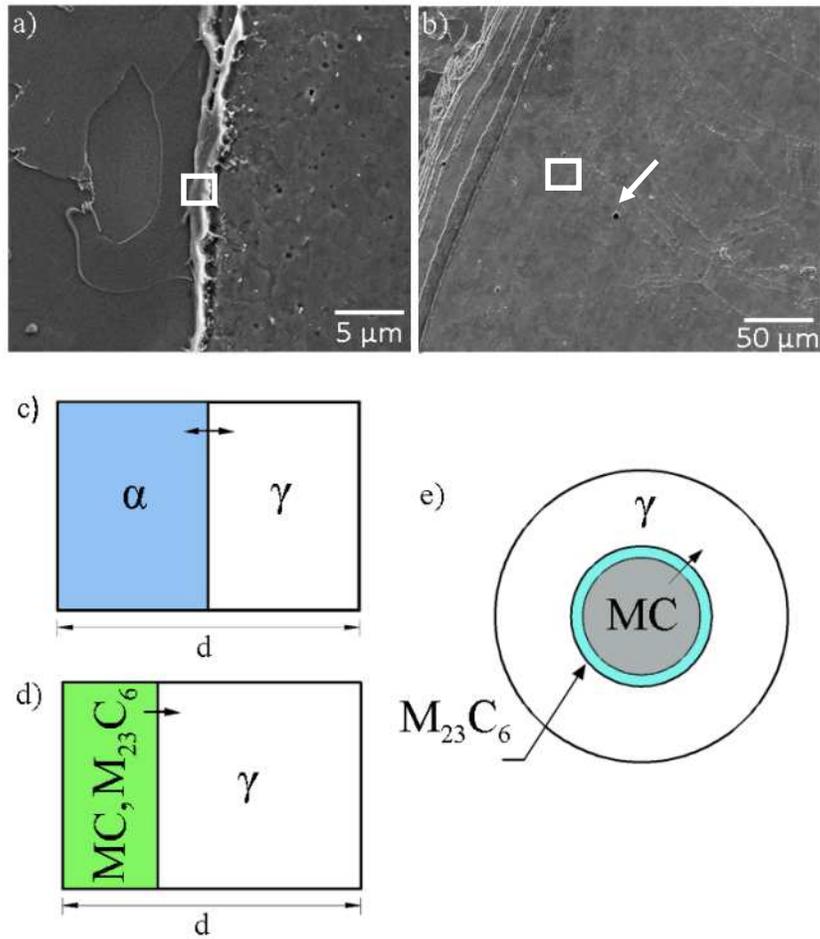


Figura 3.7. Modelo de transformações de fase cinéticas e suas relações com a estrutura. a) Localização dos modelos dentro da interface. b) Localização dos modelos dentro da ZML625. c) Representação esquemática da difusão dos elementos químicos na interface. d) Crescimento dos precipitados MC e $M_{23}C_6$ em uma matriz γ . e) Transformação do precipitado MC em $M_{23}C_6$ na matriz, d: tamanho da cela.

$$D = D_0 \exp \left[-\frac{gT_m}{RT} \right] \quad \text{Equação 2}$$

De forma que T_m é a temperatura de fusão e g é uma constante empírica. Baseado na Equação 2 foram determinados os coeficientes de difusão para o Fe e para o Ni em diferentes pressões, como é apresentado na Tabela 3.7. As temperaturas de fusão para cada pressão foram determinadas com ajuda de diagramas binários Fe-Ni, calculados no Thermocalc, para cada pressão.

Tabela 3.7. Determinação do coeficiente de difusão em função da pressão.

Pressão [Pa]	T _{m Fe} [°C]	T _{m Ni} [°C]	D _{Fe} [m ² .s ⁻¹]	D _{Ni} [m ² .s ⁻¹]
1x10 ⁵	1538	1455	6,39x10 ⁻¹⁸	3,47x10 ⁻¹⁷
5x10 ⁷	1540	1457	6,13x10 ⁻¹⁸	3,34x10 ⁻¹⁷
2x10 ⁸	1545	1460	5,54x10 ⁻¹⁸	3,34x10 ⁻¹⁷
1x10 ⁹	1578	1486	2,82x10 ⁻¹⁸	1,84x10 ⁻¹⁷
12x10 ⁹	2233	3870	4,45x10 ⁻²⁴	1,40x10 ⁻³⁸

Uma simulação da pressão ao redor da ferramenta (Figura 3.8) durante o processo mostra que os valores de pressão encontram-se ao redor de 200 MPa. Então, de acordo com a Tabela 3.7, é possível concluir que não há variações significativas nos coeficientes de difusão com as pressões atingidas durante o processo e que a utilização dos modelos termodinâmicos e cinéticos podem proporcionar uma correta aproximação as fenômenos microestruturais que ocorrem durante a SAPNC. A simulação da pressão ao redor da ferramenta, apresentada na Figura 3.8, foi obtida a partir de uma simulação mecânica que utilizou os resultados de temperatura do modelo térmico. Com esta distribuição de temperatura, procurou-se representar a condição do material durante a soldagem. Ademais, o modelo mecânico baseou-se nas forças medidas experimentalmente na máquina de SAPNC, como a força axial e a longitudinal, para gerar estes resultados.

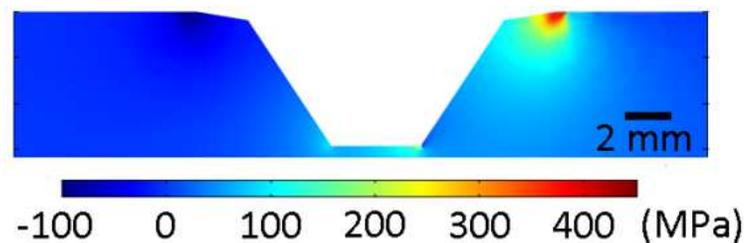


Figura 3.8. Simulação da pressão ao redor da ferramenta

3.2.3 Simulação computacional dos ciclos térmicos

Para entender melhor o comportamento da distribuição da temperatura foi desenvolvido um modelo térmico tridimensional utilizando o programa comercial de elementos finitos COMSOL v 4.3. Embora a SAPNC seja um processo de soldagem termomecânico, um modelo

puramente térmico é ainda uma ferramenta valiosa para o entendimento dos processos físicos que ocorrem durante o processo. O modelo foi calibrado com os dados do perfil térmico obtido durante a soldagem da junta utilizando uma velocidade de rotação de 300 rpm, velocidade de avanço de $100 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN. A simulação computacional dos ciclos térmicos foi realizada pelo Engenheiro Hugo Idagawa do LNNano (IDAGAWA, 2012).

Utilizou-se um modelo de transferência de calor no estado quase-estacionário baseado na formulação Euleriana. Neste modelo, a fonte de calor está em um regime quase-estacionário e o calor gerado na interface ferramenta/chapa é transferido segundo as Leis de Fourier de condução de calor em um sistema coordenado em movimento (IDAGAWA, 2012). A geometria do modelo e as condições de contorno são apresentadas na Figura 3.9, e na Tabela 3.8 são apresentados os parâmetros utilizados na modelagem.

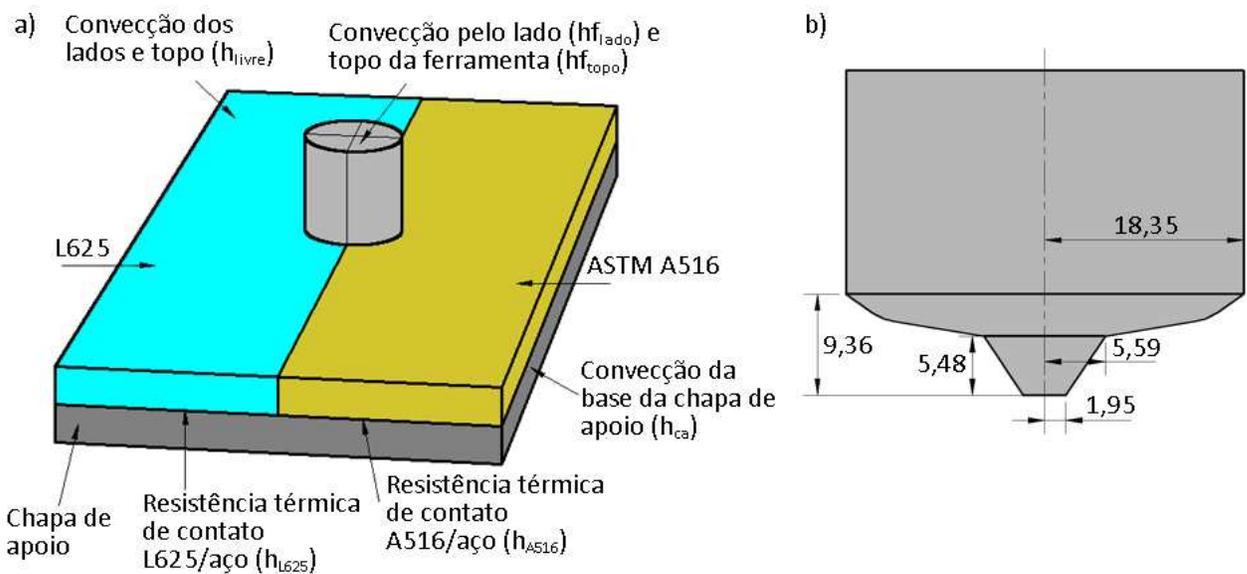


Figura 3.9. a) condições de contorno do modelo de elementos finitos e b) geometria da ferramenta utilizada no modelo. Medidas em milímetros.

Tabela 3.8. Parâmetros para simulação da história térmica durante a SAPNC de juntas dissimilares A516/L625.

Parâmetro	Valor
Coefficiente de convecção dos lados e topo, h_{livre}	$15 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\text{K}^{-1}$
Coefficiente de convecção da base da chapa de apoio, h_{ca}	$1000 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\text{K}^{-1}$
Coefficiente de convecção no lado da ferramenta, $h_{f_{lado}}$	$30 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\text{K}^{-1}$
Coefficiente de convecção no topo da ferramenta, $h_{f_{topo}}$	$500 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\text{K}^{-1}$
Resistência térmica de contato A516/aço, h_{A516}	$2000 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-1}$
Resistência térmica de contato L625/aço, h_{L625}	$1600 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-1}$

Em SAPNC, o calor pode ser gerado pelo atrito e/ou pela deformação do material, e para modelar o fenômeno um fluxo de calor foi aplicado na superfície da interface ferramenta/chapa e é descrita na Equação 3. O balanço entre o calor gerado pelo atrito e pela deformação plástica é determinado pela variável de geração de calor por atrito ou deformação δ_T . Esta variável, que tem um valor entre 0 e 1, define se a ferramenta desliza sobre o material ($\delta_T=1$) gerando calor pelo atrito ou se a ferramenta se adere ao material ($\delta_T=0$), gerando calor pela deformação (NANDAN, 2008), também é possível uma condição intermediária de escorregamento/adeseão ($0 < \delta_T < 1$).

$$q = (\delta_T \mu P_N + (1 - \delta_T) \eta_T \tau_s) (\omega r - v \sin \theta) \quad \text{Equação 3}$$

Nesta equação μ é o coeficiente de atrito, P_N é a pressão de contato, ω é a velocidade de rotação, r é o raio da ferramenta, θ é o ângulo medido entre o vetor velocidade e o vetor raio no eixo da ferramenta, η_T é a eficiência de deformação plástica transformada em calor, geralmente igual a 0,90 (BUFFA, 2006), e τ_s é a tensão de escoamento ao cisalhamento que está relacionada com a tensão de escoamento à tração (σ) pelo critério de Von Mises, conforme a Equação 4. A história térmica derivada da simulação será comparada com os resultados dos ciclos térmicos obtidos e, a partir do modelo, serão extrapolados os ciclos térmicos para as outras duas condições de soldagem.

$$\tau_s = \frac{\sigma}{\sqrt{3}} \quad \text{Equação 4}$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Desenvolvimento de parâmetros de soldagem

A etapa do desenvolvimento dos parâmetros de soldagem foi dividida em duas fases: a) a determinação da velocidade de rotação apropriada para obter juntas com penetração total; e b) a variação do deslocamento tangencial para a obtenção de juntas livres de defeitos. A seleção dos parâmetros adequados obedeceu quatro critérios: o aspecto superficial da junta, a formação de defeitos volumétricos, a penetração total e o desgaste da ferramenta.

Na primeira fase, determinou-se a velocidade de rotação a fim de obter juntas com penetração total com a distância entre a linha da junta e o eixo da ferramenta igual à zero (D_T : +3,63 mm), utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 3.2. Na Figura 4.1 é apresentada a secção transversal das juntas soldadas com uma velocidade de rotação entre 250 e 350 rpm. Com a velocidade de rotação abaixo de 300 rpm, buscou-se parâmetros para que as juntas apresentassem o menor aporte térmico, condição mais propícia para a soldagem de ligas de Ni. Velocidades maiores são amplamente utilizadas para a soldagem de aço carbono. Os resultados mostram que a velocidade de rotação possui efeito significativo na formação de defeitos volumétricos (vazios) neste tipo de juntas, e há uma relação direta entre a diminuição da velocidade de rotação e a redução do tamanho destes defeitos. Todos os parâmetros avaliados apresentaram penetração completa, contudo todos também apresentaram defeitos no lado de avanço. A Figura 4.2 apresenta o comportamento das forças e a profundidade de penetração da ferramenta para todos os parâmetros analisados, com exceção da velocidade de rotação de 300 rpm. Pode-se observar que, com a diminuição da velocidade de rotação, há um incremento na oscilação das forças e, portanto, da própria ferramenta.

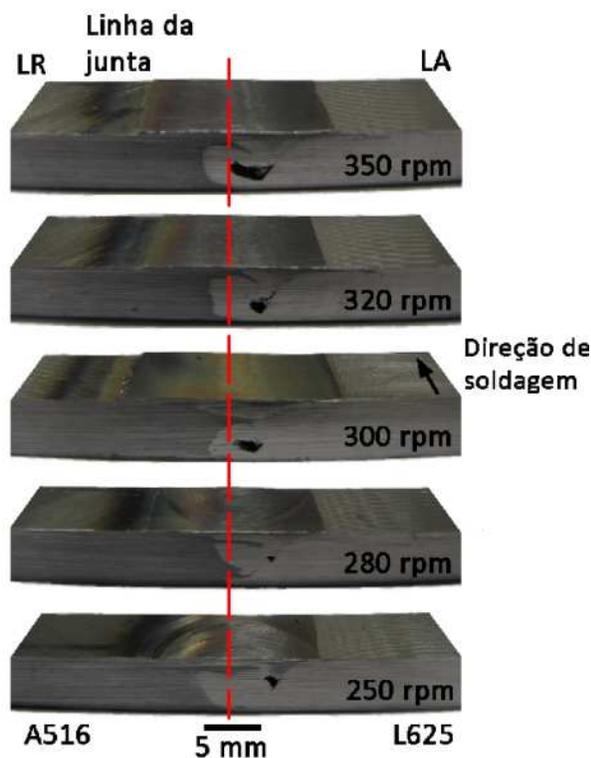


Figura 4.1. Variação da velocidade de rotação entre 250 e 350 rpm para juntas dissimilares de aço A516 e da liga de Ni 625 (L625) com D_T de +3,63 mm e velocidade de avanço de $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. A linha tracejada representa a linha da junta.

A formação de defeitos volumétricos (vazios) na SAPNC de juntas convencionais (não dissimilares) geralmente ocorre no lado de avanço devido à insuficiência de pressão de forjamento, a altas velocidades de avanço ou à abertura da junta (MISHRA, 2007). Para este tipo de junta, as variáveis mencionadas acima não explicam a formação de vazios no lado de avanço. A penetração da ferramenta foi constante, o que garantiu forças axiais similares, e a penetração total das juntas foi verificada com líquidos penetrantes. Além disso, a velocidade de avanço é apropriada para a soldagem de aços e ligas de Ni (SONG, 2010; 2012; RODRIGUEZ, 2012) e a abertura da junta entre as chapas foi zero. Em juntas dissimilares, no entanto, há uma dependência das ligas com a formação de vazios (LEAL, 2004), que se relaciona com as diferenças intrínsecas nas propriedades dos materiais e no escoamento de material que causam a formação destes defeitos volumétricos.

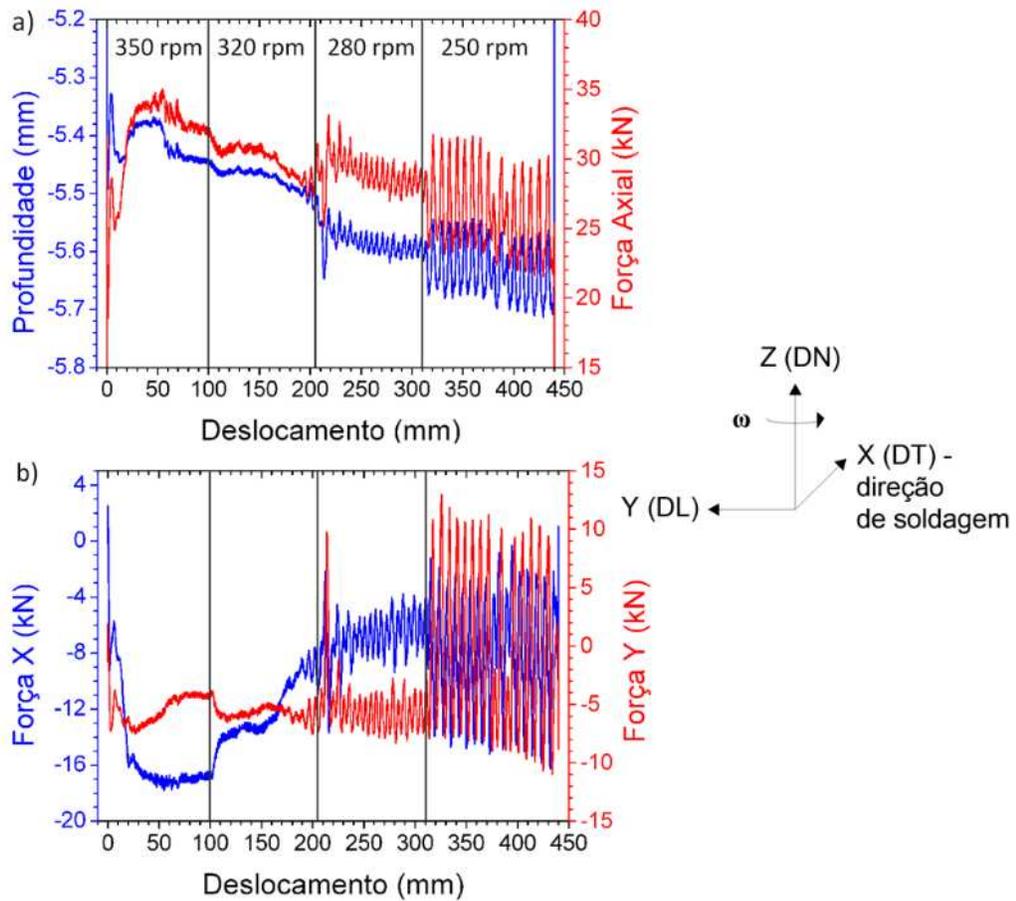


Figura 4.2. Relação entre os parâmetros da soldagem e as forças envolvidas no processo. a) Gráficos de força axial e profundidade de penetração e b) força na direção X (longitudinal) e Y (transversal). Velocidades de rotação de 350, 320, 280, 250 rpm, velocidade de avanço de $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e $D_T : +3,63 \text{ mm}$

A Figura 4.3 apresenta a aparência superficial das juntas soldadas com 250 e 350 rpm. Para baixas velocidades de rotação (250 e 280 rpm), o cordão de soldagem apresentou ondulações causadas pelas instabilidades no padrão de escoamento de material. Estas oscilações também causaram variações na amplitude das forças longitudinais (F_X) e transversais (F_Y) chegando a valores de 10-15 kN, as quais podem fraturar o pino da ferramenta.

A análise das forças longitudinais (X - direção de soldagem) e transversais (Y) das juntas dissimilares soldadas a 250 rpm mostra que há uma relação entre a oscilação das ferramentas e os mínimos e os máximos das forças X e Y, como se observa na Figura 4.4. As forças apresentam uma frequência de oscilação de 0,19 Hz, encontrando-se de acordo com as medidas das ondulações na superfície do cordão de soldagem. As ondulações são provocadas por diferenças no escoamento de material e a formação de vazios na zona misturada, como é apresentado na

Figura 4.5. As oscilações das forças tem uma relação direta com a formação dos vazios na parte de trás da ferramenta como se observa na Figura 4.4c, na qual foram marcados alguns dos instantes da Figura 4.5. Durante o avanço da ferramenta, ocorre a formação de vazios na parte posterior do ombro devido às instabilidades no escoamento de material. Inicialmente, quando não há vazios, a força X atinge o máximo (instante 1), depois, com a criação do vazio, a força em X começa a declinar e há um incremento da força transversal (Y) causado pela restrição que o material oferece ao escoamento. No instante 2, inicia-se o transporte de material desde o LR para o LA (as forças em Y atingem seu máximo) e a formação do vazio, que causam irregularidades nas forças X, como se observa na Figura 4.4c. O incremento do tamanho do vazio permanece até o instante 6, ponto no qual a força em X atinge seu mínimo e a força em Y ainda se encontra no seus valores máximos.

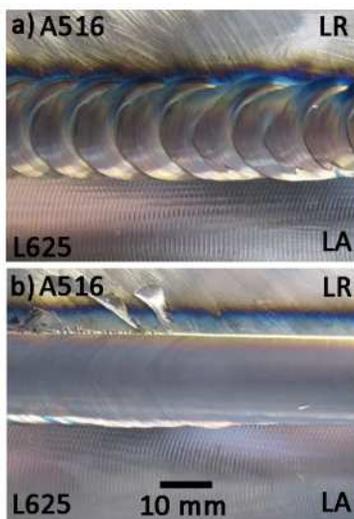


Figura 4.3. Aparência superficial das juntas dissimilares soldadas com velocidade de avanço $D_T: +3,63 \text{ mm } 100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, e velocidade de rotação a) 250 rpm, b) 350 rpm.

Em seguida, a ferramenta avança (instante 7) e novo material se encontra disponível para preencher o vazio, assim começa o aumento da força em X e a diminuição da força em Y. A diminuição da força em Y se deve ao fato de que não há uma restrição física para o material que vai preencher o vazio formado nos instantes anteriores. No final do ciclo, o incremento da força em X se mantém e a força em Y atinge o mínimo (instante 11) em que é preenchido o vazio com o material que foi arrastado pela ferramenta. Neste processo, não há material suficiente por detrás do ombro para preencher os vazios criados durante o processo, formando-se, então, este tipo de defeitos volumétricos (instante 12) (BOLDSAUKHAN, 2011).

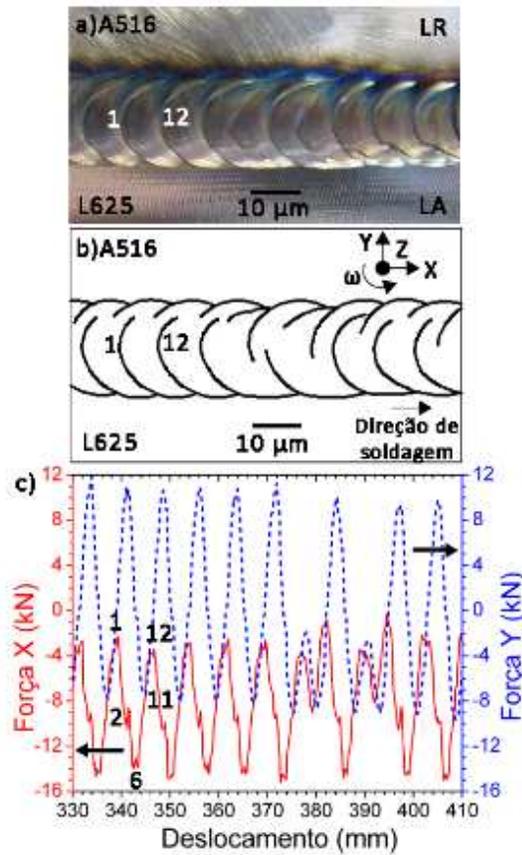


Figura 4.4. Análise das ondulações para baixas velocidades de rotação em juntas dissimilares de topo da liga de Ni 625 e do aço A516. a) Aparência superficial da junta soldada, b) esquema das ondulações e c) detalhe das forças X e Y. Parâmetros de soldagem 250 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +3,63 mm.

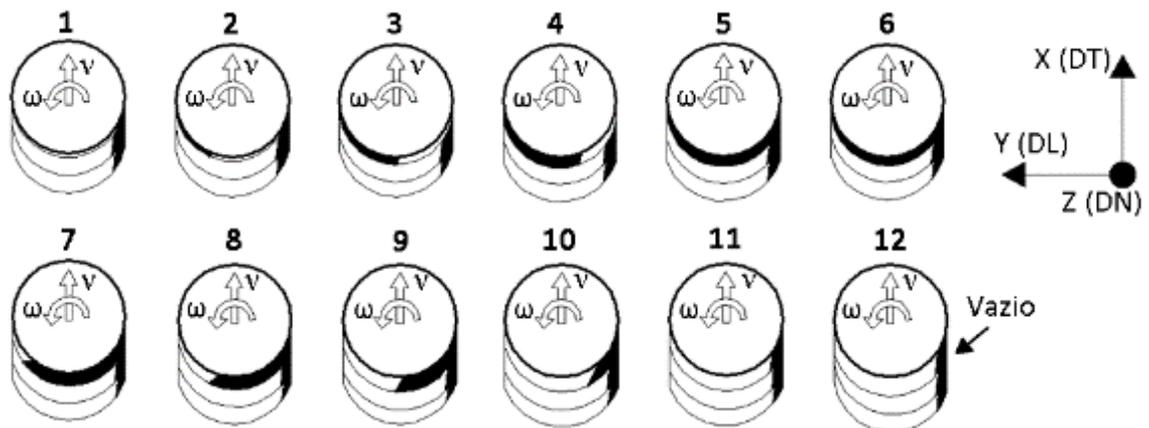


Figura 4.5. Representação esquemática da formação de vazios na ZM do LA. Formação de vazios na parte posterior da ferramenta (instantes 1-6) e deposição de material (instantes 7-12). ω: velocidade de rotação, v: velocidade de avanço, adaptado de Boldsaikhan (2011).

Altas velocidades de rotação produzem incrementos no tamanho dos defeitos volumétricos (vazios) no LA e baixas velocidades de rotação causam oscilações que comprometem o acabamento e são prejudiciais para a ferramenta, podendo até ocasionar a fratura do pino. Assim, apesar de todos os parâmetros apresentarem vazios no LA, a velocidade de rotação de 300 rpm foi escolhida para avaliar o efeito do deslocamento da ferramenta (*offset*) na formação de defeitos e na penetração completa das juntas. Este parâmetro apresenta um tamanho médio de defeitos volumétricos e pouca oscilação da ferramenta. A soldagem das juntas foi realizada com deslocamentos tangenciais da ferramenta (D_T) de +0,5, +1,0, +1,5, +2,0 e +2,13 mm.

Juntas consolidadas foram obtidas para os parâmetros de 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T de +2,0 mm. Juntas consolidadas referem-se a cordões de soldagem com penetração completa no qual a linha original da junta não é visível. Deslocamentos da ferramenta superiores a +2,0 mm, produzem defeitos volumétricos como os vazios no lado de avanço da zona misturada. Em deslocamentos inferiores, não foi observada a formação de vazios, porém, a penetração completa não foi atingida, pois a linha da junta não foi agitada completamente durante o processo, conforme é apresentado na Figura 4.6. A falta de penetração nas juntas de topo de aço A516 e da liga de Ni 625 foi causada pelo formato cônico do pino da ferramenta, o qual limita a agitação da linha da junta na região da raiz quando são usados grandes deslocamentos radiais da ferramenta. Além disso, foi observado que com o incremento do deslocamento da ferramenta, o cordão de soldagem desenvolve ondulações na superfície. A Figura 4.6 apresenta a secção transversal da junta para deslocamentos da ferramenta de +0,5 e +2,0 mm, sendo que o detalhe faz referência à linha original da junta.

A Tabela 4.1 mostra o aporte térmico (AT), que foi calculado a partir do torque gerado pelo motor elétrico que rotaciona a ferramenta T [N.m], pela velocidade de rotação (ω) [rpm] e de avanço (v) [mm.min⁻¹], segundo a Equação 5, obtida a partir de Wei et al. (2011). Dos dados não foi possível estabelecer uma tendência evidente do AT com variações na velocidade de rotação ou com o deslocamento da ferramenta.

$$AT = \frac{(2\pi)\omega T}{60v} \quad \text{Equação 5}$$

Em resumo, juntas de topo consolidadas do aço ASTM A516 Gr 60 e da liga 625 foram obtidas usando controle de posição da ferramenta com os parâmetros de 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T de +2,0 mm. Os outros parâmetros apresentaram defeitos volumétricos (vazios) no lado de

avanço e falta de penetração, pois a linha da junta não foi agitada completamente. Para a obtenção de parâmetros confiáveis para estes materiais, foram feitas juntas consolidadas com deslocamento de +2,0 mm utilizando o controle de força. Os resultados serão apresentados na seção seguinte.

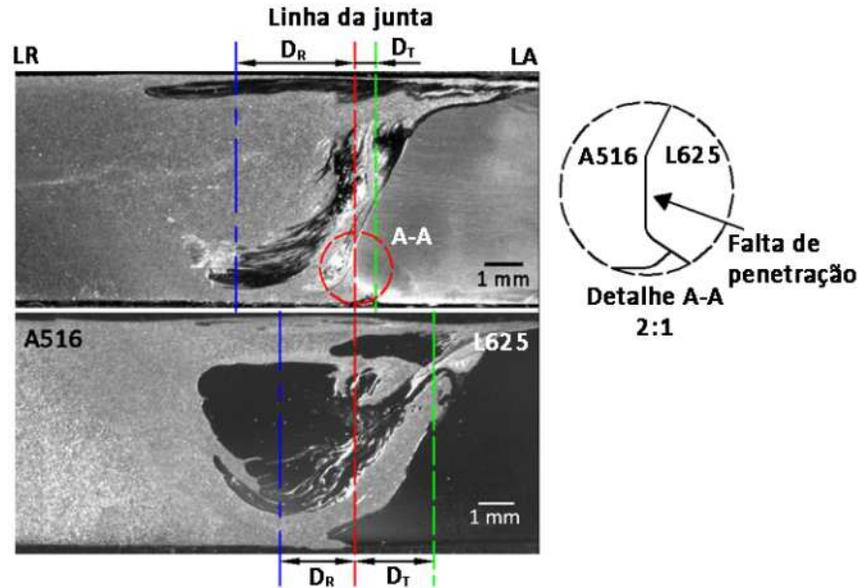


Figura 4.6. Secção transversal das juntas com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e deslocamento da ferramenta de +0,5 mm (topo) e +2,0 mm (fundo). As linhas tracejadas mostram o D_R (azul), a linha original da junta (vermelha) e o D_T (verde).

Tabela 4.1. Resumo dos parâmetros utilizados no desenvolvimento de parâmetros para as juntas de topo da liga de Ni 625 e do aço A516 a 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e resultados obtidos de força, aporte térmico e observações sobre a qualidade das juntas.

v (mm.min ⁻¹)	ω (rpm)	D _R (mm)	D _T (mm)	Força (kN)			T (N.m)	AT (kJ.mm ⁻¹)	Ps (mm.rev ⁻¹)	Observações
				F _Z	F _X	F _Y				
100	350	0,00	+3,63	33,1	16,8	5,3	66	1,45	0,29	Vazios no LA
	320			29,8	11,7	5,7	66	1,32	0,31	Vazios no LA
		-3,13	+0,50	32,1	1,9	2,1	96	1,82	0,33	Falta de penetração
		-2,63	+1,00	32,7	1,9	2,1	98	1,84	0,33	Falta de penetração
	300	-2,13	+1,50	36,3	1,7	3,6	97	1,84	0,33	Falta de penetração
		-1,63	+2,00	28,9	6,0	1,9	81	1,51	0,33	Livre de defeitos
		-0,50	+2,13	31,2	8,6	2,9	78	1,47	0,33	Vazios no LA
		0,00	+3,63	42,0	15,4	2,4	86	1,61	0,33	Vazios no LA
	280	0,00	+3,63	28,8	6,6	57,4	79	1,39	0,36	Vazios no LA
	250			26,0	7,9	1,0	84	1,32	0,40	Vazios no LA

4.1.1 Juntas soldadas consolidadas

Uma vez obtidos os parâmetros adequados, foram realizadas soldagens com velocidade de rotação de 300 rpm, de avanço $100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e D_T de +2,0 e +1,5 mm com controle de força de 25 e 30 kN. Na Figura 4.7, pode-se observar a aparência superficial das juntas, o resultado do teste de líquidos penetrantes na raiz das juntas e a força axial durante o processo com D_T igual a +2,0 mm. Os resultados mostram boa aparência superficial das juntas (Figura 4.7a), não obstante, a junta soldada realizada utilizando uma força axial de 30 kN apresentou rebarba devido ao incremento da penetração da ferramenta (aproximadamente 0,1 mm). Observou-se, também, uma redução nas oscilações da ferramenta com o incremento do AT (Figura 4.7c), provocando diminuições nas variações da força axial e nas ondulações na superfície do cordão de soldagem. O teste de líquidos penetrantes (Figura 4.7b) não revelou defeitos na raiz da junta, entretanto, o teste de dobramento (Figura 4.8) mostra que na junta realizada com uma força axial de 25 kN não há penetração completa, porque a raiz da junta se abre de forma reta (Figura 4.8b), indicando a falta de agitação na raiz. Durante o teste de dobramento, o aço se deforma mais facilmente que a liga de Ni, devido às suas propriedades mecânicas inferiores e, por isso a raiz da junta não fica centralizada com o corpo de prova. Pode-se concluir, portanto, que o teste de líquidos penetrantes não é adequado para avaliar a penetração completa em juntas por SAPNC, pois, devido à pressão exercida pelo processo, a raiz da junta apresenta-se estreita e o líquido não consegue preencher a ranhura formada. Desta maneira, é necessário realizar o teste de dobramento e verificar a possível abertura da raiz das juntas.

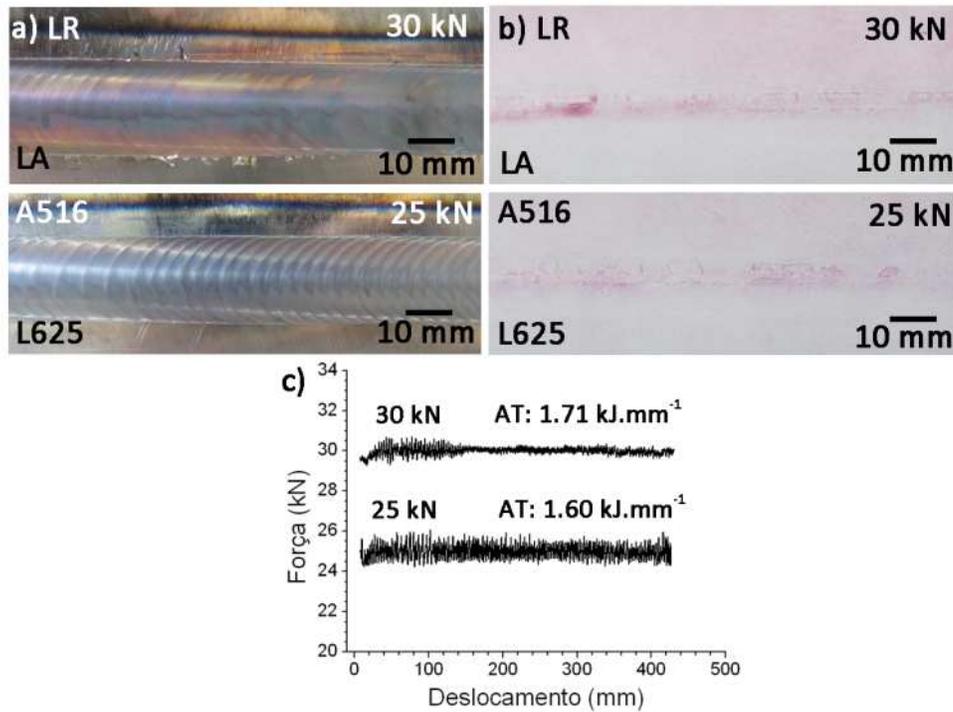


Figura 4.7. a) Aparência superficial da face das juntas finais, b) teste de líquidos penetrantes na raiz das juntas e c) força axial durante o processo, para as juntas realizadas utilizando forças axiais de 25 e 30 kN. Parâmetros de soldagem 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T de +2,0 mm

A Figura 4.9 apresenta a comparação da secção transversal das juntas soldadas com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T de +2,0 mm e +1,5 mm, utilizando força axial de 25 e 30 kN. Pode-se observar que o parâmetro D_T de +2,0 mm e F_z de 30 kN produz uma junta livre de defeitos volumétricos e com penetração completa (Figura 4.9a). Há uma diferença marcante entre os dois materiais, tendo-se em vista que a linha da junta é agitada e deslocada, e a liga de Ni penetra no aço seguindo o padrão de escoamento de material imposto pelo pino da ferramenta durante o processo. Outra característica importante observada nas juntas é o efeito do ombro da ferramenta. O ombro possui um efeito marcante na liga 625, onde a linha da junta é agitada e deslocada com uma inclinação de 10° em relação à horizontal, diferente das regiões onde o pino da ferramenta tem efeito no escoamento do material e a inclinação é de 70°, conforme previamente apresentado na Figura 3.5. No aço, este efeito não é observado e a linha que delimita as regiões é quase reta, com uma inclinação de 50°. Estas características do escoamento de material foram observadas para as três juntas com os diferentes parâmetros.

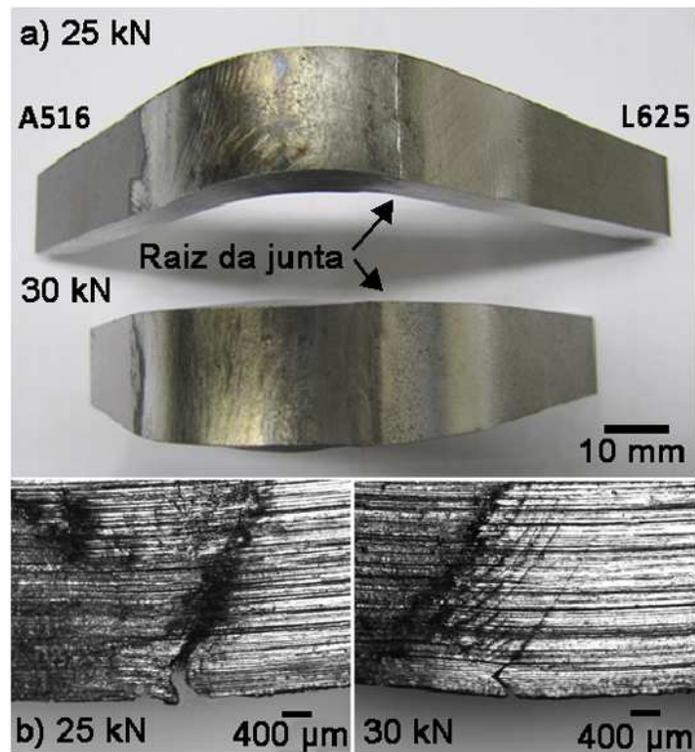


Figura 4.8. a) Ensaio de dobramento de raiz para juntas realizadas utilizando força axial de 25 e 30 kN, b) detalhe da abertura da raiz (vista lateral) no ensaio de dobramento; com 25 kN a abertura da raiz é reta o que indica falta de penetração durante o processo. Parâmetros de soldagem 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T de +2,0 mm.

Nos outros parâmetros avaliados foram observadas a falta de penetração e a formação de defeitos volumétricos no LA. Para a junta soldada com o parâmetro D_T de +2,0 mm e F_Z de 25 kN (Figura 4.9b), a formação de vazios foi causada pela diminuição da força axial, ocasionando também a falta de penetração. Na junta com os parâmetros D_T de +1,5 mm e F_Z de 30 kN, a falta de penetração foi provocada pelo deslocamento da ferramenta como explicado anteriormente na Figura 4.6 e a formação de vazios foi ocasionada pelo desgaste da ferramenta. Com a perda do perfil da ferramenta, dificulta-se o escoamento de material e o material deformado é resfriado antes de conseguir preencher completamente a região posterior da ferramenta (MISHRA, 2007).

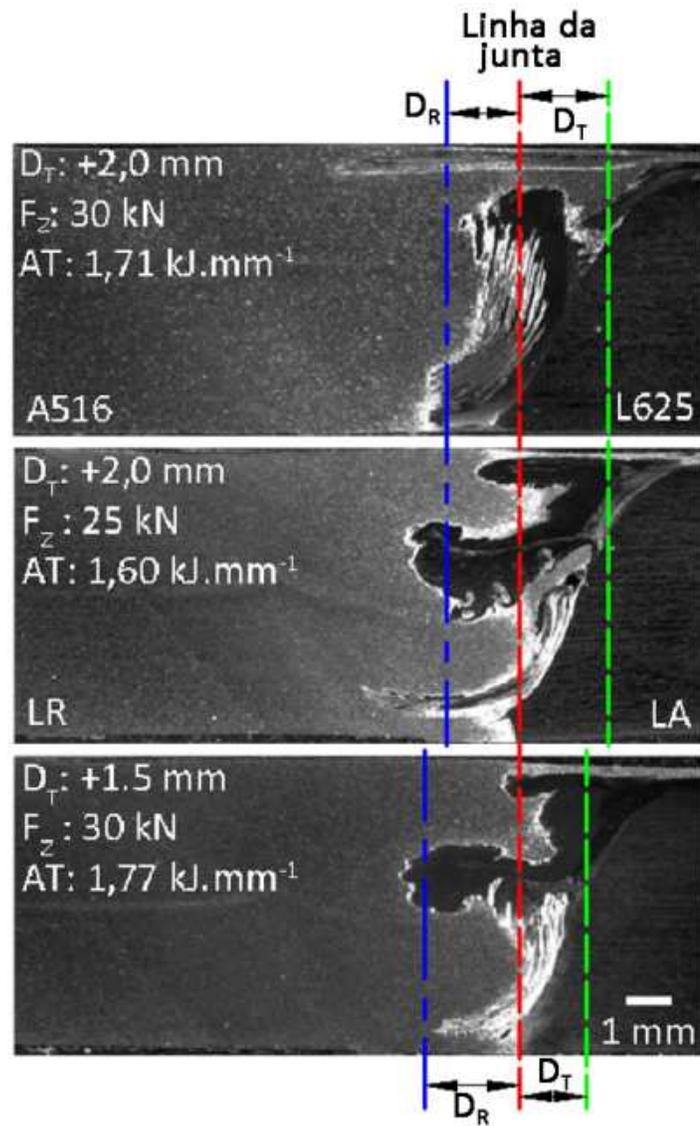


Figura 4.9. Secção transversal das juntas com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e deslocamento da ferramenta de +2,0 mm (topo) e +1,5 mm (fundo). As linhas tracejadas mostram o D_R (azul), a linha original da junta (vermelha) e o D_T (verde).

4.2 Relação entre aporte térmico e parâmetros de soldagem

O aporte térmico durante o processo de soldagem, além de ser o responsável pela história térmica, influencia o escoamento de material, as temperaturas máximas, os ciclos térmicos, as microestruturas e o desempenho mecânico da junta. O aporte térmico durante o processo de SAPNC é aproximado pela Equação 5 (sessão 4.1). Uma forma de relacionar o aporte térmico com os parâmetros de soldagem é o uso do passo (P_s ou v/ω), que se deriva do aporte térmico como é apresentado na Equação 6.

$$AT = \frac{2\pi\omega T}{v60} \quad AT \approx \alpha \frac{\omega}{v} \approx \alpha \frac{1}{\text{passo}} \quad \text{Equação 6}$$

Esta relação estabelece se a soldagem é realizada com parâmetros que resultam em um alto AT, quando esta relação fornece valores pequenos, e baixo AT, quando os parâmetros de soldagem produzem uma relação com valores elevados. Contudo, o P_s considera que o torque da máquina permanece constante apesar do aumento ou da diminuição da temperatura da junta, ocasionadas por mudanças nas velocidades de avanço e de rotação. Um dos principais desafios para a soldagem deste tipo de juntas foi encontrar os parâmetros adequados para os dois materiais. Embora a maioria do corpo da ferramenta se encontre em contato com o aço, deve-se levar em conta a liga de Ni para a seleção da velocidade de rotação e de avanço. Para a soldagem das ligas de Ni, buscou-se parâmetros que permitissem a formação de juntas com baixo AT devido ao efeito de encruamento destas ligas durante a deformação. Song et al. (2009, 2010, 2012) utilizaram na soldagem das ligas 625, 600 e dissimilar liga 600/aço, passos (P_s) de 0,50, 0,65 e 0,50 mm.rev⁻¹, respectivamente. Na SAPNC do aço carbono, diferentes trabalhos mostram uma tendência à formação de juntas com alto AT. Santos et al. (2010) na soldagem do aço API X80 empregaram passos de 0,33, 0,29 e 0,20 mm.rev⁻¹ e Rodriguez et al. (2012) utilizaram passo de 0,30, 0,29 e 0,25 nas juntas dissimilares sobrepostas aço/liga de Ni 625.

A janela de parâmetros do processo SAPNC, na soldagem de juntas de topo A516/ L625, é estreita e apenas uma condição produziu juntas consolidadas, como se apresenta na Tabela 4.1. Juntas com passos de 0,29 mm.rev⁻¹ produziram aumento do tamanho dos defeitos no LA. A diminuição do tamanho dos vazios foi obtida com a soldagem de juntas com baixo AT (P_s : 0,40), porém, foi observada uma oscilação da ferramenta ocasionada pela instabilidade do escoamento de material, devendo-se ressaltar que tais oscilações são prejudiciais para a vida útil da

ferramenta. As juntas consolidadas foram atingidas com P_s de $0,33 \text{ mm.rev}^{-1}$ (300 rpm e 100 mm.min^{-1}), mas estes parâmetros não garantem a obtenção de juntas sem defeitos, sendo necessário um controle preciso do deslocamento tangencial e do desgaste do pino da ferramenta.

As juntas finais (utilizando o controle de força) mostraram que aumentos na força de 5 kN produzem um incremento no aporte térmico de $0,1 \text{ kJ.mm}^{-1}$, o que leva à um escoamento de material mais estável e à diminuição da oscilação da ferramenta. O incremento do deslocamento da ferramenta não apresentou mudanças no aporte térmico, como foi observado para a SAPNC de chapas finas de juntas dissimilares alumínio/aço (TORRES, 2012), pois não ocorreram variações significativas no torque.

4.3 Caracterização microestrutural dos metais base

O aço estrutural ASTM A516 Gr 60 é composto principalmente por Fe e C, que resulta em uma matriz de ferrita (CCC) poligonal com a presença de perlita nos contornos de grão e alongada na direção de laminação (Figura 4.10a). O bandeado de perlita é próprio do processo de fabricação do aço e já foi reportado em vários estudos na literatura (SHAHZAD, 2011; PARTIN, 2010). A Figura 4.10b apresenta a microestrutura deste aço observada em MEV, onde se observam as características típicas da perlita formada por lâminas de cementita (Fe_3C) e ferrita (α).

A microestrutura da liga de Ni 625 constitui-se de uma matriz austenítica (CFC) e de fases secundárias precipitadas nos contornos de grão e no seu interior. Apresenta, também, uma grande quantidade de maclas próprias do recozimento a que o material foi submetido, como é mostrado na Figura 4.11 para as direções de laminação (DL), transversal (DT) e normal (DN).

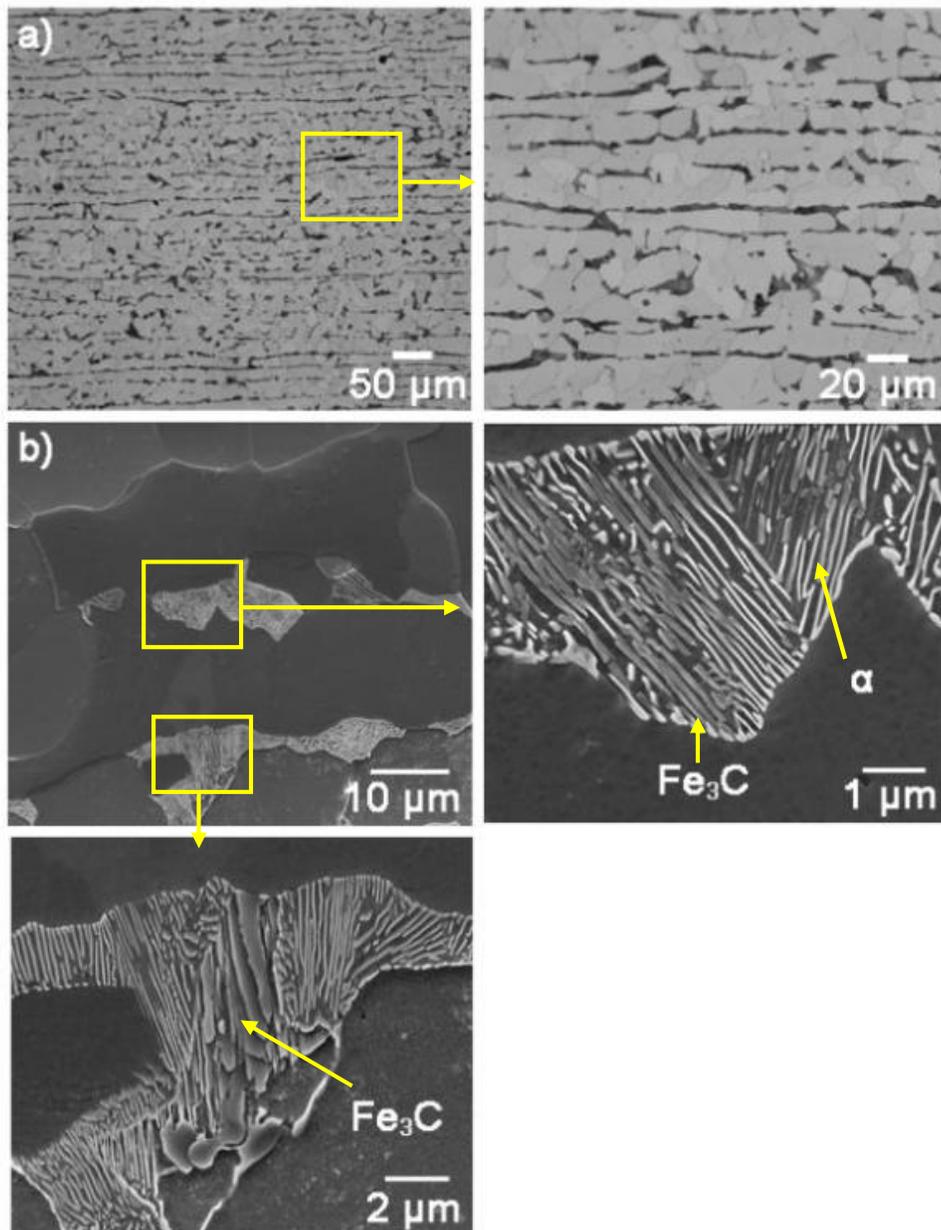


Figura 4.10. Estrutura do aço ASTM A516 Gr 60. a) Imagem de MO na qual a fase clara corresponde à fase α (ferrita) e a escura à perlita. b) Imagem de MEV-ES da microestrutura e detalhe de uma colônia de perlita.

Dois tipos de precipitados foram encontrados na liga de Ni 625: o MC e o $M_{23}C_6$, ambos com diferentes morfologias. Os MC possuem forma poligonal e tamanho entre 5 e 10 μm nos contornos e no interior dos grãos, e os $M_{23}C_6$ são inferiores a 1 μm e possuem forma arredondada ou poligonal nos contornos de grão e de macla. Na Figura 4.12, pode-se observar precipitados de menor tamanho nos contornos de grão e de macla e alguns maiores distribuídos aleatoriamente, e a Figura 4.13 apresenta alguns exemplos da morfologia dos precipitados.

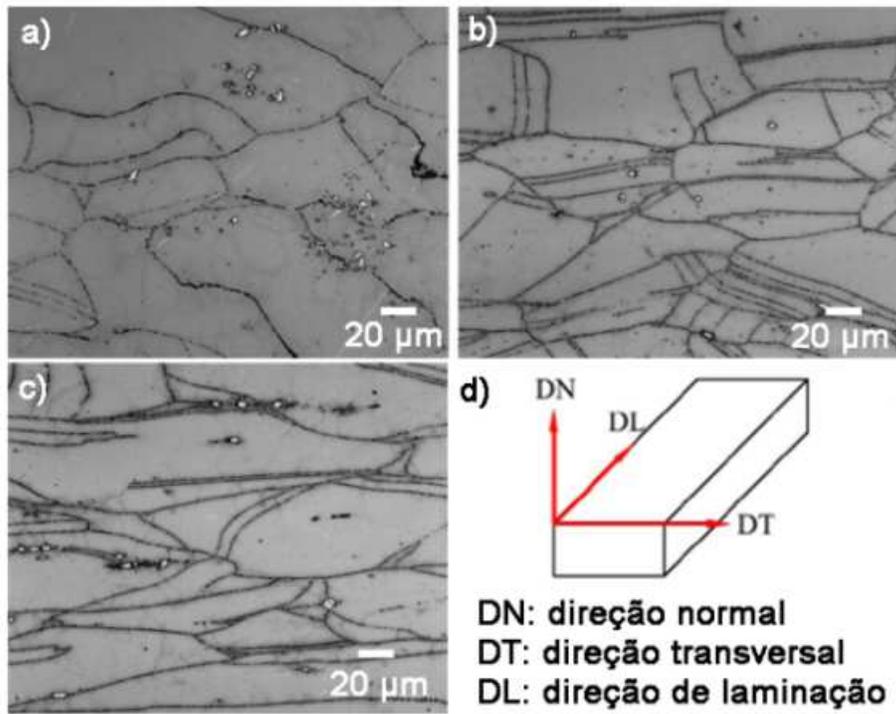


Figura 4.11. Microestrutura da liga de Ni 625. Imagens de MO na direção a) normal DN, b) transversal DT e c) de laminação DL; d) esquema das direções de processamento do material.

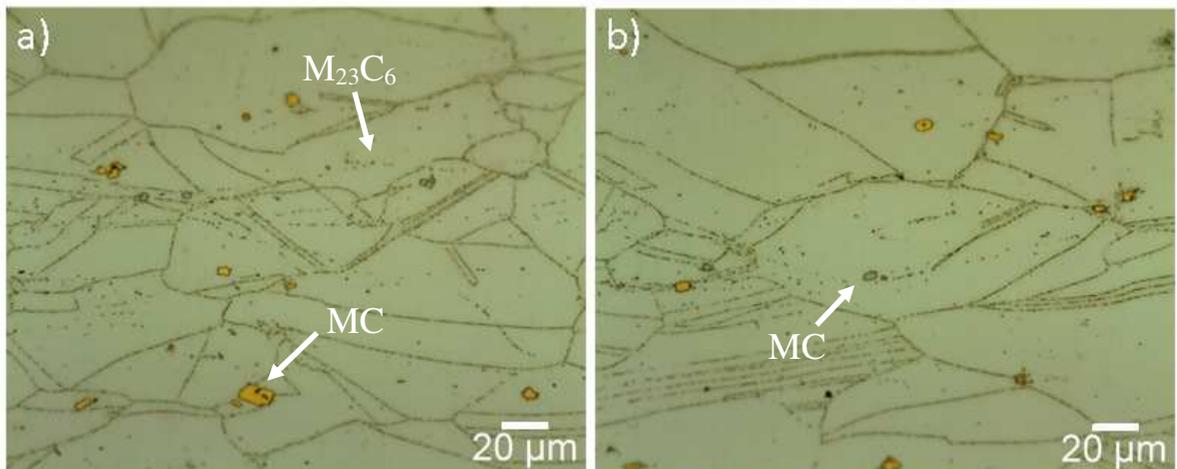


Figura 4.12. Microestrutura da liga de Ni 625, evidenciando a matriz γ com os precipitados MC e $M_{23}C_6$. Imagem de MO.

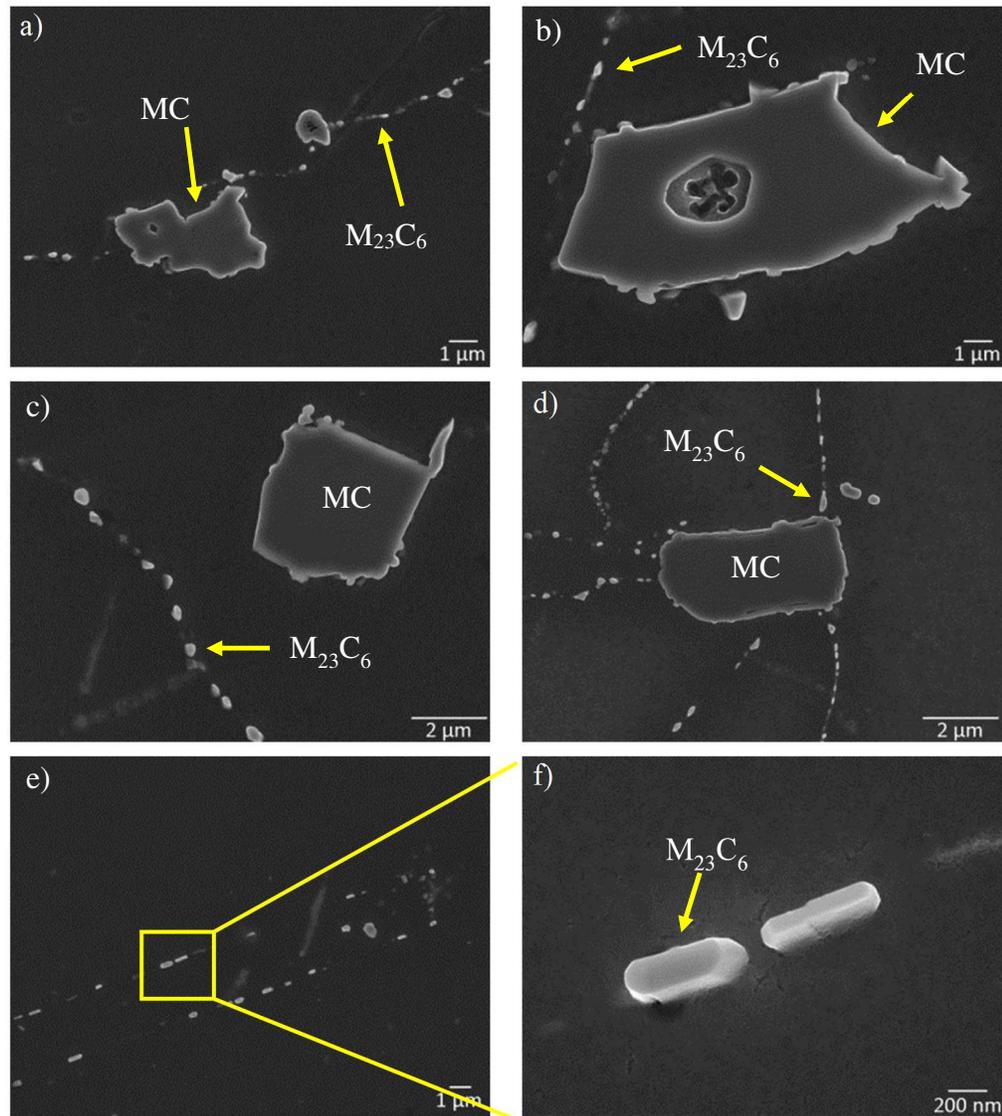


Figura 4.13. Morfologia dos precipitados observados, imagens de MEV. a), b), c) e d) diferentes tipos de precipitados MC. d) e c) precipitados $M_{23}C_6$. Imagens MEV-ES

Igualmente, dois tipos de precipitados MC foram encontrados (Figura 4.14) por meio da análise química por XEDS. Os $(Ti, Nb)(C, N)$ com morfologia poligonal que possuem entre 55%p e 60%p de Ti e 20%p e 25%p de Nb (Figura 4.14a) e os NbC, de forma arredondada com o teor de Nb entre 65%p e 70%p (Figura 4.14b). As porcentagens apresentadas são somente dos elementos metálicos dos precipitados; o C e N não foram quantificados devido às limitações da técnica. O N nas ligas deve-se as impurezas presentes durante sua manufatura e já foi reportada a presença do N nos precipitados MC (SILVA, 2010). Na Figura 4.14c é apresentada a análise química dos precipitados $M_{23}C_6$. Embora o espectro mostre picos de elementos da matriz como

Ni, pode-se observar uma quantidade apreciável de Cr e Mo. A presença de elementos da matriz no espectro deve-se ao tamanho destes precipitados com relação ao volume de interação do feixe.

A Figura 4.15 mostra a análise da matriz e dos precipitados $M_{23}C_6$ na liga de Ni 625 por meio de MET. Tanto a matriz como os precipitados apresentam padrões de difração característicos da estrutura cúbica de face centrada (CFC) e o elemento “M” dos precipitados é principalmente o Cr e o Mo.

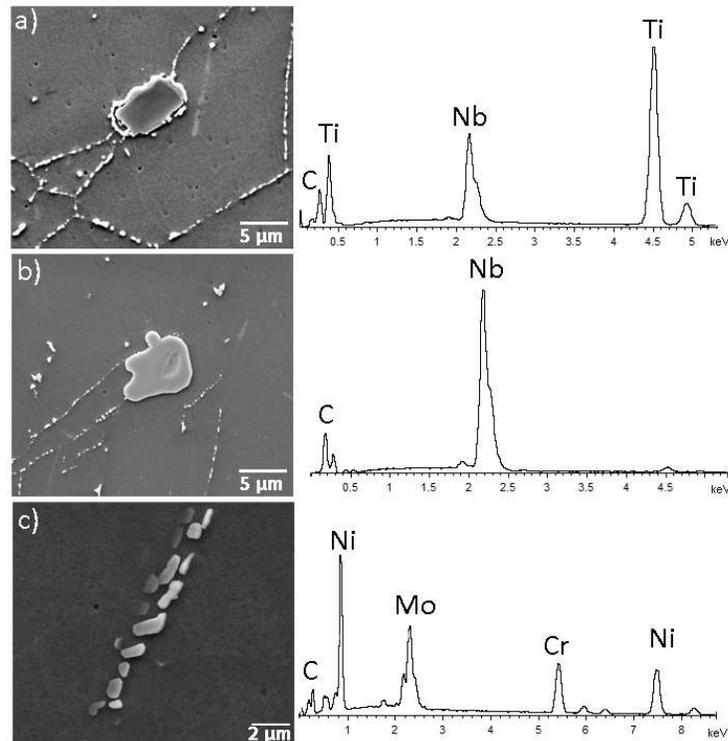


Figura 4.14. Análise de composição química dos precipitados MC e $M_{23}C_6$. Imagem de MEV e espectro de XEDS para o precipitados a) (Ti, Nb)(C, N), b) NbC e c) $(Cr, Mo)_{23}C_6$.

Para melhor compreender as transformações da liga em equilíbrio obteve-se o diagrama pseudobinário com ênfase nos elementos de adição principais (Ni, Cr, Mo, Fe, Nb, Ti, Al, Si, Mn, Co e C) em função do teor de Mo apresentado na Figura 4.16. Segundo o diagrama (linha tracejada vermelha), durante a solidificação em condições de equilíbrio é formada inicialmente a fase (γ). A matriz (γ) CFC é rica em Ni e enriquecida com Cr e Mo dissolvidos em solução sólida, juntamente com quantidades inferiores de outros elementos. Em seguida, ocorre a precipitação de partículas do carboneto MC, que é CFC rico em Ti e Nb. Posteriormente, no intervalo de temperatura de 1000 °C e 800 °C os carbonetos apresentam uma reação sequencial no estado sólido $MC \rightarrow M_6C \rightarrow M_{23}C_6$. Em termos gerais, os carbonetos MC são formados em

temperaturas elevadas; os M_6C , em temperaturas intermediárias; e os $M_{23}C_6$, em baixas temperaturas (DONACHIE, 2002). De forma complementar aos diagramas de equilíbrio, obteve-se o diagrama de fração de fases apresentado na Figura 4.17. O diagrama mostra que a 400 °C, a fase predominante é a matriz (γ) rica em Ni (~85%) e contém carbonetos MC e $M_{23}C_6$.

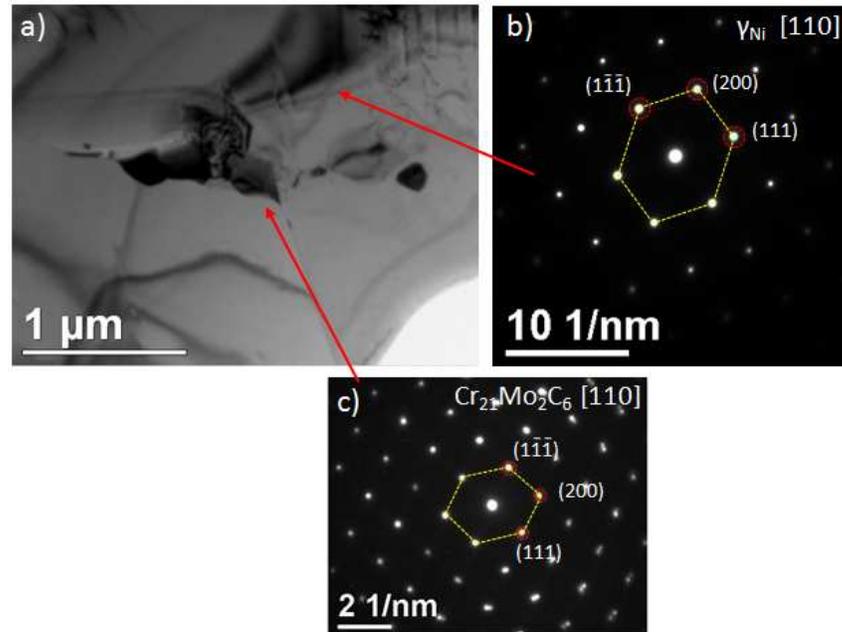


Figura 4.15. Identificação do precipitado $M_{23}C_6$ por meio de MET. a) Imagem do precipitado, b) padrão de difração da matriz (γ) no eixo de zona [110] e c) do precipitado $Cr_{21}Mo_2C_6$ no eixo de zona [110].

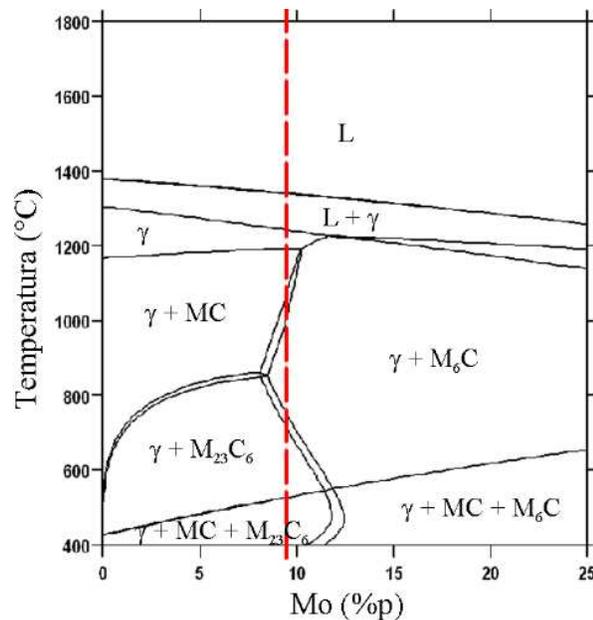


Figura 4.16. Diagrama pseudobinário no equilíbrio da liga de Ni 625 em função do teor de Mo; a linha tracejada vermelha mostra a localização da composição da liga de interesse.

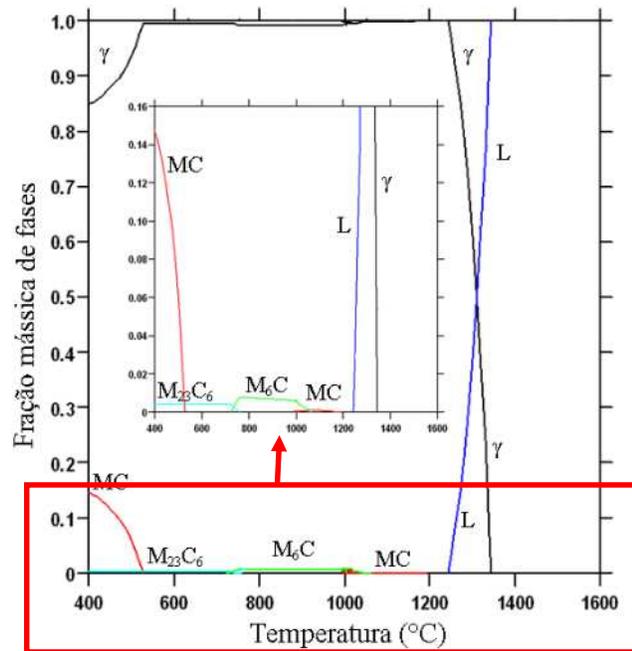


Figura 4.17. Diagramas de fração mássica de fases no equilíbrio em função da temperatura para a liga de Ni 625. As fases presentes são líquido (L), gama (γ) e carbonetos MC, M_6C e $M_{23}C_6$.

A Figura 4.18 apresenta os mapas de orientação por ângulos de Euler para os materiais de base. Nota-se que o aço apresenta uma microestrutura com grãos equiaxiais e um tamanho de grão de $4,1 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (Figura 4.18a). Já para a liga de Ni 625, a microestrutura apresentou grãos alongados devido ao processo de laminação e um tamanho de grão de $12,1 \pm 1,3 \mu\text{m}$ (Figura 4.18b). A dureza por microindentação ($HV_{0,1/15}$) do aço foi de $160 \pm 5 \text{ HV}$, enquanto para a liga de Ni foi de $270 \pm 5 \text{ HV}$.

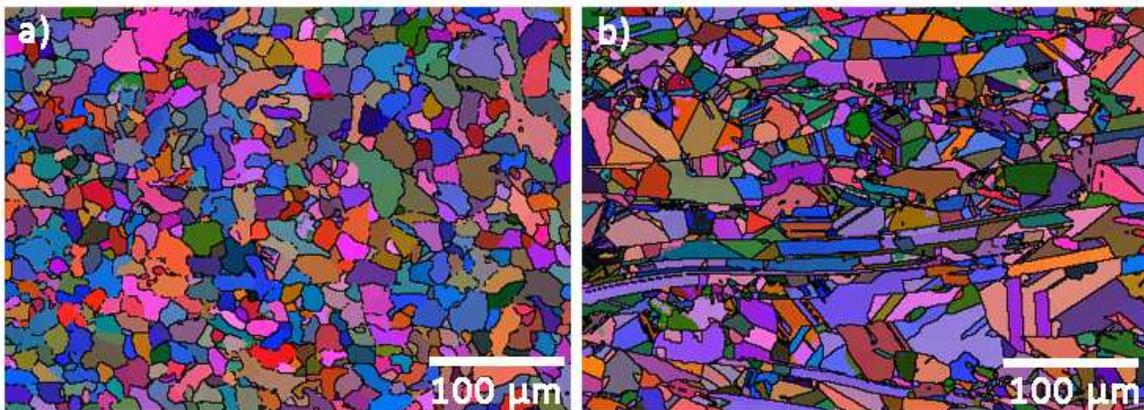


Figura 4.18. Mapas de orientação por ângulos de Euler dos materiais base. a) Aço estrutural ASTM A516 Gr60. b) Liga de Ni 625.

4.4 Caracterização microestrutural das juntas soldadas

A Figura 4.19 apresenta a macrografia da seção transversal da junta soldada utilizando os parâmetros 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ e $F_Z: 30 \text{ k}$. Para as outras duas condições ($D_T: +2,0 \text{ mm} / F_Z: 25 \text{ kN}$ e $D_T: +1,5 \text{ mm} / F_Z: 30 \text{ kN}$) foram encontradas as mesmas regiões produzidas pelo processo de soldagem. Na Figura 4.19 podem-se observar as regiões da junta para os dois materiais: no aço, - o metal de base (MB_{A516}) a zona termicamente afetada do aço foi que dividida em três regiões, sendo elas, intercrítica ($ICZTA_{A516}$), de granulação fina ($GFZTA_{A516}$) e de granulação grosseira ($GGZTA_{A516}$), e a zona misturada (ZM_{A516}) – e na liga de Ni - o metal de base (MB_{L625}), a zona termomecanicamente afetada ($ZTMA_{L625}$), a zona misturada lateral (LZM_{L625}) e a zona misturada central (CZM_{L625}). A LZM_{L625} é delimitada por duas interfaces, uma delas com a $ZTMA_{L625}$ e a outra com a CZM_{L625} ; a CZM_{L625} é a parte da liga de Ni que se misturou com a ZM_{A516} . Vale a pena salientar que não foi possível identificar microestruturalmente a zona termomecanicamente afetada do aço (ZTA_{A516}) e a zona termicamente afetada da liga de Ni (ZTA_{L625}).

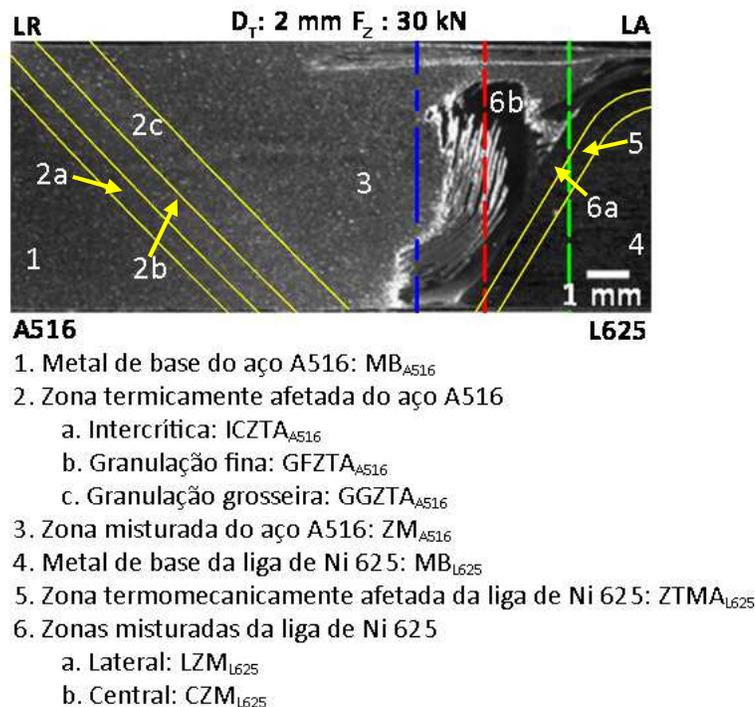


Figura 4.19. Macrografia transversal da junta soldada utilizando os parâmetros 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, D_T de $+2,0 \text{ mm}$ e F_Z de 30 kN , indicando as regiões da junta. As linhas tracejadas mostram o D_R (azul), o D_T (verde) e a linha original da junta (vermelha).

Os mapas de dureza por microindentação para as três condições de soldagem supracitadas são apresentados na Figura 4.20. Nos mapas de dureza por microindentação, o contraste em razão da elevada diferença de dureza permite identificar claramente os dois materiais envolvidos nesta junta dissimilar e possibilita também identificar como a liga de Ni se misturou na ZM_{A516} devido ao escoamento de material. A Tabela 4.2 apresenta a dureza para todas as regiões encontradas na junta soldada utilizando 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, D_T : 2,0 mm e F_Z : 30 kN. As demais condições não mostraram diferenças apreciáveis na dureza com relação a este parâmetro, exceto para CZM_{L625} da junta soldada com o D_T : +2,0 mm e F_Z : 25 kN, que apresentou uma região com dureza de aproximadamente 400 HV, o que pode comprometer o desempenho mecânico da junta. Do lado do aço é possível identificar um leve aumento da dureza nas regiões afetadas pelo calor durante a soldagem e na ZM_{A516} . Na ZM, as transformações microestruturais causaram um incremento na dureza de aproximadamente 27 HV em relação ao MB_{A516} . Na liga de Ni, há um aumento significativo na dureza das regiões afetadas pela deformação durante o processo (72 HV em relação ao MB_{L625}), comportamento similar ao apresentado na SAPNC de juntas sobrepostas da liga de Ni 625 e do aço estrutural (RODRIGUEZ, 2012). O incremento na dureza apresentado da $ZTMA_{L625}$ é causado pela ativação dos processos de recuperação e recristalização. Na LZM_{L625} , a recristalização produz uma redução no tamanho do grão e um incremento na dureza de 25% em conformidade com a relação de Hall-Petch. Na CZM_{L625} , observa-se um aumento de dureza menor em relação ao apresentado pela LZM_{L625} . O incremento na dureza da CZM_{L625} está relacionado com a diminuição do tamanho de grão, como será apresentado na caracterização microestrutural da ZM_{L625} .

Tabela 4.2. Dureza por microindentação nas diferentes regiões da junta D_T : 2,0 mm e F_Z : 30 kN

Região	A516				L625				
	MB	ICZTA	GFZTA	GGZTA	ZM	CZM	LZM	ZTMA	MB
Dureza*	159 ± 5	170 ± 3	169 ± 3	179 ± 5	186 ± 3	300 ± 3	341 ± 6	311 ± 8	269 ± 5

*IC: 95%

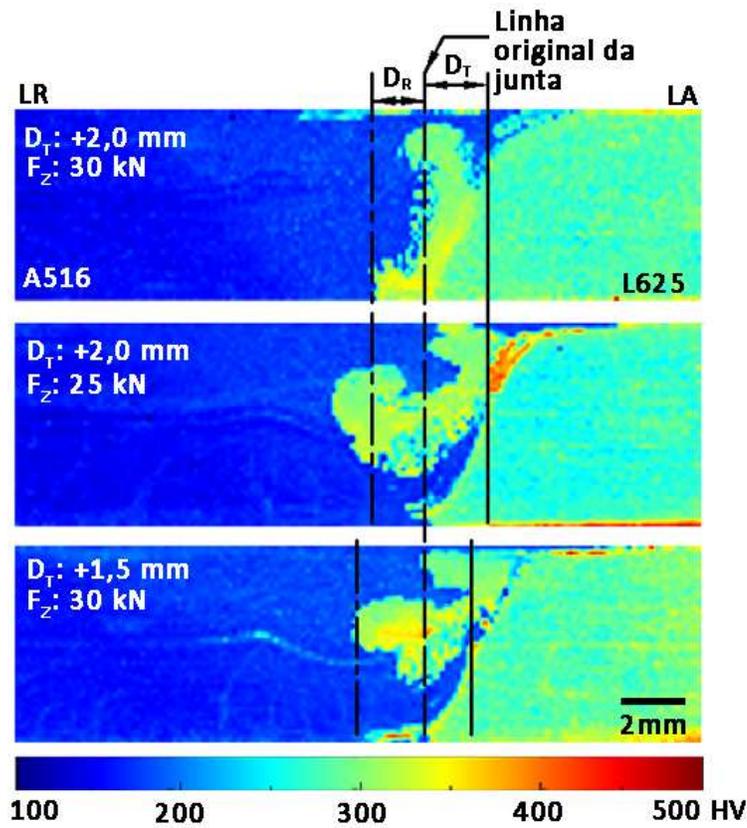


Figura 4.20. Mapas de dureza $HV_{0,1/15}$ por microindentação nas juntas soldadas com 300 rpm e $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ correspondentes a a) D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN, b) D_T : +2,0 mm e F_Z : 25 kN, e c) D_T : +1,5 mm e F_Z : 30 kN. A linha de centro é o D_R , a linha tracejada é o centro da junta e a linha contínua é o D_T .

A Figura 4.21 apresenta uma macrografia da junta com detalhes de algumas das regiões. Do lado do aço, pode-se observar a evolução microestrutural desde o MB_{A516} (Figura 4.21b) passando pelas zonas afetadas pelo calor $ICZTA_{A516}$ (Figura 4.21c), $GFZTA_{A516}$ (Figura 4.21d), $GGZTA_{A516}$ (Figura 4.21e) e ZM_{A516} (Figura 4.21f). Na raiz da junta dissimilar ocorreu a formação de uma saliência de L625 altamente deformada e denominada “pé” conforme apresentado na Figura 4.21g. Como foi reportado na SAPNC de aço e Al, a formação do “pé” garante melhor coesão entre os dois materiais (TORRES, 2012). A Figura 4.21h apresenta em destaque a $ZTMA_{L625}$, ZM_{L625} e CZM_{L625} . Na CZM_{L625} , observam-se claramente as linhas de escoamento da liga 625 na ZM_{A516} . A região apresentada na Figura 4.21i é a zona na qual são geralmente formados os defeitos em SAPNC, devido ao encontro dos materiais (KUMAR, 2008; MISHRA, 2007), sendo que nesta região não se observa um padrão definido de escoamento do material. O ombro tem um efeito marcado no LA como se apresenta na Figura 4.21j, na qual também é possível observar os padrões de escoamento da liga 625 na CZM_{L625} .

Para os três parâmetros selecionados observam-se as mesmas características microestruturais em todas as regiões, apenas foram observadas algumas diferenças morfológicas nos padrões de escoamento da CZM_{L625} e na formação de defeitos. Por isso, serão apresentadas apenas as micrografias para a junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN. O estudo de caracterização microestrutural de cada zona para o aço e para a liga de Ni é apresentado no próximo tópico.

4.4.1 Microestrutura da zona termicamente afetada do aço A516

Durante o processo de SAPNC, a ZTA não sofre deformação e, conseqüentemente as mudanças microestruturais são similares às observadas na ZTA de juntas soldadas usando processos de soldagem convencionais. Dessa forma, a evolução microestrutural da ZTA causada pelo processo de SAPNC do aço ASTM A516 pode ser aproximada pelo diagrama pseudobinário no equilíbrio Fe-Fe₃C, como é apresentado na Figura 4.22 (LIENERT, 2003). O uso do diagrama no equilíbrio não considera o efeito do tempo nas transformações durante o processo de soldagem, razão pela qual o diagrama serve apenas para ilustrar esquematicamente o efeito da temperatura máxima nas diferentes regiões da ZTA. Na Figura 4.22, as microestruturas de cada uma das regiões da ZTA são correlacionadas espacialmente com a faixa de temperatura atingida no diagrama de fases. A linha tracejada no diagrama indica o teor de carbono do aço (0,15 %p C).

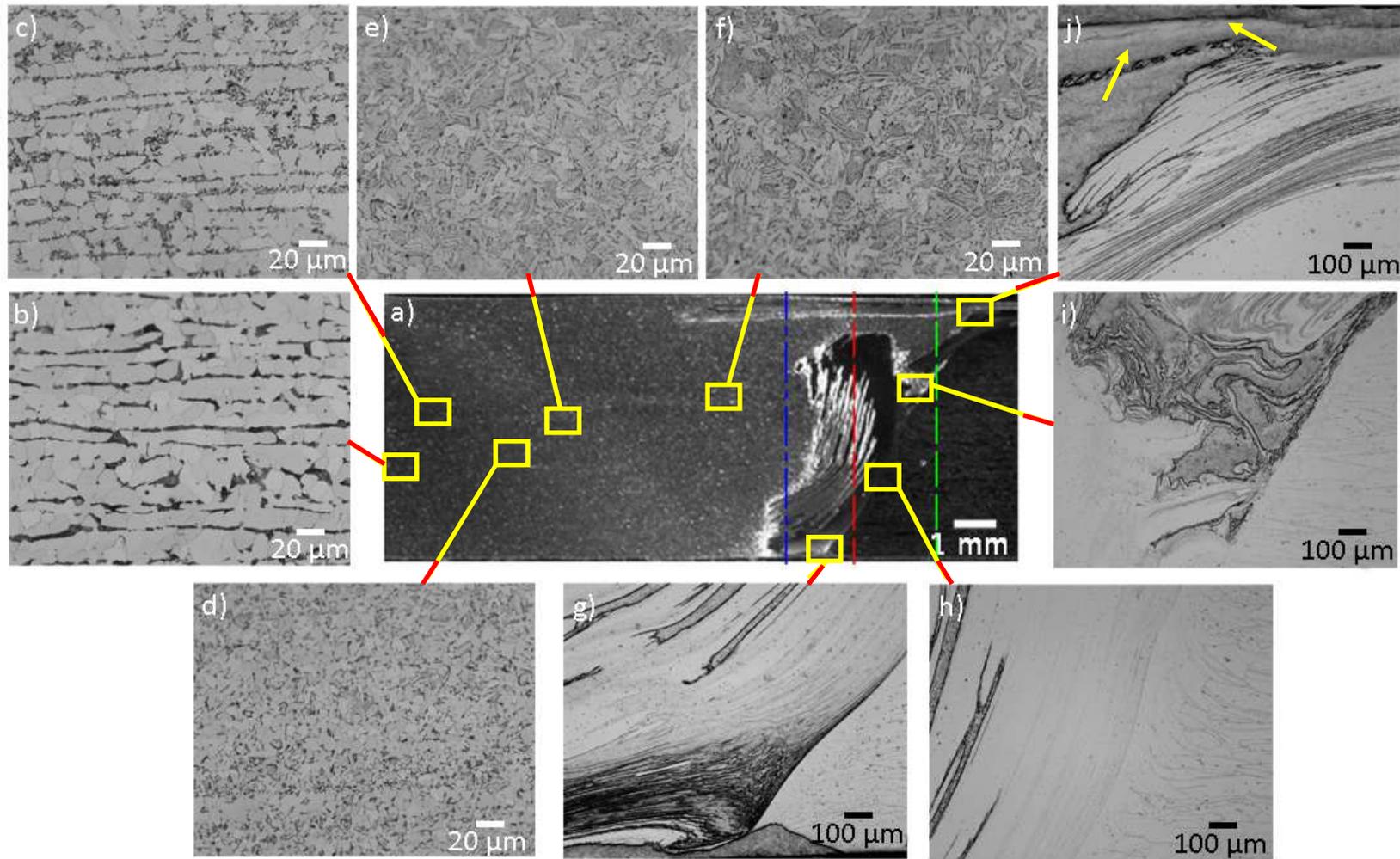


Figura 4.21. a) Macrografia da junta para 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ e deslocamento da ferramenta de $+2,0 \text{ mm}$ e força axial de 30 kN, com detalhes de algumas das regiões, b) MB_{A516} , c) $\text{ICZTA}_{\text{A516}}$, d) $\text{GFZTA}_{\text{A516}}$, e) $\text{GGZTA}_{\text{A516}}$, f) ZM_{A516} , g) raiz da junta, h) $\text{ZTMA}_{\text{L625}}$, LZM_{L625} e CZM_{L625} , i) LA, região de formação de defeitos e j) efeito do ombro da ferramenta no LA. As setas representam uma região de interesse na análise microestrutural da ZM_{A516} . Imagem de MO

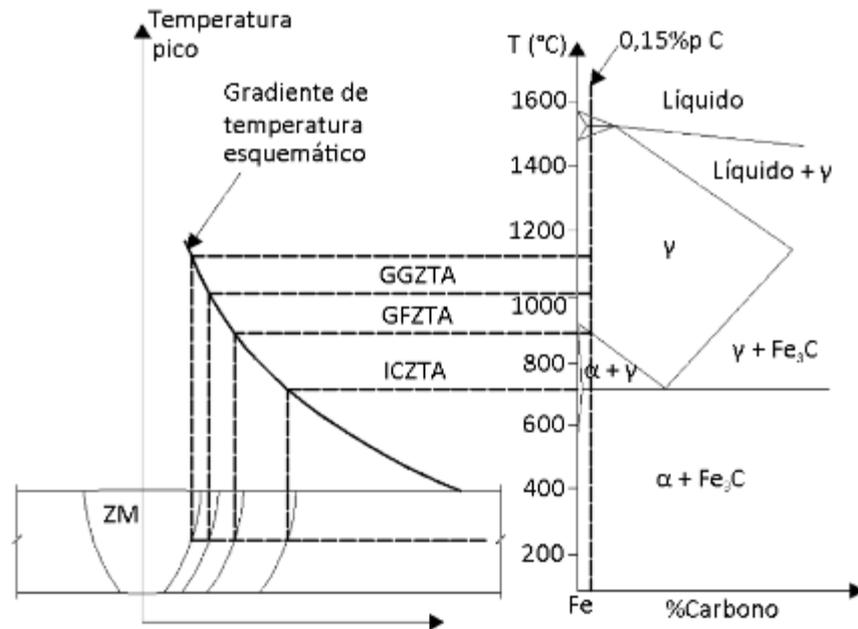


Figura 4.22. Ilustração esquemática das regiões da ZTA no processo de SAPNC no aço ASTM A516 e a relação das temperaturas de pico no diagrama pseudobinário Fe-Fe₃C. Adaptado de Lienert et al. (2005).

A região intercrítica (ICZTA_{A516}) apresentou grãos de ferrita e perlita (Figura 4.23), uma vez que é exposta a temperaturas máximas entre A_{e1} e A_{e3} , ou seja na região bifásica de ferrita e austenita (Figura 4.22). Como pode ser visualizado na Figura 4.24, inicialmente o material está composto por grãos de ferrita e colônias de perlita (condição 1). Durante o aquecimento, a perlita se transforma em austenita (condição 2) e finalmente, no resfriamento, a austenita se descompõe em grãos de ferrita e colônias de perlita extremamente finas (condição 3). A ferrita já existente nesta região não é alterada durante o processo.

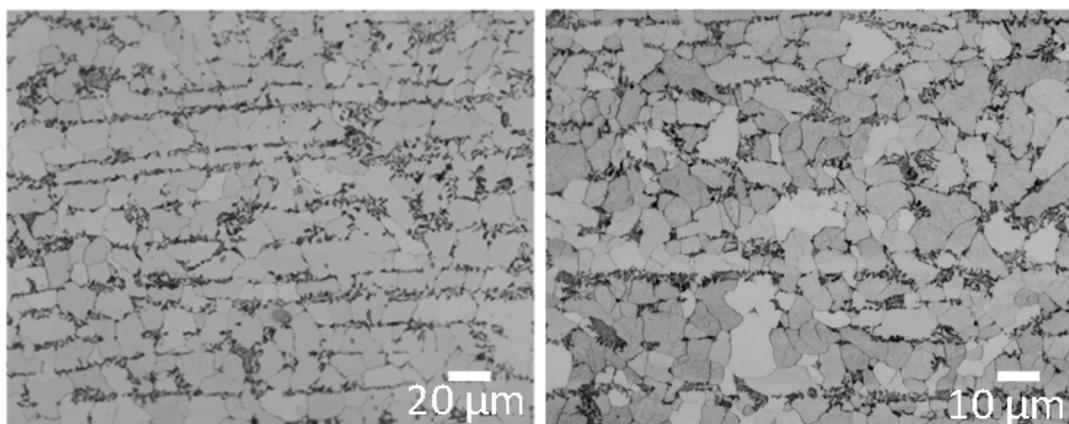


Figura 4.23. Microestrutura da região ICZTA_{A516}, com a presença de grão de ferrita (clara) e perlita (escuro). Imagem de MO.

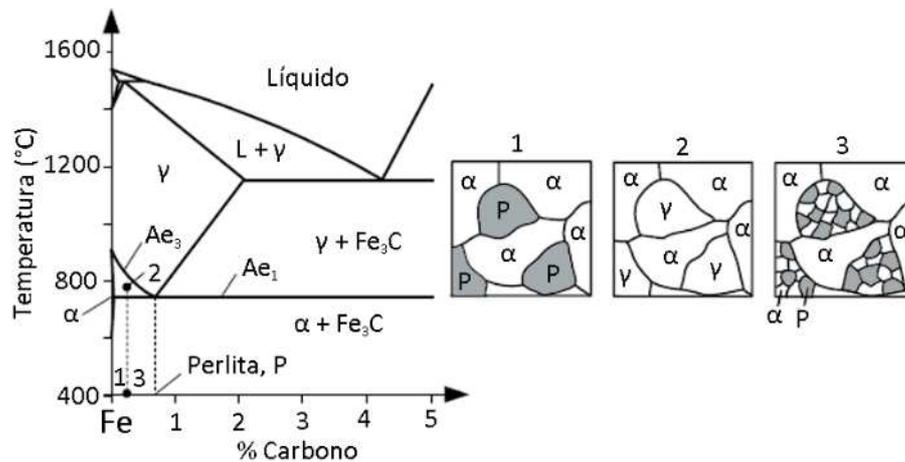


Figura 4.24. Evolução microestrutural na região ICZTA_{A516} do aço ASTM A516. Adaptado de Kou (2003).

A Figura 4.25, facilita a observação em detalhe dos grãos de ferrita e das colônias de perlita formados na ICZTA_{A516}, após o ciclo térmico. Na imagem com baixa magnificação, observam-se os grãos de ferrita sem modificações pelo processo e a formação de grãos finos de perlita e ferrita (Figura 4.25a). As Figura 4.25b, c e, d, mostram os detalhes de alguns grãos de ferrita e das colônias de perlita.

A região de granulação fina (GFZTA_{A516}) foi exposta a temperaturas máximas ligeiramente superiores da temperatura Ae_3 , ocasionado a completa dissolução da ferrita e da cementita, persistindo somente a austenita (Figura 4.22). Durante o resfriamento, os grãos de austenita se decompõem em grãos finos de ferrita e refinadas colônias de perlita (Figura 4.26). A Figura 4.26a apresenta a interface entre a região intercrítica e a região de granulação fina, sendo possível identificar a diferença no tamanho de grão da ferrita entre as duas regiões. A Figura 4.26b mostra, em detalhe, a GFZTA_{A516} formada por grãos finos de ferrita e por colônias de perlita.

As análises realizadas por EBSD confirmaram a redução do tamanho do grão com relação ao material de base. A Figura 4.27 apresenta os mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da GFZTA_{A516} e na Tabela 4.3 é apresentado o resumo das medições do tamanho de grão. Para D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN o tamanho de grão foi de $2,2 \pm 0,1 \mu\text{m}$ (Figura 4.27a). Reduzindo a força axial para 25 kN e mantendo o D_T em +2,0 mm houve uma pequena redução no tamanho de grão para $1,9 \pm 0,1 \mu\text{m}$. A junta soldada com D_T : +1,5 mm e F_Z : 30 kN produz um tamanho de grão de $2,8 \pm 0,1 \mu\text{m}$, sendo este incremento no tamanho de grão relacionado com o aumento no aporte térmico conforme apresentado na Figura 4.9. Os resultados mostram uma redução de 30% a 50% no tamanho de grão em comparação com o MB_{A516} que é de $4,1 \mu\text{m}$.

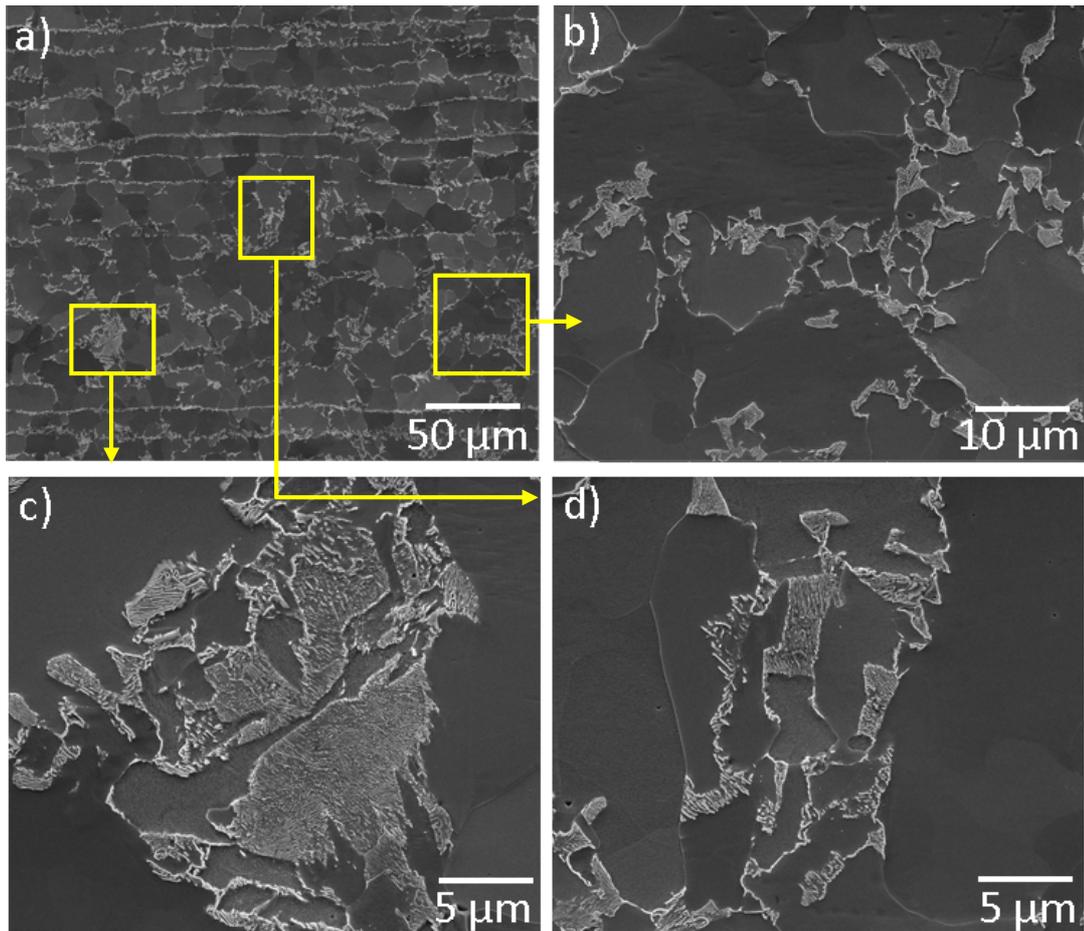


Figura 4.25. Microestrutura da região ICZTA_{A516}. a) Grãos de ferrita e perlita, b), c) e d) detalhes dos grãos de perlita transformados durante o processo de SAPNC. Imagens de MEV-ES.

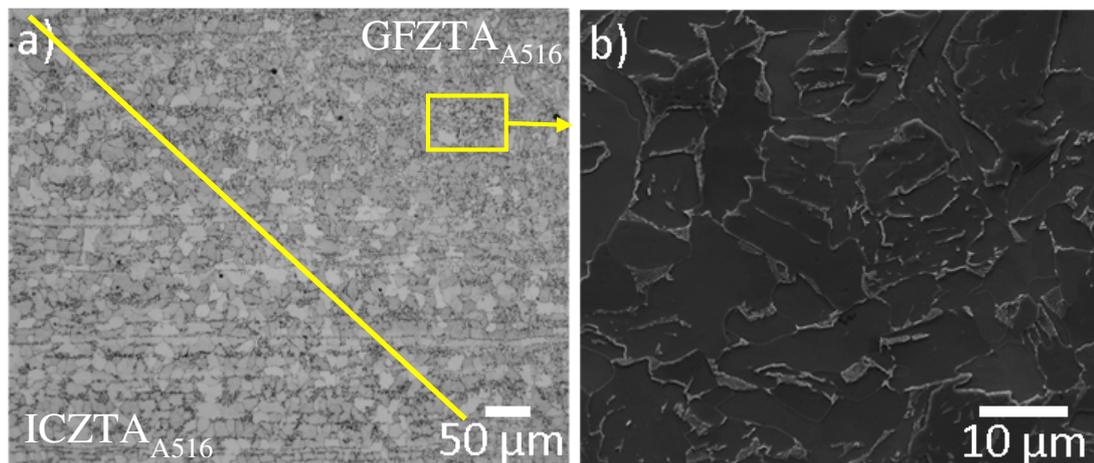


Figura 4.26. Microestrutura da GFZTA_{A516}. a) Interface entre a ICZTA_{A516} e GFZTA_{A516}, Imagem de MO. b) Detalhe da GFZTA_{A516}, sendo possível observar os grãos de ferrita (escura) e colônias de perlita (clara). Imagem de MEV-ES.

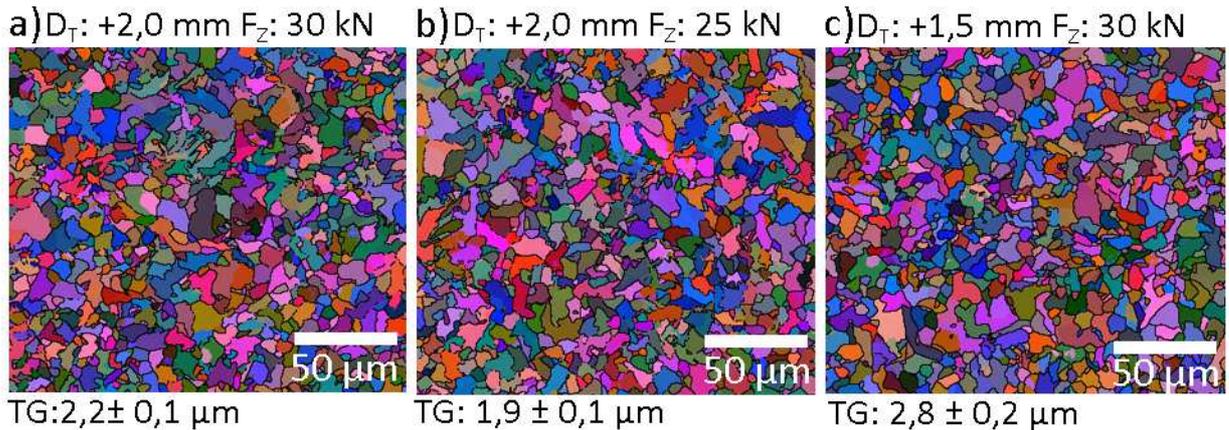


Figura 4.27. Mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da GFZTA_{A516} para as juntas soldadas com 300 rpm e 100 mm.min⁻¹, e deslocamento tangencial e força axial de :a) +2,0 mm e 30 kN, b) +2,0 mm e 25 kN e c) +1,5 mm e 30 kN.

Tabela 4.3. Resumo do tamanho de grão medido na GFZTA_{A516} para as todas as condições de soldagem.

Parâmetros		Tamanho de grão (μm)
D_T (mm)	F_Z (kN)	
+2,0	30	$2,2 \pm 0,1$
+2,0	25	$1,9 \pm 0,1$
+1,5	30	$2,8 \pm 0,2$

Na região de granulação grosseira (GGZTA_{A516}), a temperatura máxima atingida é a maior da ZTA, e seu valor é bem superior à temperatura Ae_3 (Figura 4.22), mas ainda assim inferior à temperatura Ae_4 , permitindo o crescimento dos grãos austeníticos. A GGZTA_{A516} encontra-se composta por uma microestrutura similar à da ZMA_{A516}, porém com tamanho de grão menor, porque foi exposta a uma temperatura máxima menor. As altas taxas de resfriamento e o maior tamanho de grão estimulam a formação de placas de ferrita a partir dos contornos do grão (KOU, 2003). A Figura 4.28 apresenta a microestrutura da GGZTA_{A516}, sendo possível observar a formação de ferrita alotriomórfica e Widmanstätten. Não foi possível observar a zona termomecanicamente afetada do aço (ZTA_{A516}), porque, provavelmente, encontra-se contida dentro da GGZTA_{A516} e toda evidência desta região foi perdida durante a decomposição dos grãos de austenita no resfriamento, como também foi reportado por Lienert (2005). Na Figura 4.29, são mostrados os detalhes da GGZTA_{A516} mediante MEV e verifica-se a formação de ferrita Widmanstätten e de placas de cementita.

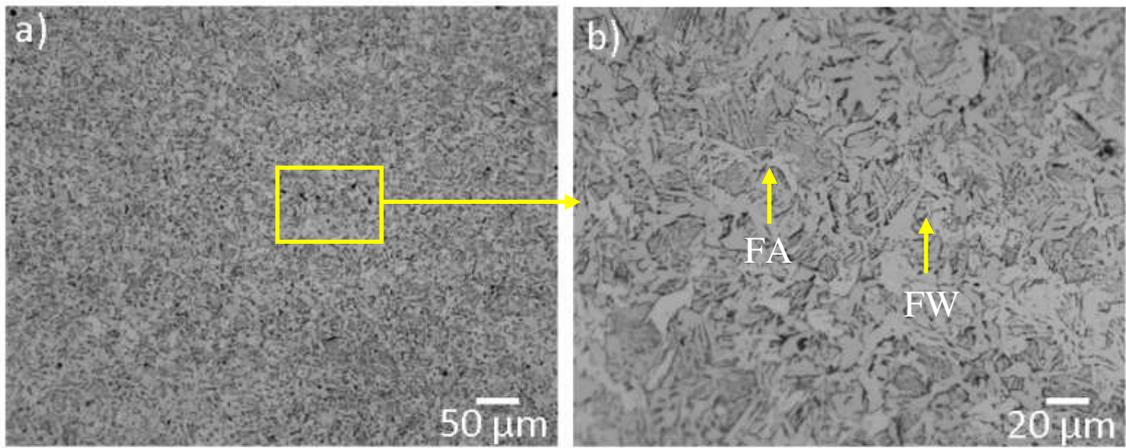


Figura 4.28. a) Microestrutura da GGZTA_{A516} e b) detalhe da GGZTA_{A516}, pode se observar a ferrita alotriomórfica e Widmanstätten. Imagens de MO.

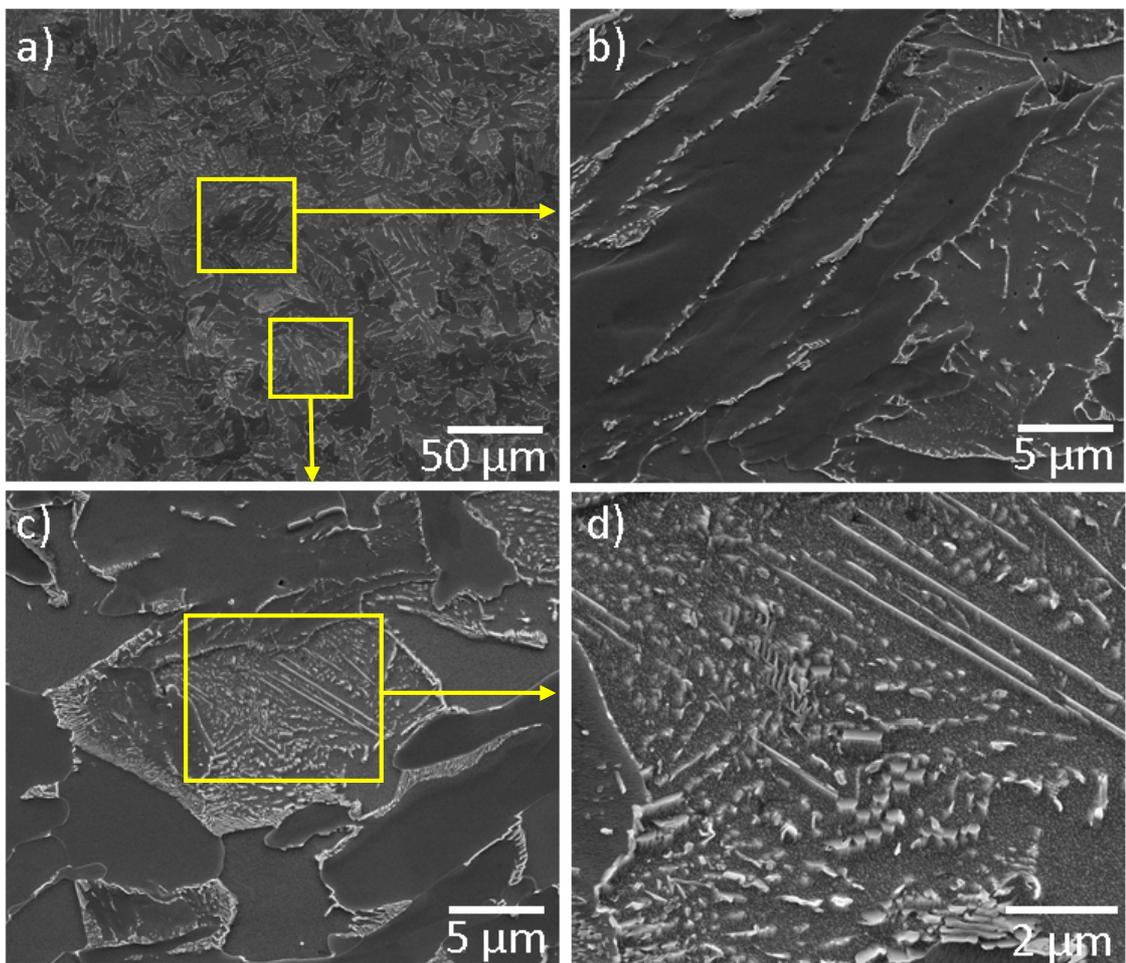


Figura 4.29. a) Microestrutura da GGZTA_{A516}, b) formação de ferrita Widmanstätten, c) perlita degradada e d) detalhes da formação de bandas de cementita. Imagens de MEV

4.4.2 Microestrutura da zona misturada do aço A516

A zona misturada do aço A516 (ZM_{A516}) apresentou uma microestrutura acicular de granulação grosseira constituída de ferrita alotriomórfica e Widmanstätten como apresentado na Figura 4.30a. A Figura 4.30b mostra esquematicamente a morfologia da ferrita encontrada na ZM_{A516} , na qual notamos que a ferrita alotriomórfica nucleia e cresce ao longo dos contornos de grão da austenita em forma de camadas que seguem o formato desses contornos. Durante a nucleação, a ferrita está em contato com pelo menos dois grãos de austenita e possui uma orientação coerente com algum dos grãos. De modo que, está ferrita é cristalograficamente facetada em um dos lados e possui um contorno curvo no outro lado. A ferrita Widmanstätten cresce em direção ao interior dos grãos de austenita. A ferrita Widmanstätten primária cresce diretamente a partir dos contornos do grão austeníticos, enquanto a ferrita Widmanstätten secundária se desenvolve a partir da ferrita alotriomórfica presente na microestrutura (BHADESHIA, 2006). Na Figura 4.30c, pode-se observar a microestrutura no MEV da ZM_{A516} e alguns detalhes são apresentados na Figura 4.30d, na qual se observa uma estrutura acicular com perlita nos contornos de grão. Estas transformações durante a soldagem são características do aço A516 e já foram reportadas por Huang (1994) no estudo de corrosão de juntas soldadas por arco submerso.

Duas regiões da ZM_{A516} do LA apresentaram microestruturas diferentes das observadas na Figura 4.30:

- A primeira está localizada onde geralmente ocorrem os defeitos devido ao encontro dos materiais (Figura 4.21i). Nesta região, não há um padrão de escoamento claro dos materiais, como se apresenta nas Figura 4.31a-b. A liga de Ni apresentou uma estrutura com granulação fina e o aço mostrou uma estrutura ferrítica com lâminas de cementita nos contornos de grão (Figura 4.31c-d). Além disso, é possível observar perlita degenerada (Figura 4.31e) e placas descontínuas de cementita (Figura 4.31f), as quais podem ter sido fraturadas durante o processo. A dureza desta região é a mesma da observada na ZM_{A516} .

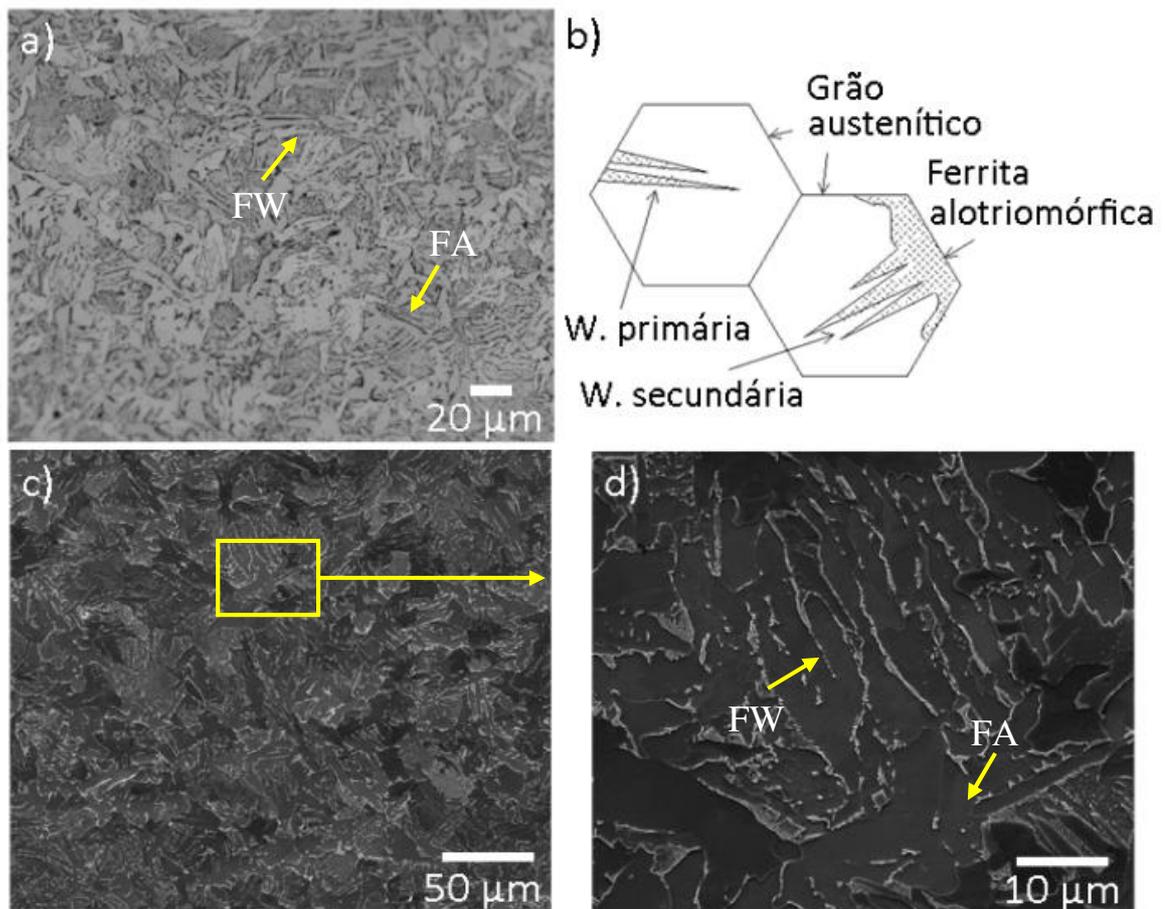


Figura 4.30. a) Microestrutura da ZM_{A516} , mostrando a presença de ferrita alotriomórfica e Widmanstätten, Imagem de MO. b) Esquema da morfologia de formação da ferrita alotriomórfica e Widmanstätten, adaptado de Bhadeshia et al. (2006). Imagens de MEV da microestrutura da ZM_{A516} . c) ZM_{A516} e d) detalhes da ferrita acicular com perlita nos contornos de grão.

- A segunda região, com microestrutura diferenciada, é formada pelo efeito do escoamento de material abaixo do ombro (Figura 4.32a-b), apresentada em destaque com setas na Figura 4.21j. Esta região apresenta uma estrutura ferrítica com pequenas quantidades de perlita degenerada e uma fase com morfologia similar ao constituinte MA nos contornos do grão da ferrita (Figura 4.32b-f). Ademais, esta região apresentou uma dureza de 233 ± 6 HV, o que representa um incremento de 20% com relação à ZML625.

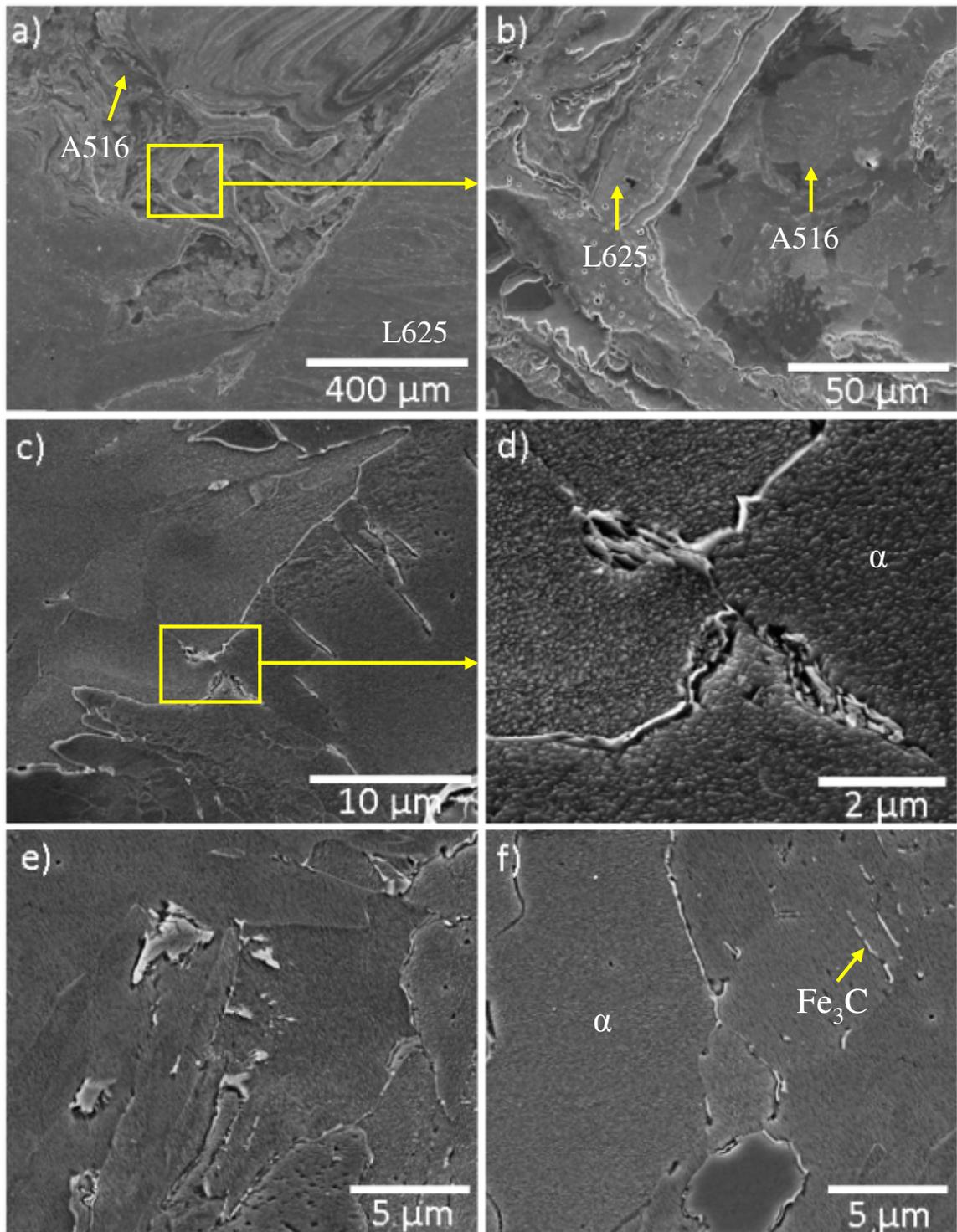


Figura 4.31. Microestrutura da ZM_{A516} do LA. a) região de encontro dos materiais; b) detalhe da região da análise; c), d) estrutura ferrítica com lâminas de cementita nos contornos do grão; e) perlita degenerada e f) lâminas de cementita descontínuas nos contornos de grão. Imagens de MEV-ES.

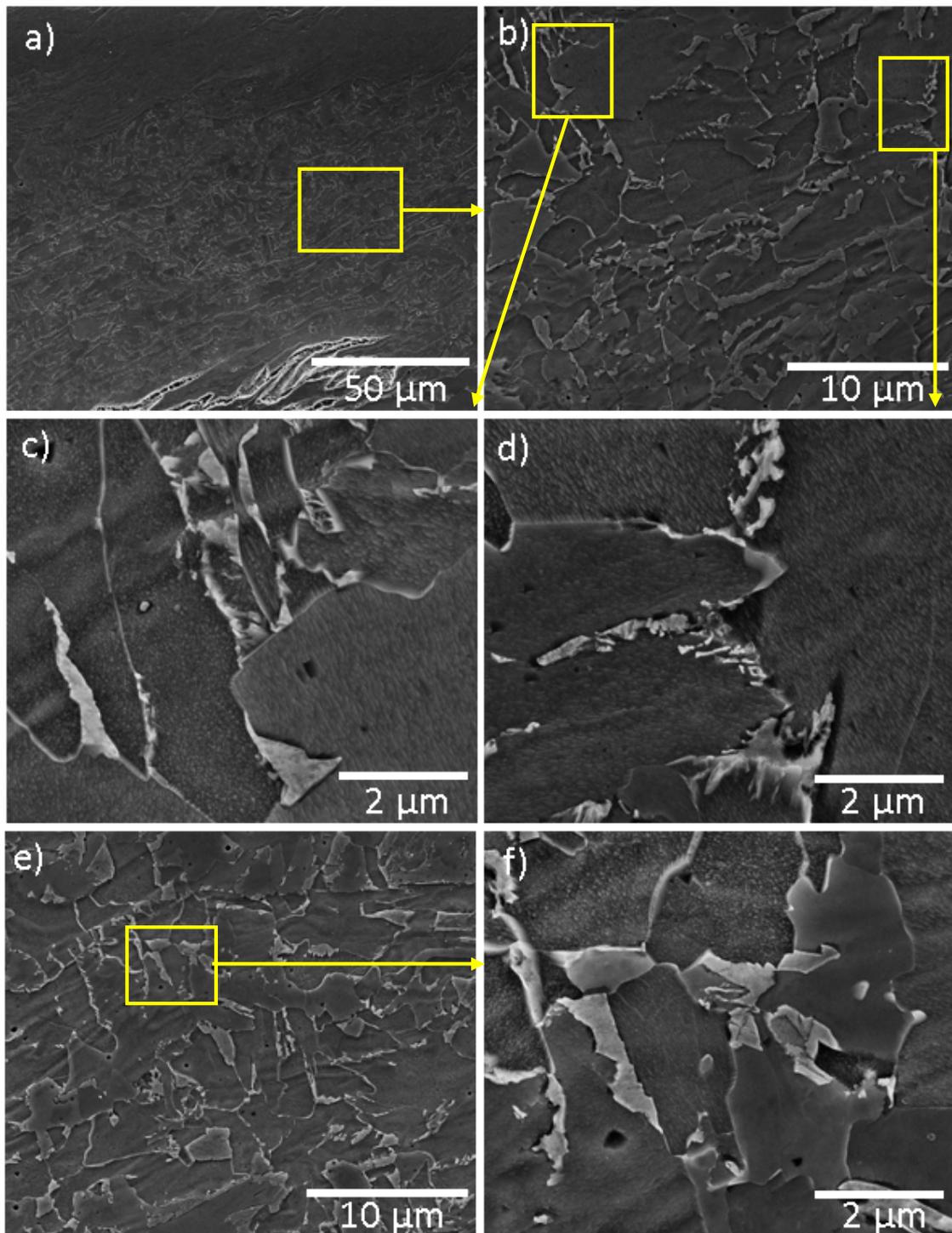


Figura 4.32. Microestrutura da ZM_{A516} do LA. a) Região formada pelo efeito do ombro em destaque na Figura 4.21. b)-f) Detalhes desta região mostrando uma estrutura ferrítica, com perlita degenerada e o constituinte MA. Imagens de MEV-ES

Para determinar a fase presente na segunda região, a amostra foi atacada com o reagente Le Pera modificado (LAITINEN, 2002; ELISEI, 2006) e foi realizado um estudo por MET, como se apresenta na Figura 4.33. O ataque utilizado não mostrou evidência do constituinte MA e o estudo por microscopia revelou uma estrutura em lamelas característica da fase martensítica (Figura 4.33 a, b, e c); esta morfologia é similar à encontrada nos estudos de formação destes constituintes (MAZANCOVÁ, 1997; WANG, 2006). Embora seja difícil encontrar estes constituintes no aço A516, a região onde foram encontrados localiza-se perto da liga de Ni, indicando que o Ni, Cr e Mo podem ter se difundido para esta região. O efeito do Mn (presente no aço), Cr e Mo durante o resfriamento é a diminuição da temperatura de transformação de bainita superior, por outro lado, o efeito do Ni durante o ciclo térmico é diminuir a temperatura de transformação de austenítico-ferrítica, de forma que modificações na composição química desta região podem ter causado a formação do constituinte MA (LAITINEN, 2006). A Figura 4.33d apresenta a nanodifração da região analisada, onde é possível distinguir uma estrutura cristalina com difração dupla. Os pontos em destaque são apresentados na Figura 4.34, onde foram indexados como uma estrutura CCC e correspondem a uma martensita maclada. Cabe salientar que a martensita em aços tem uma estrutura tetragonal, mas experimentalmente obedece às mesmas relações de orientação (RO) da estrutura CCC (HEADLEY, 2002).

Esta martensita tem dois eixos de zona [011] CCC, o primeiro do plano mãe (pontos unidos pelas linhas vermelhas) e outro pertencente às maclas (pontos unidos por as linhas tracejadas verdes), como apresentado na Figura 4.34. O padrão ilustra claramente como a simetria torna-se possível para representar o mesmo bi-cristal em termos de mais de um par de eixo-ângulo. Este padrão mostra que o cristal maclado pode ser gerado a partir da rotação de aproximadamente 70° ao redor do eixo de zona $\langle 011 \rangle$. De acordo com Bhadeshia (2006), também é possível obter o padrão a partir de uma rotação de 180° ao redor do plano normal $\{11\bar{1}\}$ e de 180° ao redor do plano normal $\{2\bar{1}1\}$. Assim, a partir das observações da morfologia da fase e os padrões de difração obtidos, conclui-se, então, que a fase analisada corresponde ao constituinte MA composto de martensita e austenita retida.

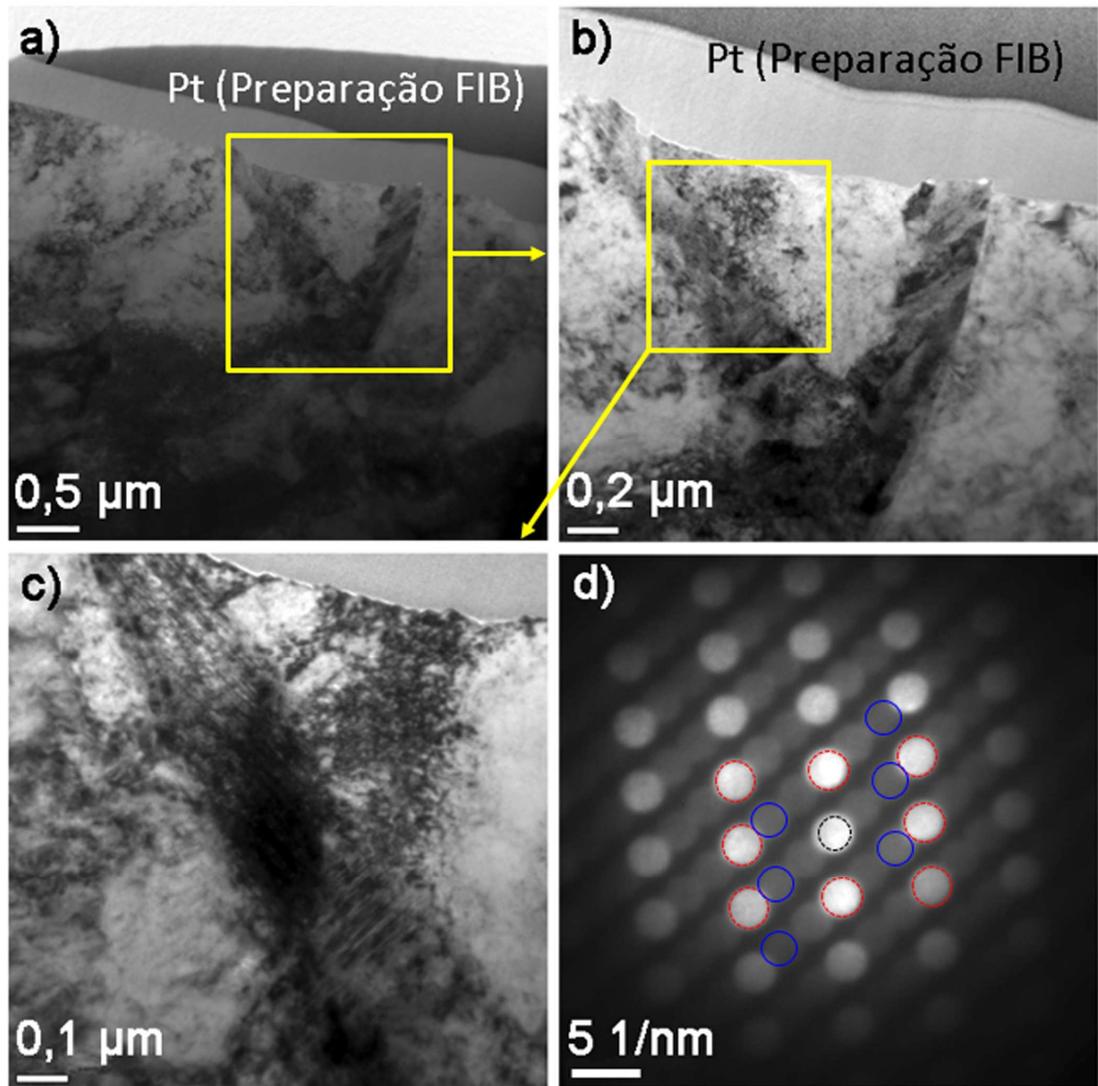


Figura 4.33. Análise do constituinte MA. a), b), c) imagens de campo claro, d) padrão de nanodifração mostrando a estrutura cristalina, os círculos vermelhos correspondem à martensita com estrutura CCC e os azuis, difração dupla no eixo de zona [011].

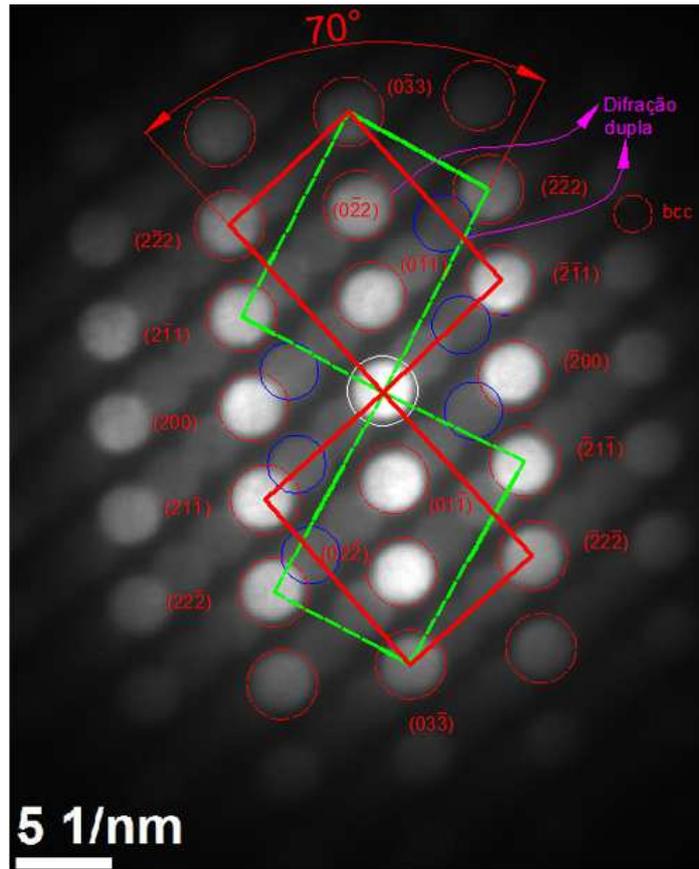


Figura 4.34. Indexação dos padrões de nanodifração. Os círculos vermelhos correspondem à martensita e martensita maclada com estrutura CCC. Os círculos azuis e os círculos vermelhos não unidos por linhas correspondem a difração dupla. O cristal maclado (linhas tracejadas verdes) se encontra rotacionado de aproximadamente 70° ao redor do eixo de zona $[011]$.

4.4.3 Microestrutura da zona termomecanicamente afetada da liga de Ni 625

Para todas as condições de soldagem, a $ZTMA_{L625}$ é formada por uma faixa de aproximadamente $400 \mu\text{m}$. Nesta região ocorre uma rotação severa dos grãos devido ao efeito volumétrico da deformação causado pela ferramenta (Figura 4.35b-c). Uma característica importante deste tipo de junta é que no lado da liga de Ni é possível observar o efeito do ombro da ferramenta no padrão de escoamento dos materiais conforme se nota na Figura 4.21 e na Figura 4.35d-e.

A deformação na $ZTMA_{L625}$ aumenta à medida que se aproxima da ZM (Figura 4.35c e Figura 4.36), ativando fenômenos tanto de recuperação como de recristalização dinâmica da matriz, dependendo igualmente da liga e da história termomecânica do material (FONDA, 2004). A recuperação não é evidente nos mapas de orientação, mas a recristalização se observa melhor na Figura 4.36.

A Figura 4.36a apresenta a ZTMA_{L625} por meio de EBSD, sendo possível observar a rotação severa dos grãos e como acontece a formação de novos grãos nos contornos devido à deformação e ao calor gerado pela ferramenta durante o processo de soldagem. Na Figura 4.36b observa-se, também, como os precipitados M₂₃C₆, nos contornos de grão, são redistribuídos e como os MC não são afetados pela deformação ou pelo calor, apenas mudam de posição.

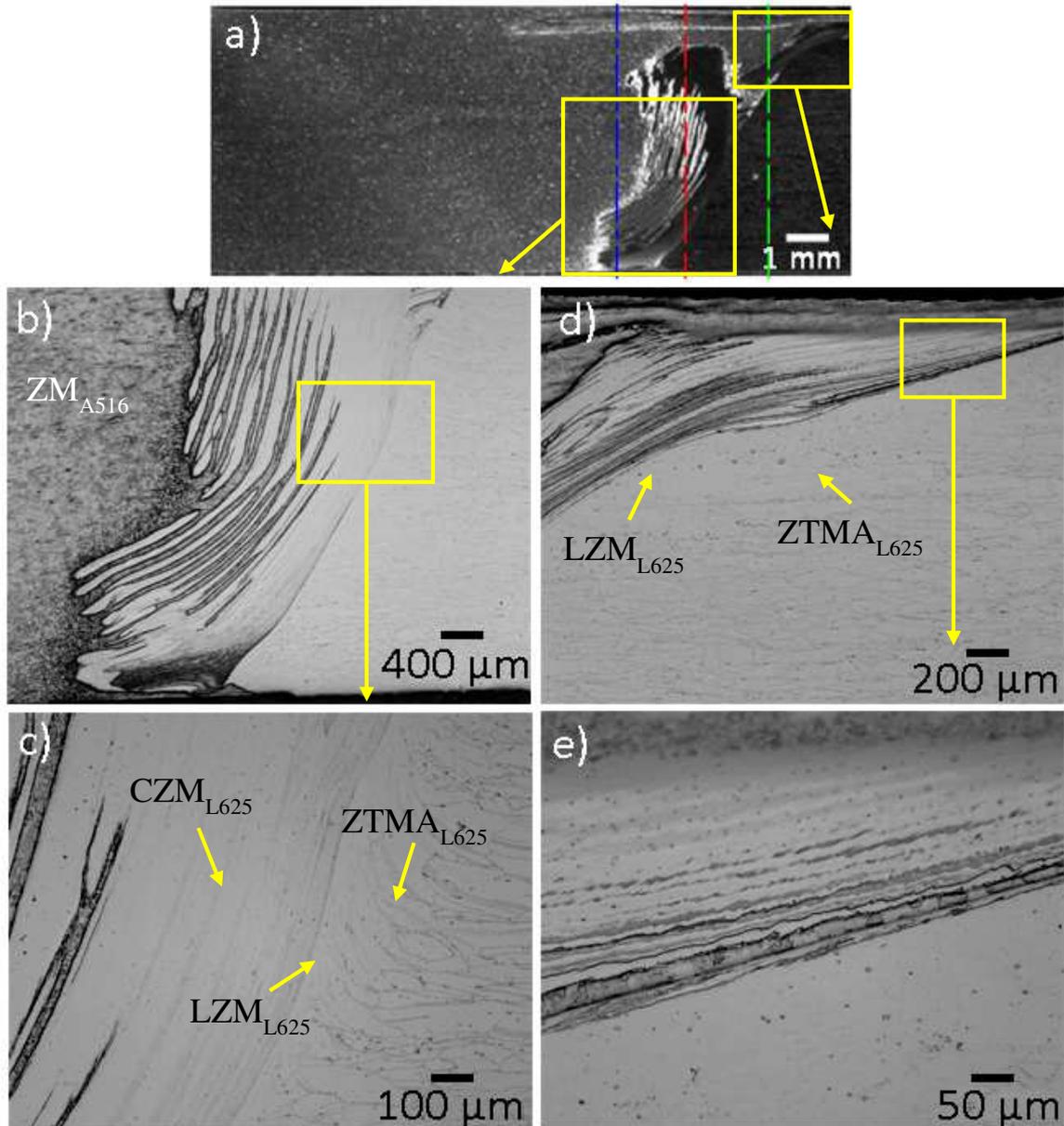


Figura 4.35 a) Macrografia da junta para 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e deslocamento da ferramenta de +2,0 mm e força axial de 30 kN. b) Microestrutura da ZTMA_{L625} e da LZM_{L625}. c) Detalhe das regiões de soldagem presentes na liga de Ni. d) Efeito do ombro da ferramenta na microestrutura no LA. e) Detalhe da LZM_{L625} e ZM_{L625}.

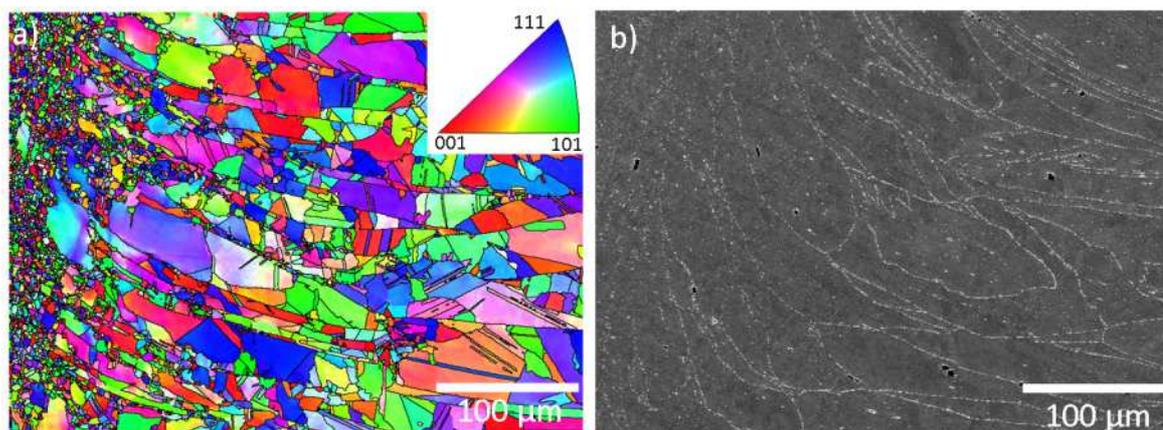


Figura 4.36. a) Mapa de orientação por figura de polo inversa da ZTMA_{L625} obtida por EBSD. b) Imagem de MEV-SE da ZTMA_{L625}. As imagens são da mesma região, mas em áreas diferentes.

4.4.4 Microestrutura na zona misturada da liga de Ni 625

A ZM da liga de Ni foi dividida em duas regiões (Figura 4.19): a primeira (LZM_{L625}) que se encontra entre a ZTMA_{L625} e a CZM_{L625}, e a segunda (CZM_{L625}) que durante o processo entra na ZM do aço pela ação da ferramenta. Esta divisão deve-se às diferenças observadas principalmente no escoamento de material e nas características microestruturais. As duas regiões revelaram uma estrutura de grãos equiaxiais, devido à recristalização, com um refinamento significativo no tamanho de grão, em comparação com o MB_{L625}.

A LZM_{L625} para as três condições de soldagem apresentou um tamanho de grão entre 2,7 e 3,1 μm, sendo o tamanho de grão maior para as juntas soldadas com D_T : +1,5 mm e F_Z : 30 kN (Figura 4.37). A CZM_{L625} mostrou uma variação maior no tamanho de grão que se encontra entre 2,5 e 3,1 μm, mas nesta região a soldagem obtida com os parâmetros D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN exibiu o maior tamanho de grão (Figura 4.38). A condição com D_T : +2,0 mm e F_Z : 25 kN mostrou um tamanho de grão similar nestas duas sub-regiões da zona misturada.

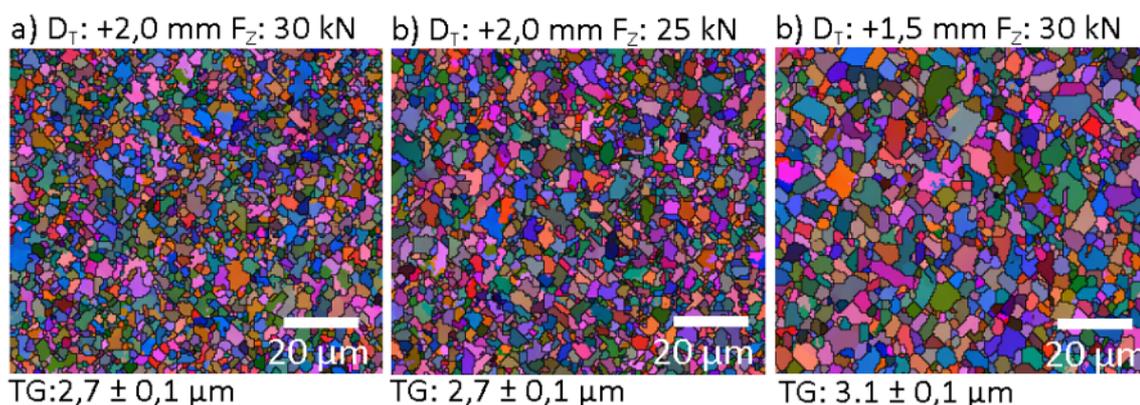


Figura 4.37. Mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da LZM_{L625} para 300 rpm e 100 mm.min⁻¹, com deslocamento tangencial e força axial de: a) +2,0 mm e 30 kN, b) +2,0 mm e 25 kN e c) +1,5 mm e 30 kN.

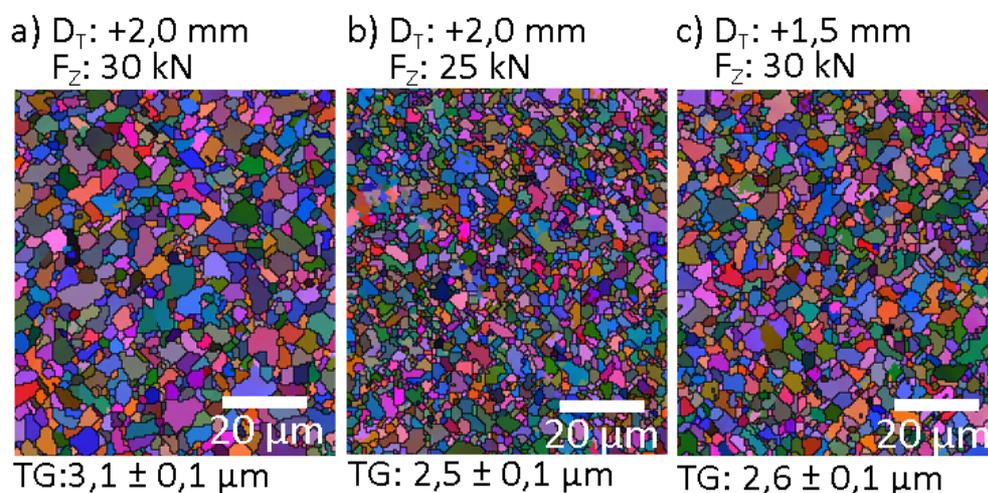


Figura 4.38. Mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da CZM_{L625} para 300 rpm e 100 mm.min⁻¹, com deslocamento tangencial e força axial de: a) +2,0 mm e 30 kN, b) +2,0 mm e 25 kN e c) +1,5 mm e 30 kN.

A Figura 4.39 expressa a distribuição do tamanho de grão para a LZM_{L625} e a CZM_{L625}. A LZM_{L625} apresentou maior homogeneidade, com maior porcentagem de grãos entre 1-3 μm (Figura 4.39a). A CZM_{L625} apresentou uma distribuição mais heterogênea no tamanho de grão e maior propensão a grãos com diâmetro entre 1-3 μm (Figura 4.39b). Na Tabela 4.4, apresenta-se o tamanho de grão para as três condições de soldagem.

Tabela 4.4. Resumo do tamanho de grão medido na LZM_{L625} e CZM_{L625}, para as condições de soldagem.

Região	Condição de soldagem		
	D _T :+2,0 mm F _Z : 30 kN	D _T :+2,0 mm F _Z : 25 kN	D _T :+1,5 mm F _Z : 30 kN
LZM _{L625}	2,7 ± 0,1 μm	2,7 ± 0,1 μm	3,1 ± 0,1 μm
CZM _{L625}	3,1 ± 0,1 μm	2,5 ± 0,1 μm	2,6 ± 0,1 μm

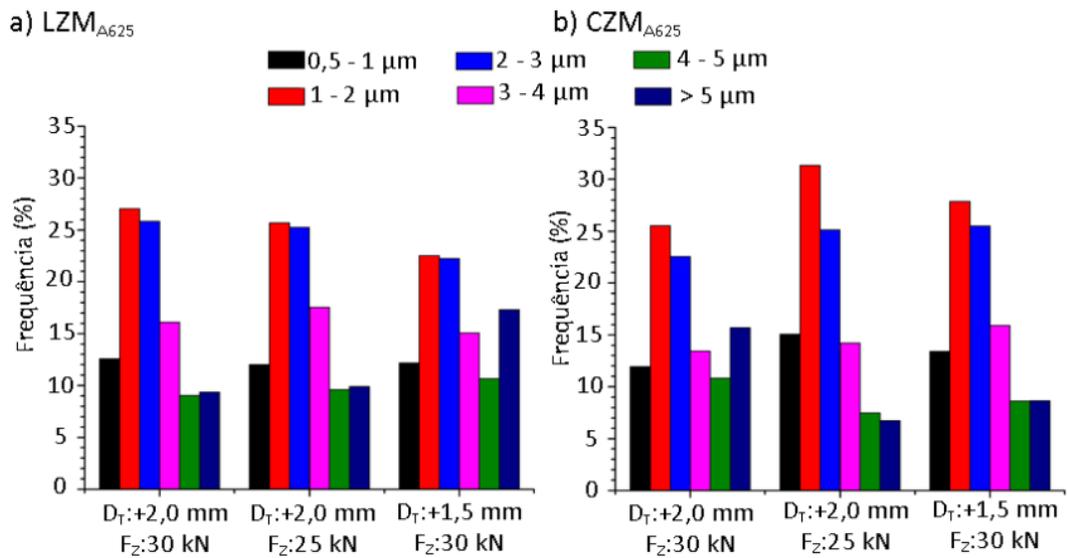


Figura 4.39. Distribuição do tamanho de grão para as três condições de soldagem, a) na LZM_{L625} e b) na CZM_{L625}.

Como foi discutido na sessão 4.3, o MB_{L625} apresenta precipitados MC e M₂₃C₆. Durante o processo de soldagem os precipitados MC são redistribuídos e entram na CZM_{L625} e na LZM_{L625}, processo em que alguns são fraturados. Contudo, não foi possível observar evidências de sua decomposição. Pode-se observar no diagrama de fração mássica de fases para a liga 625 (Figura 4.17), que a temperatura de transformação dos precipitados MC é aproximadamente 1000°C, de tal modo que a temperatura máxima de aproximadamente 900°C, atingida durante o processo, não foi suficientemente alta para provocar a transformação. A Figura 4.40 apresenta exemplos de alguns dos precipitados MC encontrados no material agitado pela ferramenta durante o processo. Observou-se uma morfologia menos arredondada e uma redução no tamanho dos precipitados do tipo (Ti, Nb)(C, N) de aproximadamente 60% em relação aos observados no MB_{L625}. Nos precipitados NbC também foi observada uma redução no tamanho de aproximadamente 50% e um arredondamento das bordas.

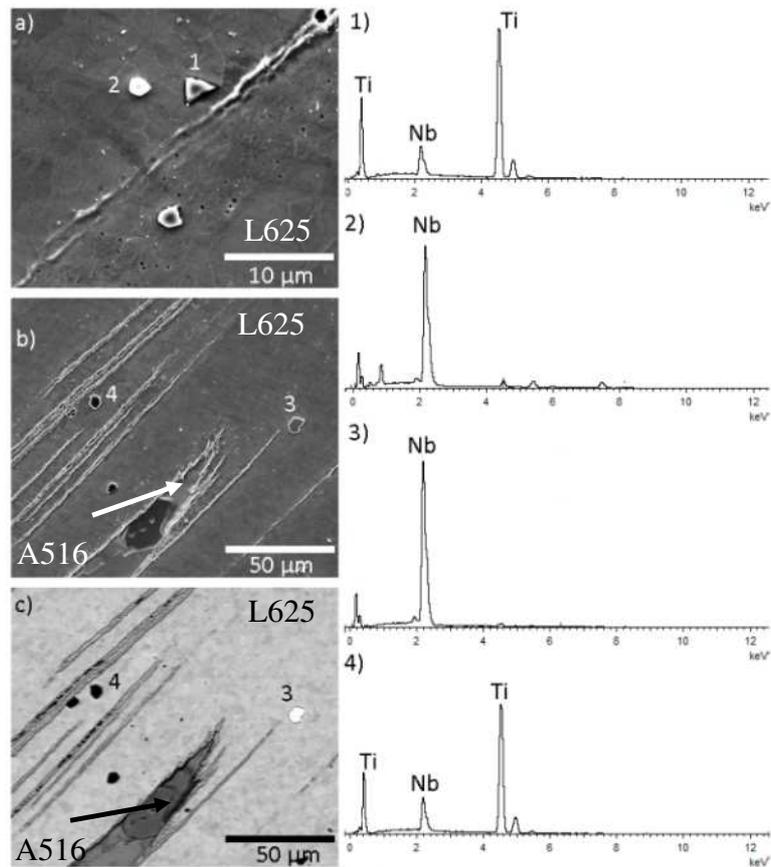


Figura 4.40. Imagens de MEV e análise de XEDS dos precipitados na CZM_{L625}. a)-b) imagem de elétrons secundários; os números representam precipitados analisados, c) imagem de elétrons retroespalhados da imagem em b, onde se observa os precipitados de NbC (regiões mais claras) e a diferença entre o aço A516 e a liga de Ni 625.

Os precipitados $M_{23}C_6$ foram redistribuídos e possivelmente houve decomposição devido à agitação da ferramenta e à temperatura máxima atingida nesta zona. Na Figura 4.41, apresenta-se a análise por MET dos precipitados na ZM_{L625}. Na Figura 4.42, pode-se observar dois precipitados na matriz austenítica e o padrão de nanodifração para o precipitado (em detalhe na Figura 4.42b) que manifestou ser do tipo $Cr_{21}Mo_2C_6$ (Figura 4.42c). Estas medidas foram corroboradas com o espectro de XEDS (Figura 4.43) que revelou uma porcentagem de Cr, Mo e Ni de 49%p, 18%p, 16%p, respectivamente. O conteúdo C não foi medido devido às limitações da técnica. Embora estas porcentagens sejam afetados pela matriz de Ni, pode-se observar que os valores de Cr e Mo são maiores que para o MB.

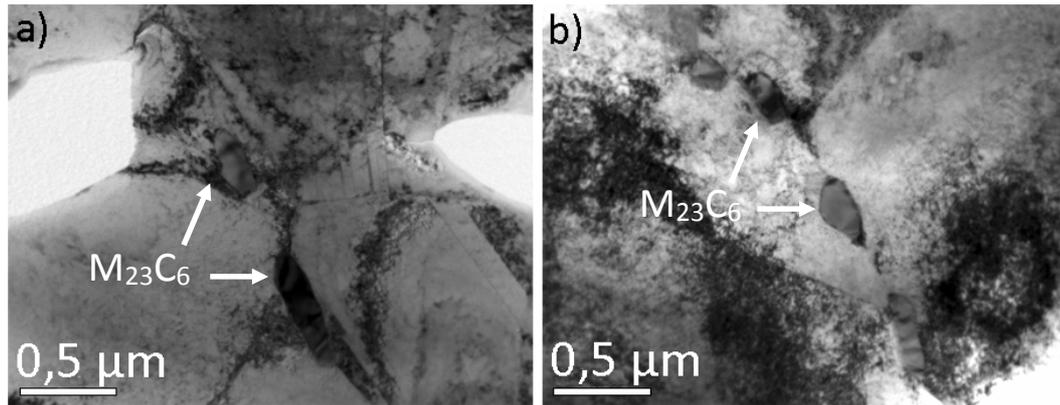


Figura 4.41. Precipitados $M_{23}C_6$ na ZM da liga de Ni 625 da junta soldada com 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ $F_Z: 30 \text{ kN}$. Imagens campo claro de MET

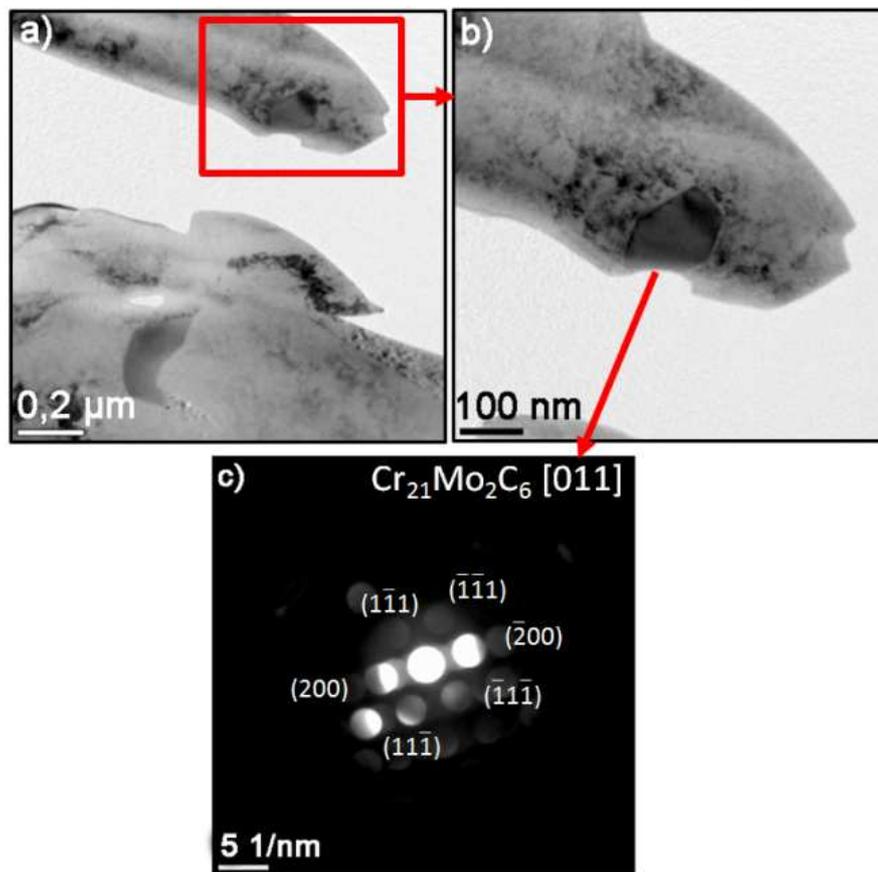


Figura 4.42. Análise dos precipitados $M_{23}C_6$ na junta soldada com 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ $F_Z: 30 \text{ kN}$, na ZM_{L625} a), b) imagens de campo claro dos precipitados. c) Padrão de nanodifração do precipitado $M_{23}C_6$ com estrutura CFC no eixo de zona $[011]$.

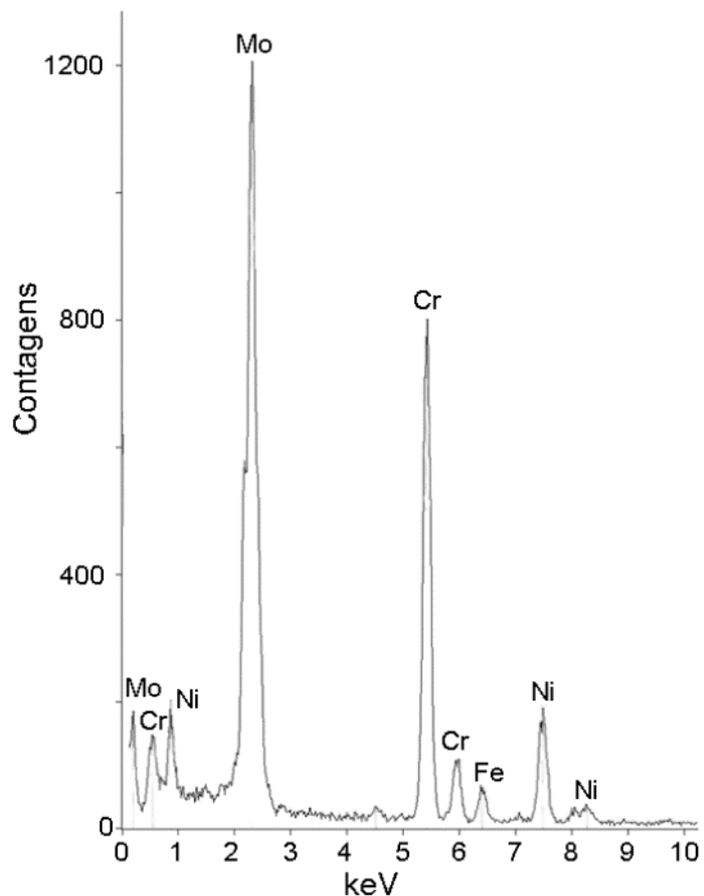


Figura 4.43. Análise de XEDS do precipitado apresentada na Figura 4.42

4.4.5 Interface aço – liga de Ni

Na interface da junta de aço A516 e da liga de Ni 625 observou-se a formação de uma fase com morfologia e composição química diferenciadas como se percebe na Figura 4.44. Esta fase é contínua ao longo de toda a seção transversal e possui um formato diferente para cada parâmetro de soldagem, que depende das características do escoamento de material. A Figura 4.44b apresenta o perfil de composição química por XEDS através da interface na junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN, para duas regiões na CZM_{L625}. Faz-se notar na Figura 4.44a-b, que a largura desta região diferenciada ao longo da interface possui aproximadamente 2,0 μm, com uma composição química de 50-60 % Fe, 30 % de Ni e 10 % Cr. A simulação do volume de interação dos elétrons na interface das juntas de aço A516 e da liga de Ni 625 para as condições utilizadas no microscópio foi realizada utilizando o software Casino[®]. Os resultados mostram um volume de interação aproximado de 0,6 μm (Figura 4.45) o que garante que durante as análises por XEDS da interface não há influência da composição química dos metais de base.

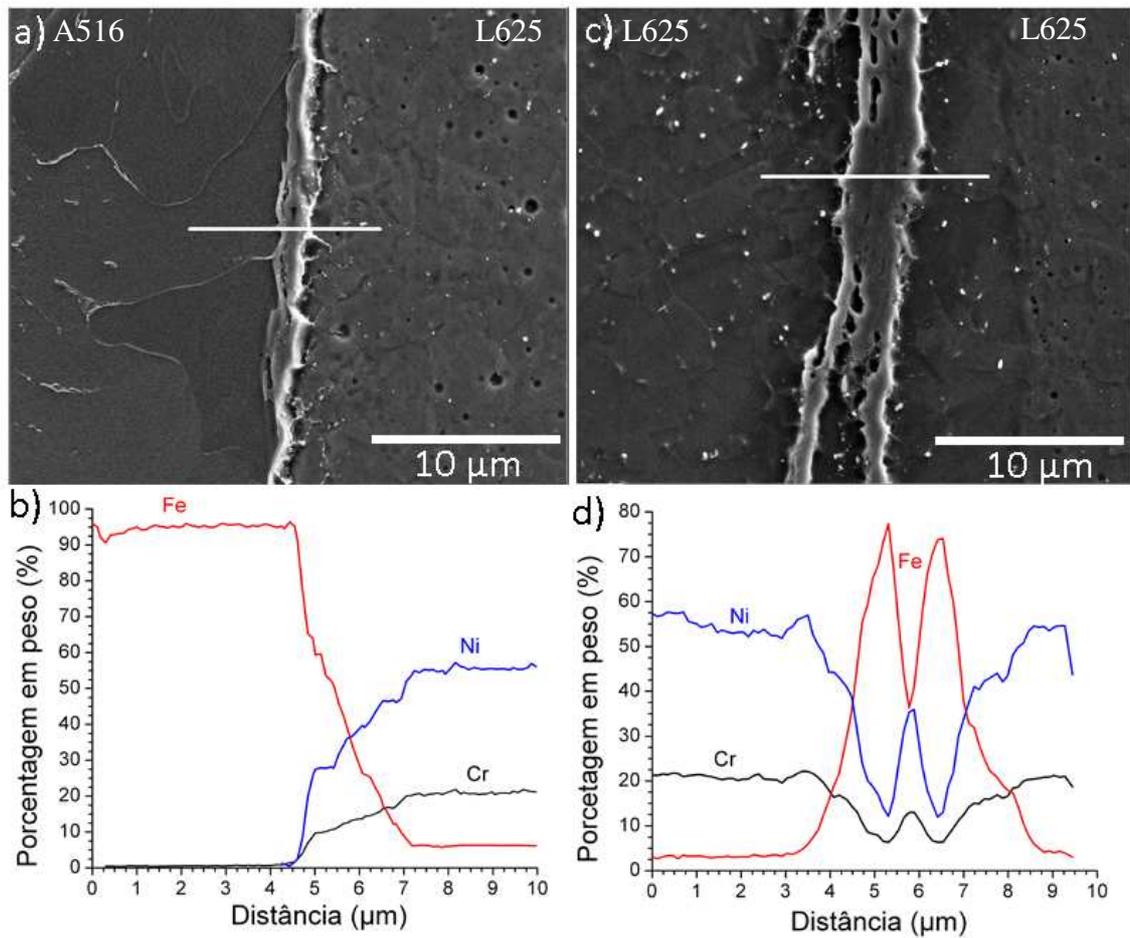


Figura 4.44. Perfil de composição nas interfaces aço-liga de Ni obtidas mediante XEDS. a)-b) imagens de MEV das regiões analisadas, c)-d) perfis de composição química para o Fe, Ni e Cr.

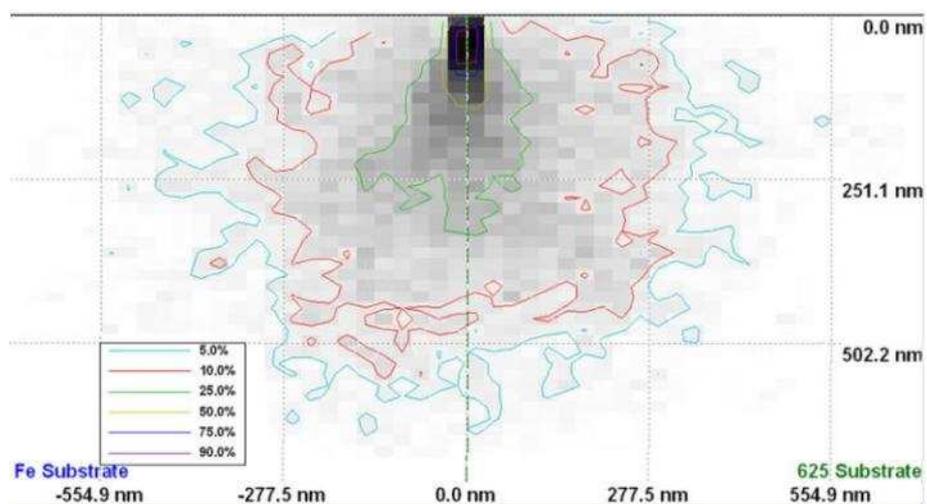
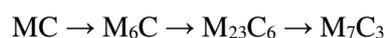


Figura 4.45. Simulação do volume de interação do feixe de elétrons à 15 kV na interface aço-liga de Ni usando o software Casino®.

O efeito da ferramenta no escoamento de material causa a formação de camadas de aço A516 e da liga de Ni 625 (Figura 4.35b). A Figura 4.44a-b apresenta as análises por XEDS na interface aço A516/liga de Ni 625, e verifica-se que, em relação, ao aço houve a diminuição do Fe e o aumento do Ni e do Cr. Igual comportamento foi observado na Figura 4.44 c-d, na qual a análise foi realizada partindo da liga de Ni, atravessando uma camada com alto teor de Fe e terminando, novamente, na liga de Ni. Pela composição química pode-se inferir que a fase formada na interface tem uma estrutura CFC, mesmo sendo à base de Fe, o alto teor de Ni estabiliza a austenita para todas as temperaturas (LIPPOLD, 2005).

A análise detalhada da interface por MET mostrou que esta região apresenta grãos recristalizados e deformados, observando-se também alguns precipitados, conforme apresentado na Figura 4.46. Os grãos da interface mostraram alto teor de Fe e Ni (Figura 4.47) e o padrão de difração revelou uma estrutura CFC (Figura 4.48). Embora, o teor de Fe seja alto, a presença de Ni leva à formação da estrutura CFC. Todos os precipitados observados nos grãos da interface manifestaram alto teor de Nb (Figura 4.47). A identificação dos precipitados por nanodifração permitiu corroborar a presença dos carbonetos NbC (Figura 4.49).

A evolução dos carbonetos nas ligas de Ni se apresenta por uma reação sequencial no estado sólido, em conformidade com a Equação 7. O carboneto MC pode começar a precipitar durante a solidificação a partir do líquido, mas a sua precipitação igualmente é possível no estado sólido. Em termos gerais, os carbonetos MC são formados em temperaturas elevadas, M_6C em temperaturas intermediárias e $M_{23}C_6$ e M_7C_3 em baixas temperaturas (DONACHIE, 2002; JENA, 1984). Então, com as temperaturas máximas atingidas durante a SAPNC e taxas de resfriamento observadas é pouco provável que ocorra a precipitação destes carbonetos. Por isso a presença dos carbonetos MC na interface sugere que provierem dos precipitados fraturados na ZM e que são arrastados até a interface.



Equação 7

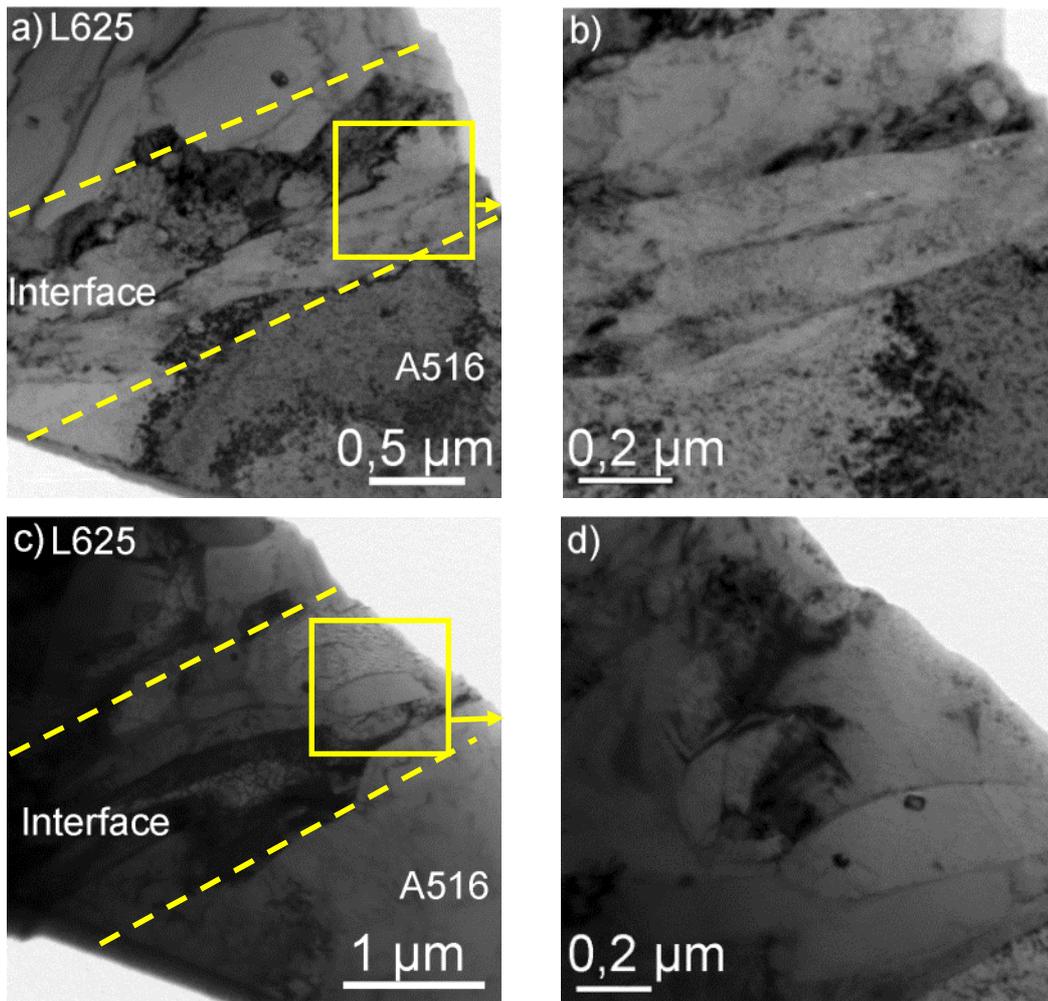


Figura 4.46. Interface da junta soldada com 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ $F_Z: 30 \text{ kN}$. a), b) grãos deformados, formação de precipitados. c), d) Precipitados e grãos recristalizados. Imagens de MET.

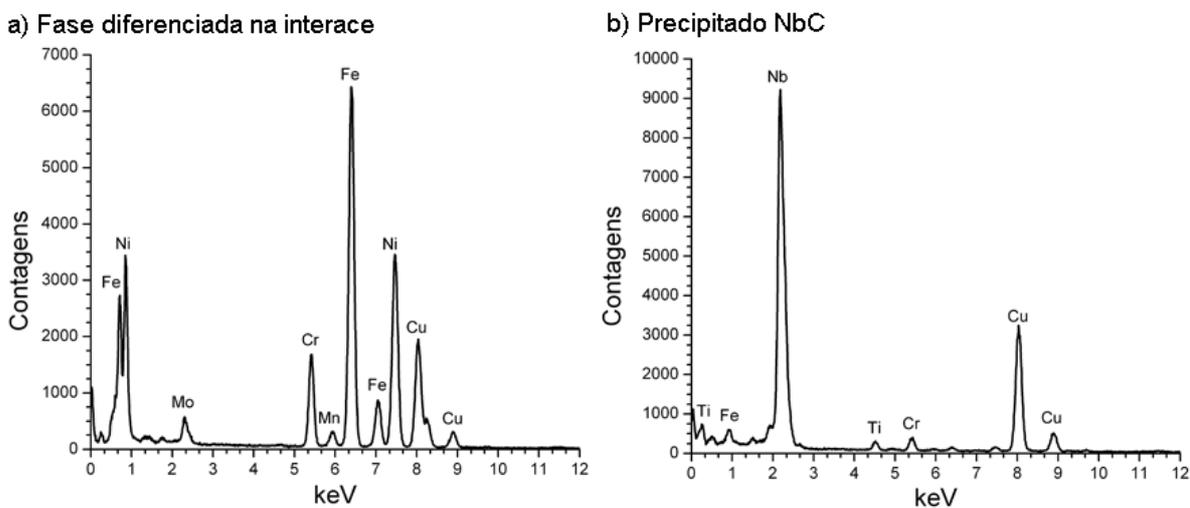


Figura 4.47. Análise de XEDS para a junta soldada apresentada na Figura 4.46, para a) na interface e b) precipitados na interface.

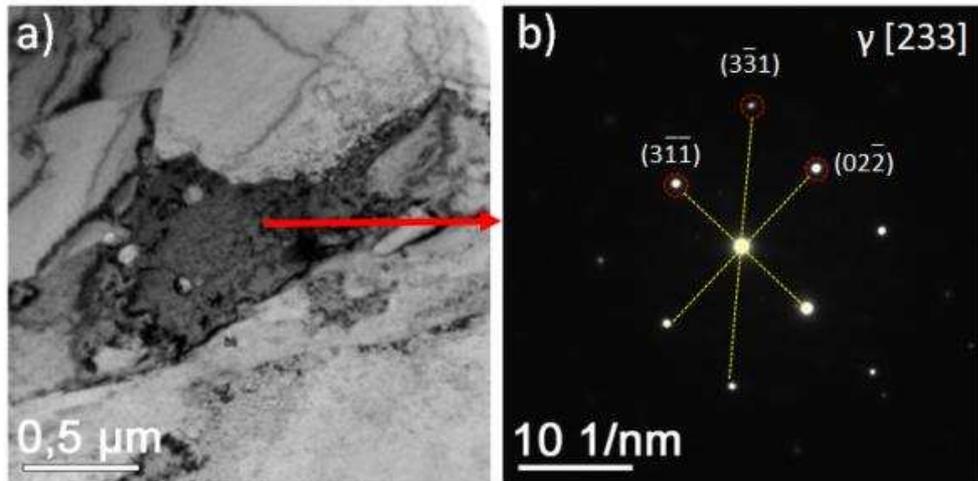


Figura 4.48. Identificação da fase diferenciada presente na interface por MET. a) Imagem do grão analisado. b) Padrão de difração do grão com estrutura CFC (γ) no eixo de zona [233].

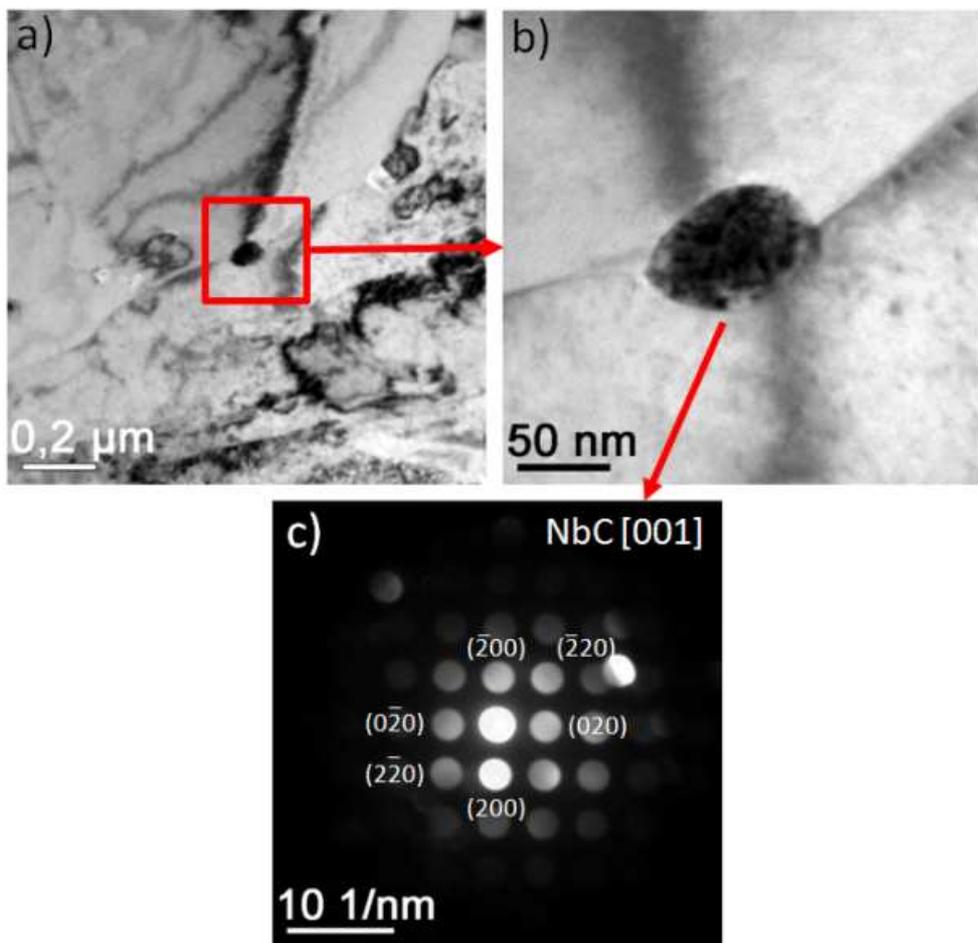


Figura 4.49. Identificação dos precipitados na interface por MET. a), b) Imagens do precipitado analisado. b) Padrão de nanodifração do precipitado NbC com estrutura CFC no eixo de zona [001].

4.5 Cálculos cinéticos

4.5.1 Interface aço A516 – liga de Ni 625

Assim como explanado na sessão 3.2.2 (Figura 3.7), a simulação do crescimento de precipitados na interface teve início com um modelo cinético visando determinar a interdifusão dos elementos a traves da interface durante um ciclo térmico igual ao obtido pela SAPNC. A Figura 4.50 exhibe a distribuição do teor de carbono na cela estudada. No tempo zero (t_i) da simulação, usou-se a função passo “*Heaviside*”, que permite realizar mudanças na distribuição dos elementos na interface. Na Figura 4.50a, observa-se como, após um segundo a distribuição do teor de carbono exibiu uma mudança drástica, do lado do aço mostrou-se uma diminuição de até 0,05% e um pico no lado da liga de Ni. O gradiente de composição no lado da liga de Ni para $t = 1$ s foi utilizado para a segunda parte da simulação. O gradiente de composição química foi aproximado a um perfil linear, com máximo de 0,262%, correspondente ao pico de concentração de carbono à distância de 5 μ m, e mínimo de 0,064% correspondente ao ponto localizado a 2 μ m a partir da interface. Para os demais elementos, foram utilizados os gradientes de composição química encontrados nas análises de XEDS, uma vez que não foram observadas mudanças nos perfis durante a simulação (sessão 4.4.5).

Os resultados da simulação do crescimento dos precipitados MC, em uma matriz austenítica em condições de resfriamento a uma taxa de $20^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ e um tempo de simulação de 30 s, não mostraram condições favoráveis para a precipitação. A precipitação dos carbonetos MC acontece em processos quase-estáticos e, com as condições térmicas impostas durante a soldagem, sua precipitação não é possível. Do diagrama de fases em equilíbrio (Figura 4.16), observa-se que, em altas temperaturas, ao redor de 1000°C , forma-se o precipitado MC de composição química (%p) de 87%p Nb, 10%p C e 1,5%p Ti. Além disso, na Figura 4.51, são apresentados os cálculos de solidificação, utilizando o modelo de Scheil-Gulliver (SAUNDERS, 2004), no qual se observa que a sequência de solidificação para esta liga é: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \text{NbC} \rightarrow L + \gamma + \text{M}_6\text{C}$. Este modelo, baseado na conhecida equação de Scheil, permite realizar uma aproximação à sequência de solidificação e distribuição de soluto, mediante a suposição da existência do equilíbrio local na interface sólido/líquido e a obtenção de uma única fase sólida, a partir do líquido durante a solidificação. Os cálculos de solidificação por este método são bastante úteis, embora sejam obtidos no equilíbrio, pois representam uma aproximação às condições de soldagem (cinética). Então, pode-se concluir

que os carbonetos observados na interface são precipitados formados em altas temperaturas que foram fraturados e arrastados desde a ZM da liga de Ni.

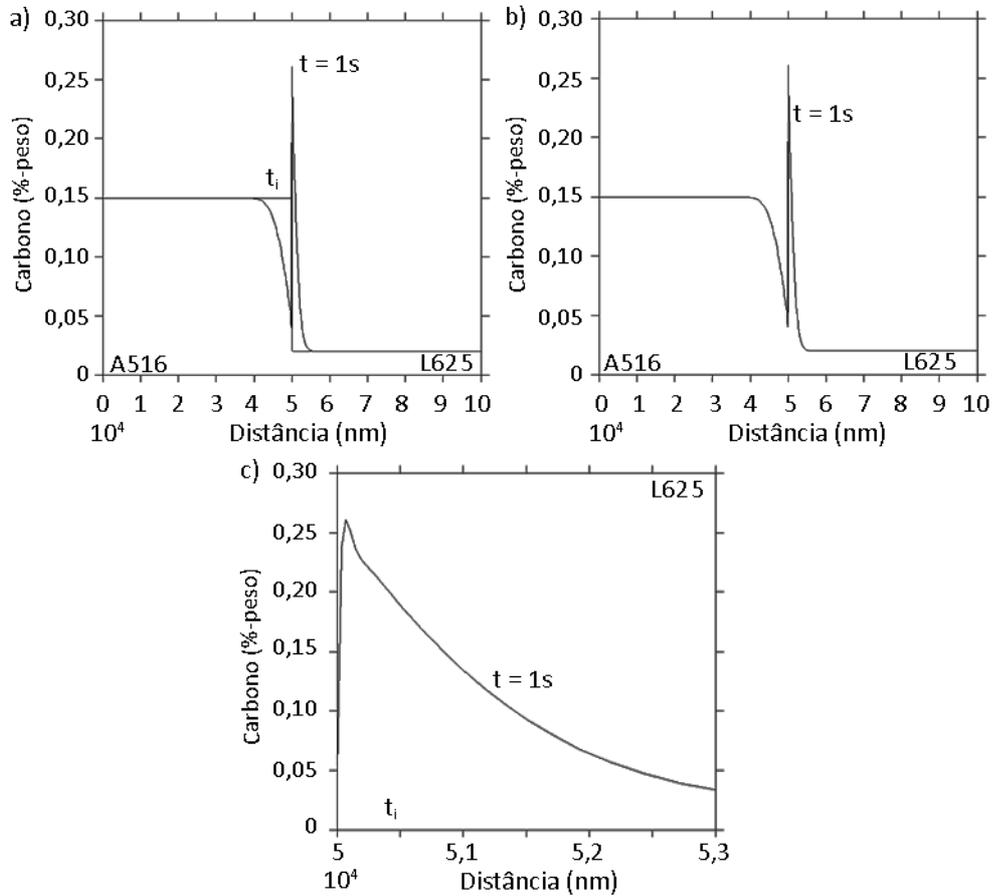


Figura 4.50. Resultados dos cálculos cinéticos da difusão de carbono na interface aço A516 e da liga de Ni 625 para uma taxa de resfriamento de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ e uma temperatura máxima de 900°C . Para a) tempo (t) igual 0 e 1s, b) tempo 1 s e c) detalhe da região da interface em 1 s.

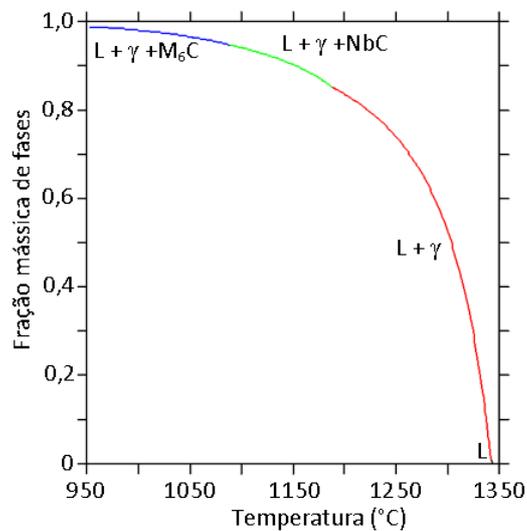


Figura 4.51. Diagrama de fração mássica de fases em função da temperatura, obtido utilizando o modelo de Scheil-Gulliver. L: líquido, γ : matriz rica em Ni, NbC: carboneto de Nb, M_6C : carboneto.

4.5.2 Zona misturada da liga de Ni 625 (ZM_{L625})

Na Figura 4.52 são apresentados os resultados da fração mássica da matriz (γ), do precipitado $M_{23}C_6$ e a posição da interface $\gamma/M_{23}C_6$, obtidos por meio da simulação em condições cinéticas da ZM da liga de Ni 625. Os resultados revelaram que depois da precipitação a fração mássica da matriz (γ) é de 99,89% e do carboneto $M_{23}C_6$ é de 0,11% (Figura 4.52a-b). O material foi resfriado a uma taxa de $20\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a partir de $900\text{ }^\circ\text{C}$, sendo que a precipitação dos carbonetos iniciou aos $721\text{ }^\circ\text{C}$. A distribuição dos elementos através da cela mostrou que o precipitado é rico em C e Cr e houve um empobrecimento em Fe e Ni. A composição química (%p) do precipitado no final da transformação (Figura 4.53) é de 65%p Cr, 20%p Mo, 5%p C, 10%p Ni e 0,3%p Fe. A temperatura de precipitação dos carbonetos $M_{23}C_6$ encontra-se de acordo como o diagrama de fases no equilíbrio mostrado na Figura 4.16. Em relação ao tamanho dos precipitados, os resultados mostraram que a região transformada possui diâmetro de aproximadamente 2 nm e não houve crescimento durante a simulação. Este comportamento se deve à falta de carbono na matriz para dar continuidade ao crescimento dos carbonetos e às condições de resfriamento impostas durante a soldagem. Assim, durante o ciclo térmico imposto pelo processo de SAPNC na liga de Ni 625, é possível que ocorra a precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$, de acordo com os cálculos termodinâmicos, entretanto a identificação microestrutural é dificultada pelo seu reduzido tamanho. Cabe ressaltar que estes resultados são uma aproximação às transformações fases que ocorrem durante o processo de SAPNC, mas é necessário realizar um estudo detalhado das transformações.

O estudo cinético da possível transformação dos precipitados MC em carbonetos $M_{23}C_6$ na ZM_{L625} não demonstrou nenhuma reação acontecendo, devido ao fato de que, nas condições de soldagem estudadas, não há tempo suficiente para que ocorra a transformação. A análise por XEDS (MEV) dos carbonetos MC não revelou enriquecimento nem empobrecimento de elementos ao redor destes precipitados, como se observa na Figura 4.54, para os precipitados do tipo (Ti, Nb)(C, N) (Figura 4.54a-b) e NbC (Figura 4.54c-d). Nesta análise é de suma importância o comportamento do Cr, contudo o Cr não apresentou mudanças ao redor dos precipitados. Estes resultados também podem ser confirmados com o auxílio das imagens de MEV, utilizando o detector de elétrons retroespalhados, conforme é mostrado na Figura 4.55.

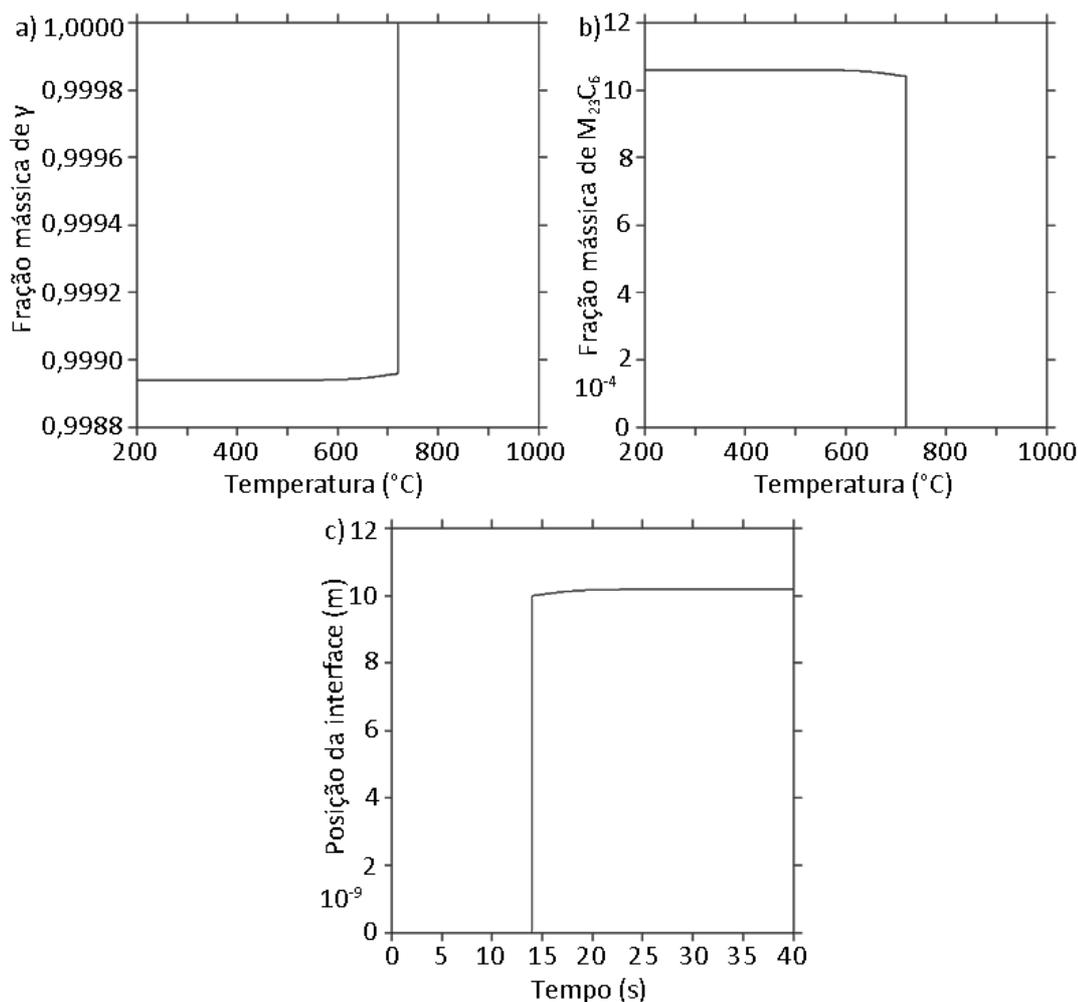


Figura 4.52. Resultados da simulação cinética da ZM da liga de Ni 625. Fração mássica de: a) matriz (γ) e b) precipitado $M_{23}C_6$, c) posição da interface $\gamma / M_{23}C_6$ em função do tempo.

A reação de decomposição de carbonetos de alta temperatura MC geralmente ocorre de acordo com o sequenciamento mostrado na Equação 8. Experimentalmente esta reação foi determinada pelas observações que demonstram a presença de $M_{23}C_6$ e γ' ao redor de um carboneto MC degenerado (LVOV, 2004). Este tipo de reação ocorre em processos quase-estáticos, então é pouco provável que aconteça a transformação dos precipitados MC durante o ciclo térmico a qual foi submetida a liga de Ni 625 durante a SAPNC. Ademais, a fase gama linha (γ') não foi identificada na caracterização microestrutural do MB_{L625} , nem da junta soldada.



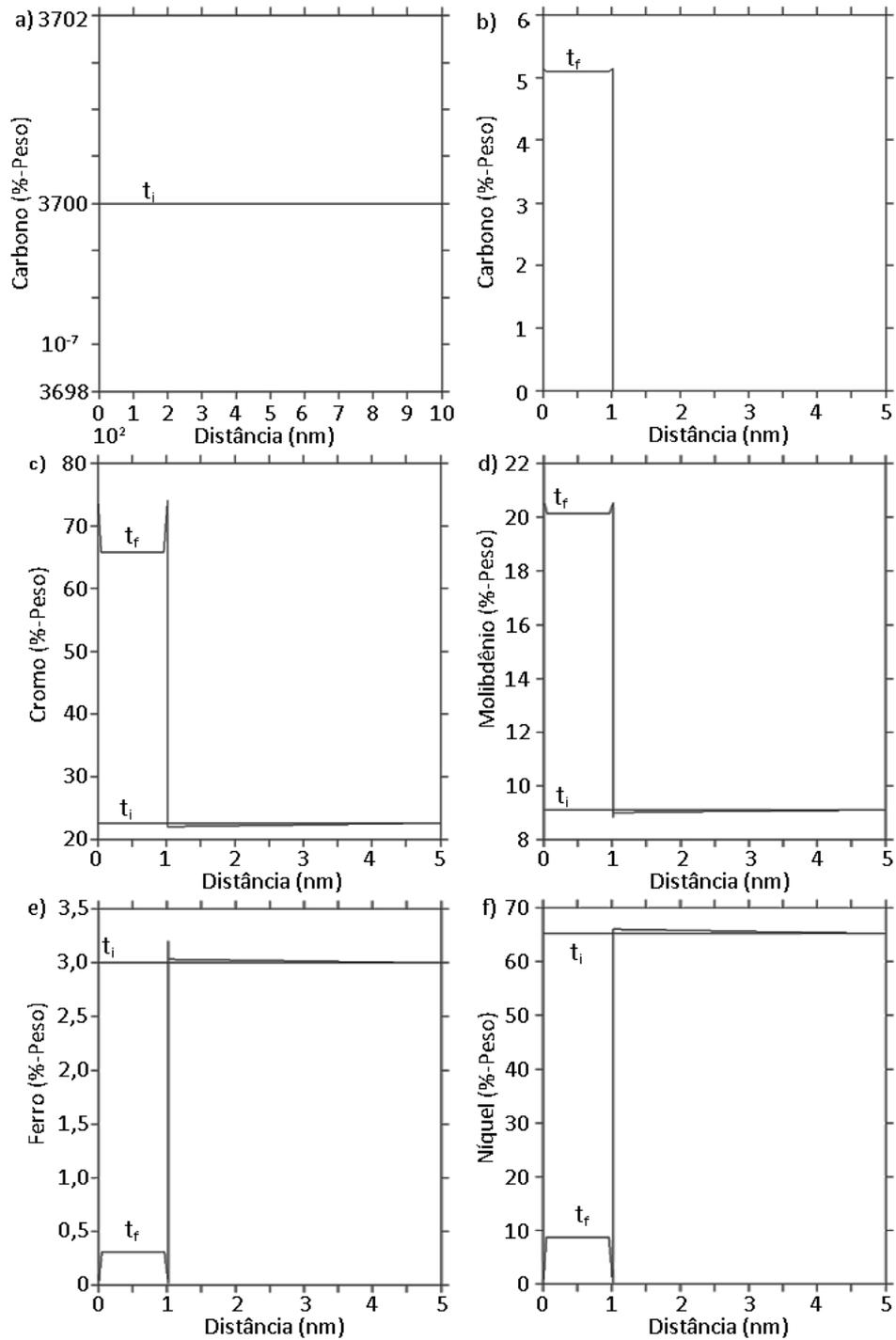


Figura 4.53. Resultados dos cálculos cinéticos da ZM da liga de Ni 625. Distribuição dos elementos ao início (t_i) e ao final (t_f) do processo SAPNC: a) Carbono t_i , b) Carbono $t=7s$, c) Carbono t_f , d) Níquel, e) Ferro e f) Cromo.

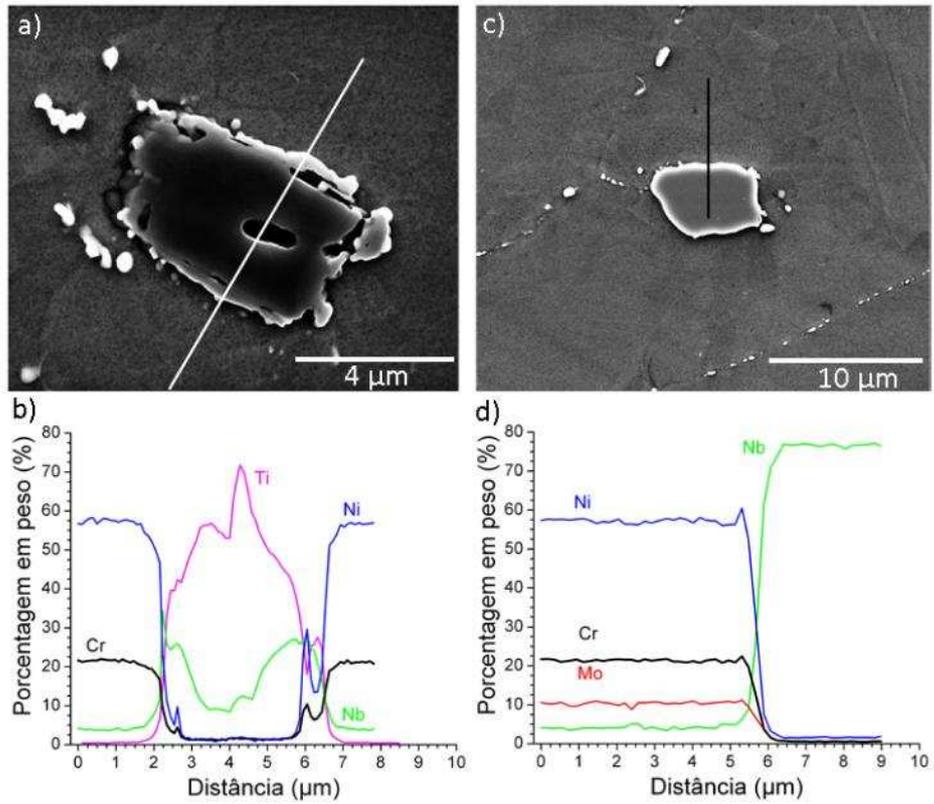


Figura 4.54. Análise por XEDS ao redor dos precipitados MC. a) Imagem de MEV do precipitado do tipo (Ti, Nb)(C, N). b) Espectro de composição química do precipitado da imagem a. c) Imagem de MEV do precipitado do tipo NbC. d) Espectro de composição química do precipitado da imagem c. As linhas em (a) e (c) representam a linha na qual foi realizada a análise química.

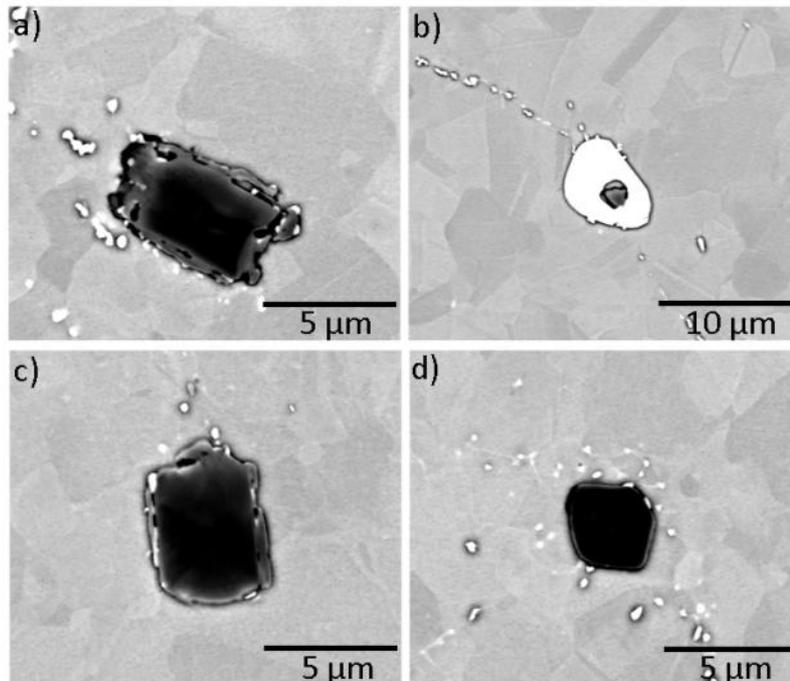


Figura 4.55. Imagens de MEV de elétrons retroespalhados dos precipitados MC. a), c), d) Precipitados do tipo (Ti, Nb)(C, N). b) Precipitados do tipo NbC.

4.6 Recuperação e recristalização nas juntas soldadas

Os mecanismos de recuperação e recristalização envolvidos no processo de soldagem foram avaliados por meio de um estudo microestrutural detalhado, usando EBSD e MET, e os resultados para a junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 25 kN são apresentados na Figura 4.56. É importante salientar que todas as juntas apresentaram os mesmos mecanismos e, por esse motivo, são apresentados apenas os resultados obtidos para este conjunto de parâmetros. A Figura 4.56a exibe a evolução microestrutural do aço no LR, observando-se as três regiões da zona afetada pelo calor (ICZTA_{A516}, GFZTA_{A516} e GGZTA_{A516}). Em todas as regiões verificou-se a presença de grãos equiaxiais com baixa densidade de contornos de grão de baixo ângulo (CGBA). Durante o processo de SAPNC, o material é deformado à alta temperatura e podem ocorrer diferentes processos de recuperação e recristalização. O estudo destes processos no aço é mais complexo devido às transformações alotrópicas que ocultam o histórico de recuperação/recristalização.

Conquanto, Du et al. (2006) propuseram o mapa de processamento para um aço baixo carbono, o que permite vislumbrar os mecanismos de recuperação durante a deformação (Figura 4.57). No diagrama é possível observar que, acima da temperatura de equilíbrio da transformação austenítica (A_{e3}), ocorre recristalização ou recuperação dinâmica da austenita, já na região entre A_{e3} e A_{r3} (temperatura de transformação da austenita durante o resfriamento), há recuperação dinâmica e transformação induzida por deformação e abaixo de A_{r3} encontra-se a região bifásica. As temperaturas A_{e3} e A_{r3} calculadas com as Equações 9 e 10 para o aço ASTM A516 são de 769°C e 657°C, respectivamente. Portanto, de acordo com as medidas da história térmica, a temperatura atingida durante o processo na ZM_{A516} se encontra acima de A₃ na região de estabilidade da austenita. Este fato, somado às altas deformações que o material sofre durante o processo de soldagem, propiciam a recristalização dinâmica da microestrutura do aço (Figura 4.57), o que também foi proposto por Fujii et al. (2006) em SAPNC, Wang et al. (1994) na laminação a quente e em estudos de deformação a quente do aço carbono (MONEMI, 2011; ELWAZRI, 2003). Segundo com o Dehghan-Manshadi (2003) a recristalização da austenita ocorre pelo mecanismo de DDRX à temperatura de 900°C e à taxa de deformação de 1 s⁻¹. Durante o estágio inicial da recristalização formam-se novos grãos com CGAA. Com o avanço da deformação, incrementa-se o número de grãos recristalizados nos contornos de grão da estrutura prévia e há abaulamento de alguns dos contornos de grão. Este processo se prolonga até a recristalização de toda a estrutura do aço.

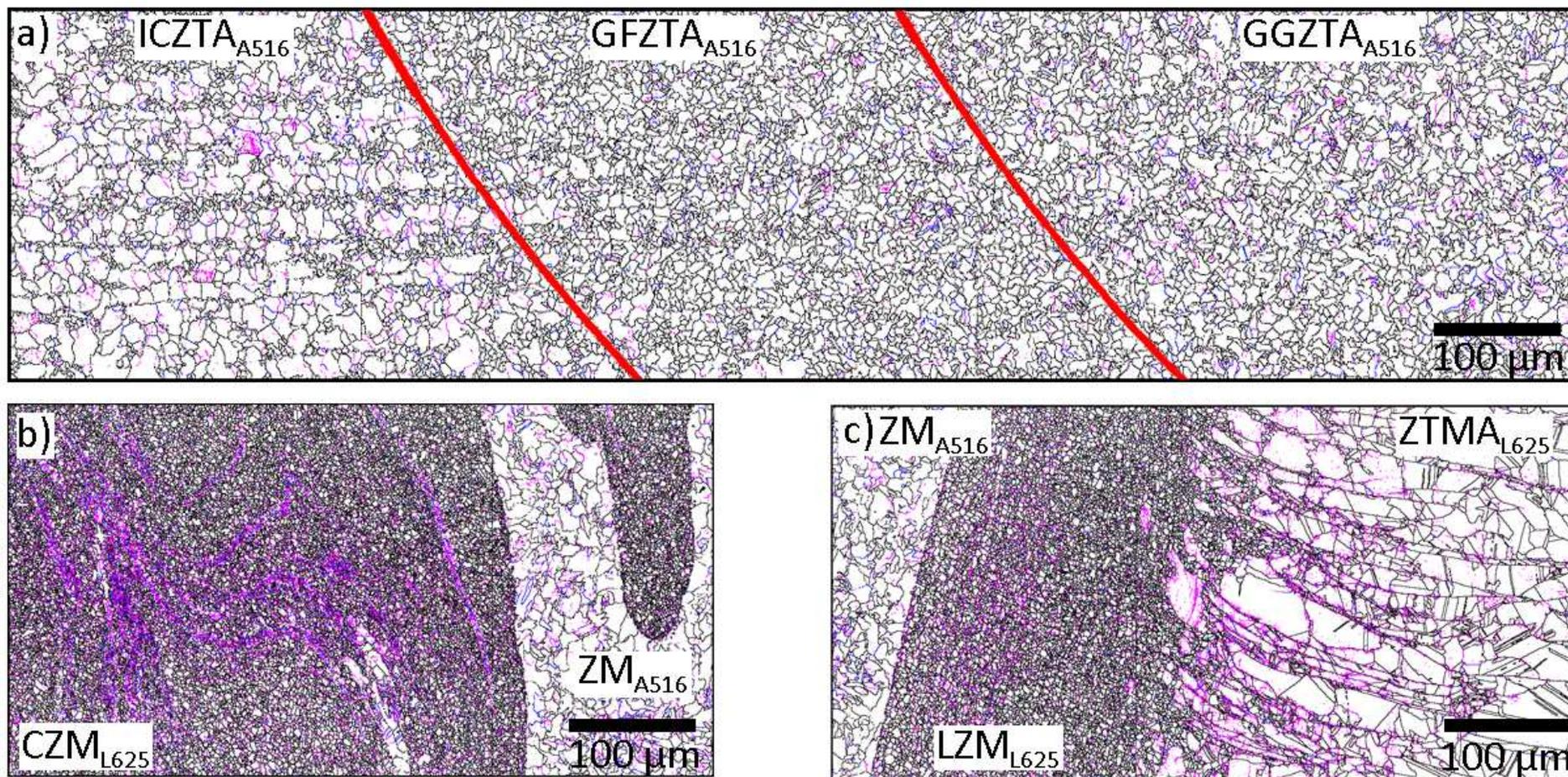


Figura 4.56. a) Evolução microestrutural do aço no LR na ICZTA_{A516}, GFZTA_{A516} e GGZTA_{A516}, b) CZM_{L625} e c) evolução microestrutural da liga de Ni na LZM_{L625} e ZTMA_{L62}. Mapas de orientação de imagem da distribuição CGAA em preto (>15°) e CGBA em rosa (2°-5°) e em azul (5°-15°), para a junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN.

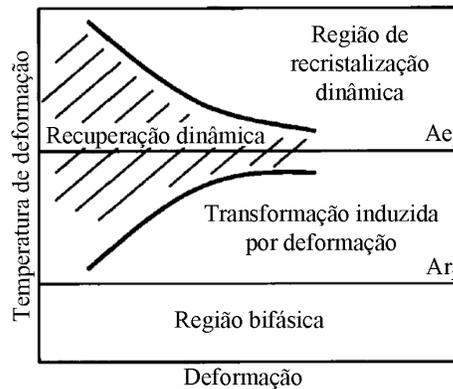


Figura 4.57. Mapa de processamento para o aço baixo carbono, adaptado de Du et al. (2006).

$$Ae_3 [^{\circ}C] = 910 - 230 \sqrt{C} + 44,7Si - 15,2Ni + 31,5Mo + 104V + 13,1W - 30,0Mn + 11,0Cr + 20,0 Cu - 700P - 400Al - 120 As - 400Ti \quad (\text{ANDREWS, 1965}) \quad \text{Equação 9}$$

$$Ar_3 [^{\circ}C] = 868 - 181C - 75,8Mn + 1086S - 3799N - 1767Nb - 0,0933Tx_R \quad (\text{MINTZ, 2011}) \quad \text{Equação 10}$$

Observações:

*Equação 9: válida para aço com porcentagem de C menor a 0,6%p

*Equação 10: válida entre 0,04-0,75%C, 0,31-2,52% Mn, 0,01-1,22%Si, 0,00-1,55%Al, 0,000-0,042%Nb, 0,0012-0,014%N, 0,002-0,110%P, 0,001-0,032%S, T_{xR} : 10-200 °C/min

Em contrapartida, a evolução microestrutural para a liga de Ni 625 é apresentada nas Figura 4.56b-c. Na Figura 4.56b nota-se para a CZM_{L625} uma alta densidade de CGBA seguindo o padrão de escoamento de material. Na $ZTMA_{L625}$ se observam grãos altamente deformados e também o efeito do refinamento de grão na LZM_{L625} (Figura 4.56 c).

A Figura 4.58 apresenta, em detalhe, a $ZTMA_{L625}$, permitindo verificar características de DDRX e CDRX. Geralmente, a nucleação de novos grãos pelo mecanismo de DRX durante a deformação das ligas de Ni - as quais possuem baixa energia de falha de empilhamento (EFE) - ocorre por abaulamento dos contornos de grão (LI, 2011). No começo da deformação (lado direito da Figura 4.58a, região perto da MB_{L625} onde a reformação é menos severa), os grãos são fortemente deformados, há abaulamento de alguns dos contornos de grão e se observa a formação de uma pequena quantidade de grãos recristalizados com CGAA (marcados com setas na Figura 4.58a). Esta morfologia indica que o mecanismo de DRX operante é DDRX (GUO, 2011; HUMPHREYS, 2004). No entanto, também foram observadas (em toda a $ZTMA_{L625}$) características de CDRX em razão do incremento dos CGBA e da desorientação destes até a

formação de CGAA e novos grãos (marcada com setas na Figura 4.58b), o que indica a rotação progressiva dos subgrãos (GUO, 2011).

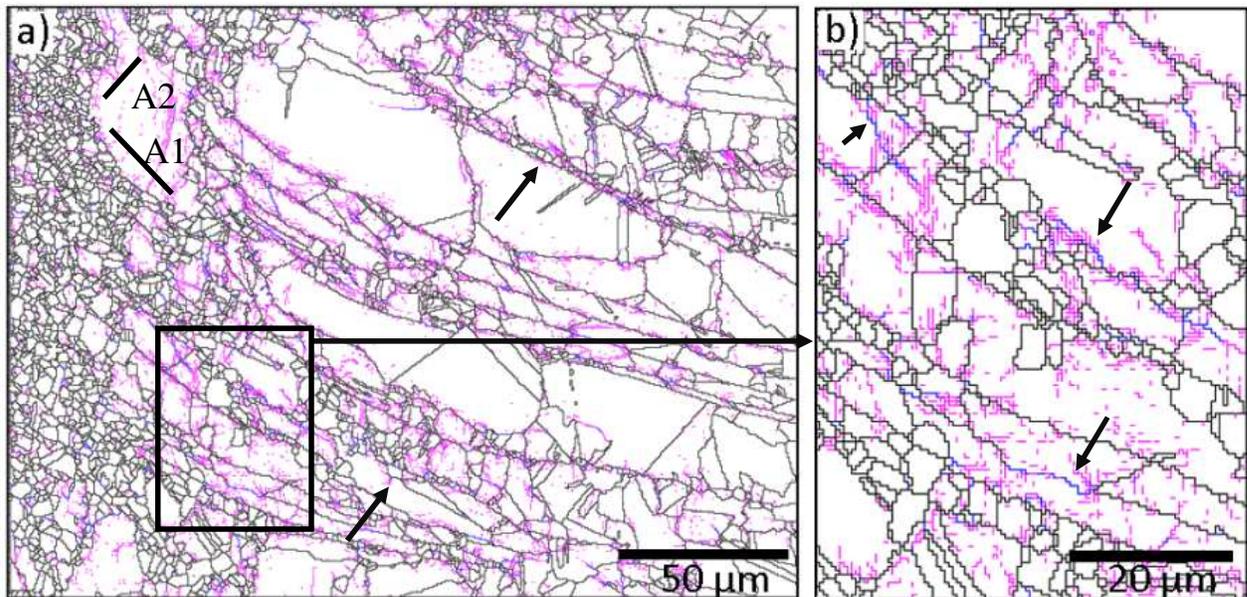


Figura 4.58. a) Evolução microestrutural da ZTMA_{L625}; as setas representam os grãos recristalizados por DDRX. b) Detalhe do mecanismo de CDRX por rotação progressiva dos CGBA; as setas mostram a formação de CGAA. Mapas de orientação de imagem da distribuição CGAA em preto (>15°) e CGBA em rosa (2°-5°) e em azul (5°-15°) para a junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN.

Conforme mencionado anteriormente, a principal característica do mecanismo de CDRX é a rotação progressiva dos CGBA até a formação de contornos de grão entre 10° e 15° (HUMPHREYS, 2004). A Figura 4.59 apresenta a desorientação, ponto a ponto, e acumulada para as regiões próximas ao contorno de grão (Figura 4.59a linha A1 na Figura 4.58a) e através do grão (Figura 4.59b linha A2 na Figura 4.58a). Verifica-se que a desorientação ponto a ponto, para os dois casos, não excede os 4°, no entanto a desorientação acumulada atinge valores de 13°. Dessa maneira, conclui-se que há um acúmulo da desorientação perto dos contornos de grão e através deles em virtude da rotação progressiva dos CGBA para a formação de CGAA. Resultados similares foram reportados por Guo et al. (2011) no estudo do efeito da temperatura de deformação na microestrutura da liga 625. Foi registrado que para baixas temperaturas de deformação (950 °C) e uma taxa de deformação de 0,1 s⁻¹, os mecanismos de recristalização operantes são DDRX, devido ao abaulamento dos contornos de grão e CDRX devido à rotação progressiva dos contornos de grão. Por consequência, baseado nas medidas da história térmica

verifica-se que a temperatura máxima atingida (900 °C) na ZM e na ZTMA da liga 625 é suficiente para recrystalizar este material por meio dos mecanismos acima discutidos. Embora as taxas de deformação em SAPNC sejam maiores, ao redor de 15 s⁻¹ (FONSECA, 2013). Incrementos na taxa de deformação causam um incremento na movimentação das discordâncias e tempos menores para a ação dos mecanismos de amaciamento. Então, altas taxas de deformação promovem a recrystalização da microestrutura.

A Figura 4.60 apresenta as imagens de MET da ZTMA_{L625} onde se observam evidências dos mecanismos de recrystalização operantes na liga 625. Na Figura 4.60a-b podem-se observar grãos recrystalizados livres de discordâncias, o que é característico durante o mecanismo de DDRX da liga 625 (LI, 2011). Na Figura 4.60c-d nota-se a formação de CGBA durante o mecanismo de CDRX, devido ao rearranjo de discordâncias e à rotação progressiva de grãos.

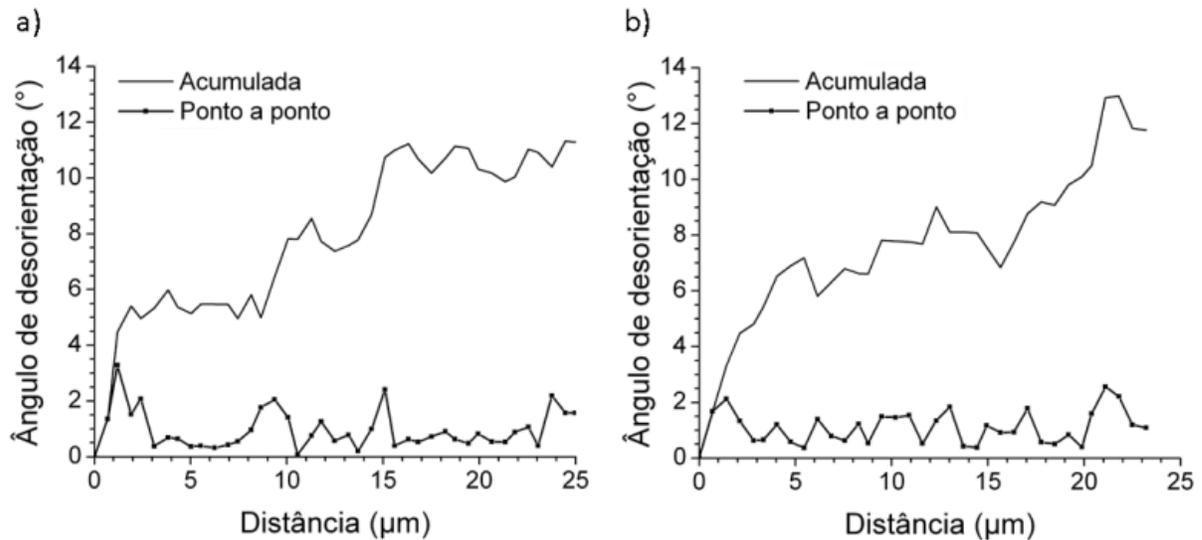


Figura 4.59. Desorientação dos grãos ao longo das linhas a) A1 e b) A2 na Figura 4.58.

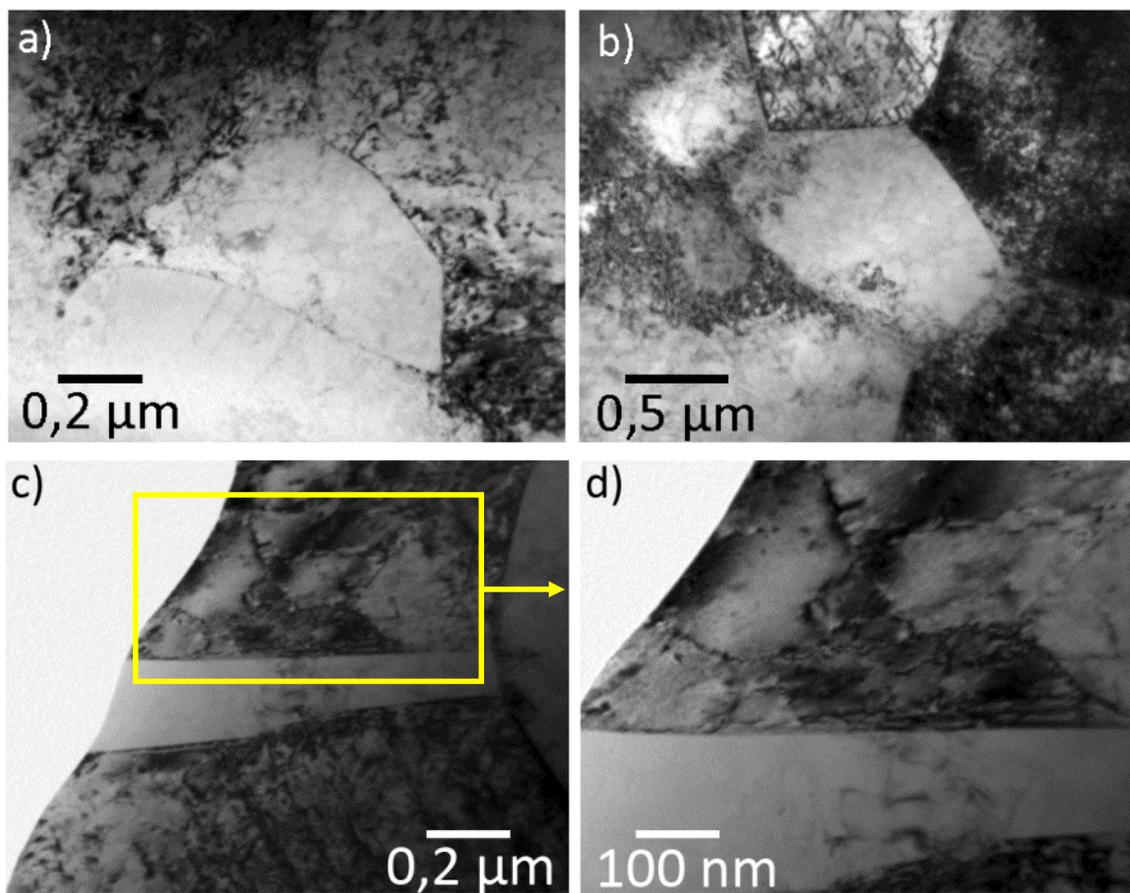


Figura 4.60. Mecanismos de recristalização da $ZTMA_{L625}$. a) e b) Formação de grãos recristalizados com CGAA. c) e d) Rotação progressiva dos subgrãos até a formação de CGBA. Imagens de MET.

4.7 Orientação cristalográfica

Para realizar a análise de textura os eixos de referência da amostra foram rotacionados baseados nas características macroscópicas da secção transversal da junta conforme explicado na sessão 3.2.1 e na Figura 3.5 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Lembrado que, as rotações propostas para os dados de EBSD são: de -90° ao redor de DN e de 50° ao redor de DL no LR; de 90° ao redor de DN e de 70° ao redor de DL no LA. Na ZM, o cone de cisalhamento fica entre o LR e o LA, logo o ângulo de rotação é de 60° ao redor de DL. Já para o ombro da liga 625, os dados foram rotacionados em 90° ao redor de DN e em 10° ao redor de DL. Com a finalidade de corroborar as rotações propostas, determinou-se a orientação relativa de cada grão em relação à direção DL, aproximando cada grão a uma elipse e determinando a inclinação do eixo maior, como apresentado na Figura 4.61. As medidas foram realizadas na ZTA_{A516} , $ZTMA_{L625}$, na região afetada pelo ombro da ferramenta no LA da liga 625 e nos materiais de base, como mostrado na Figura 4.62.

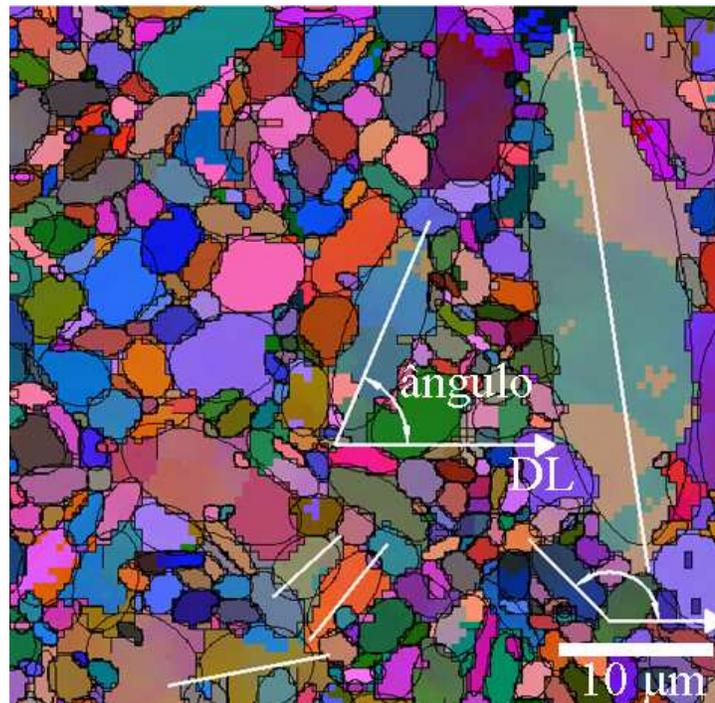


Figura 4.61. Aproximação de grãos a elipses para determinação da orientação relativa em relação à direção de laminação das chapas (DL).

Tais regiões, à exceção dos MB, foram escolhidas porque nelas é possível observar a rotação dos grãos devido à deformação. A distribuição obtida mostra uma grande dispersão em todo o intervalo de ângulos. Como referência, pode-se notar que no MB_{L625}, a maioria dos grãos encontram-se alinhados com a horizontal (0° e 180°), no MB_{A516} os máximos estão em 50°, 100° e 140°. A ZTMA_{L625} alcançou um máximo ao redor de 80°, e a região afetada pelo ombro na ZTMA_{L625} manifestou uma maior dispersão, todavia é possível observar um leve incremento na rotação para ângulos de 10°; para a ZTA_{A516} o ângulo máximo de rotação se encontra ao redor de 50°, com um leve incremento em relação ao MB_{A516}. As regiões ZTMA_{L625} do ombro e ZTA_{A516} coincidem com as rotações propostas na Figura 3.5. A ZTMA_{L625} apresenta uma pequena diferença uma vez que as medidas da rotação dos grãos feitas por EBSD são pontuais, mas servem, contudo, para confirmar o procedimento geométrico realizado.

O estudo da textura nas juntas soldadas foi concebido através das figuras de polo e utilizando a função de distribuição de orientações (FDO). As figuras de polo foram utilizadas apesar de ser uma representação incompleta e semi-quantitativa da textura, como foi explicado na sessão 2.10, mas permite uma aproximação rápida da orientação cristalográfica das diferentes regiões das juntas. Além disso, é possível realizar uma comparação com as FDO. Atualmente, nos estudos da textura em SAPNC são usadas apenas as figuras de polo para representar a orientação cristalográfica após o processo (MIRONOV, 2008; NELSOL, 2011; ABASSI, 2011; FIELD, 2001; FONDA, 2006; PRANGNELL, 2005; SUHUDDIN, 2010; OH-ISHI, 2006). A Figura 4.63 representa as orientações ideais associadas com deformação por cisalhamento simples. Foram analisadas as regiões para os três parâmetros das juntas finais, porém não se observou uma diferença apreciável na textura entre os diferentes parâmetros e, por isso, somente são apresentados os resultados para D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN. Cabe salientar que, durante a SAPNC, o material é depositado na parte detrás da ferramenta por camadas. Nesse caso, a orientação cristalográfica dos grãos pode variar com a posição nesta região em relação à interface. Neste trabalho, não foi considerada a posição na qual foi medida a textura, mas a região analisada possuía tamanho suficientemente adequado para fornecer uma medida confiável da textura.

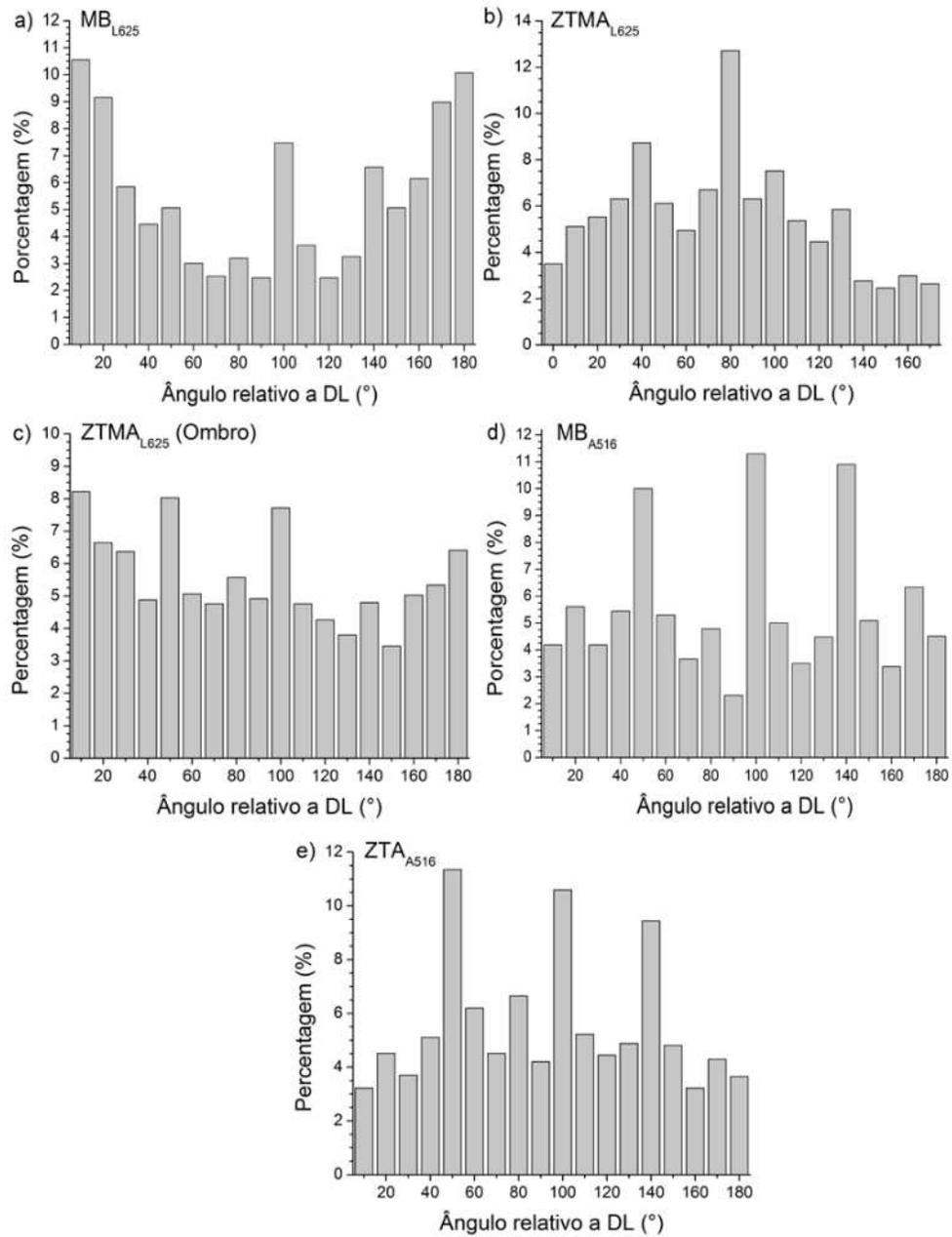


Figura 4.62. Orientação dos grãos em relação à direção de laminação das chapas (DL) para, a) MB_{L625}, b) ZTMA_{L625}, c) ZTMA_{L625} na região afetada pelo ombro da ferramenta, d) MB_{A516} e e) ZTA_{A516}.

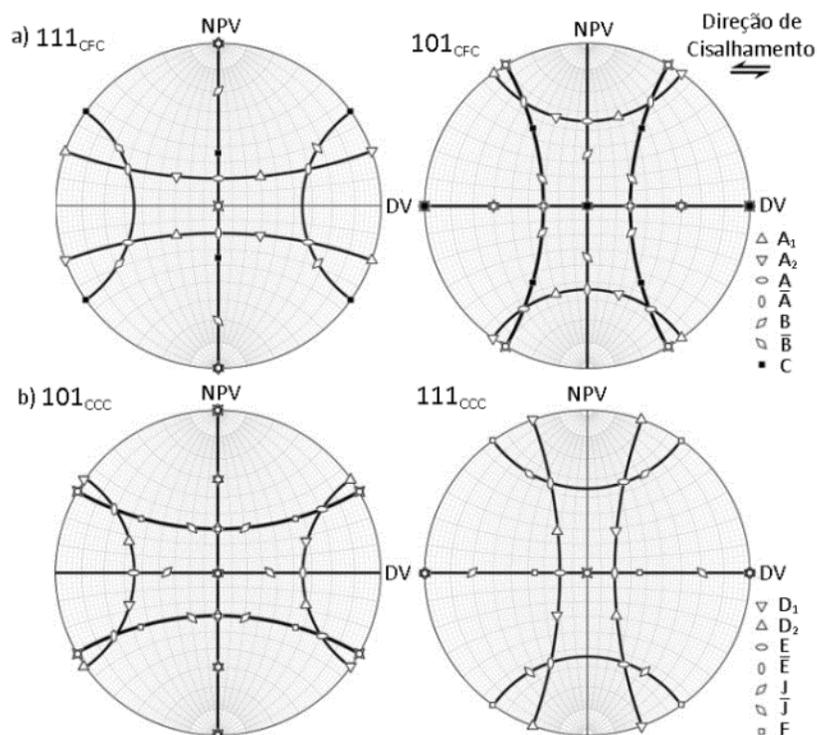


Figura 4.63. Figuras de polo onde são indicadas as orientações ideais associadas com a deformação por cisalhamento simples em materiais, a) CFC e b) CCC. Adaptado de Fonda et al. 2011.

4.7.1 Textura do aço ASTM A516 Gr 60

Na Figura 4.64 são apresentadas as figuras de polo das diferentes regiões da junta soldada no aço. O MB_{A516} , a $GFZTA_{A516}$ e a $GGZTA_{A516}$ (Figura 4.64a, b, c respectivamente) não foram afetadas pela deformação causada pela ferramenta e, portanto, as texturas encontradas não correspondem às de cisalhamento simples. Além disso, os dados de EBSD para estas regiões não foram rotacionados para a realização da análise de textura por meio das figuras de polo. Por outro lado, a superposição das texturas ideais da Figura 4.63 com as figuras de polo da ZM_{A516} são apresentadas na Figura 4.64d. A ZM_{A516} mostrou componentes de textura de cisalhamento J , \bar{J} .

Cabe salientar a dificuldade para indexar as texturas com as figuras de polo, em que se apresentam máximos que não correspondem com as orientações ideais, e a indexação pode ser ambígua devido à limitada informação nas figuras de polo. Desse modo, o estudo da textura foi complementado com as FDOs, como se apresenta a continuação.

O MB_{A516} (Figura 4.65) apresentou um gradiente de intensidade da textura de fibra parcial α_{F-CCC} , $\langle 011 \rangle // DL$ e da fibra parcial ζ , $\langle 011 \rangle // DT$. A intensidade da fibra α_{F-CCC} tem um máximo no componente $\{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle$ e para a fibra ζ o máximo está no componente $\{0\bar{1}1\} \langle 011 \rangle$. Neste estudo, os eixos das orientações preferenciais se referem à secção transversal da junta, onde foi medida a textura. As texturas observadas do material de base são o resultado do processo de laminação a frio durante a fabricação das chapas de aço (EL-KOUSSY, 1978; NAFISI, 2012).

A $GFZTA_{A516}$ apresentou um componente de textura em $\{001\} \langle 110 \rangle$, que compõe parte da fibra α_{F-CCC} , $\langle 011 \rangle // DL$, como se observa na Figura 4.66.

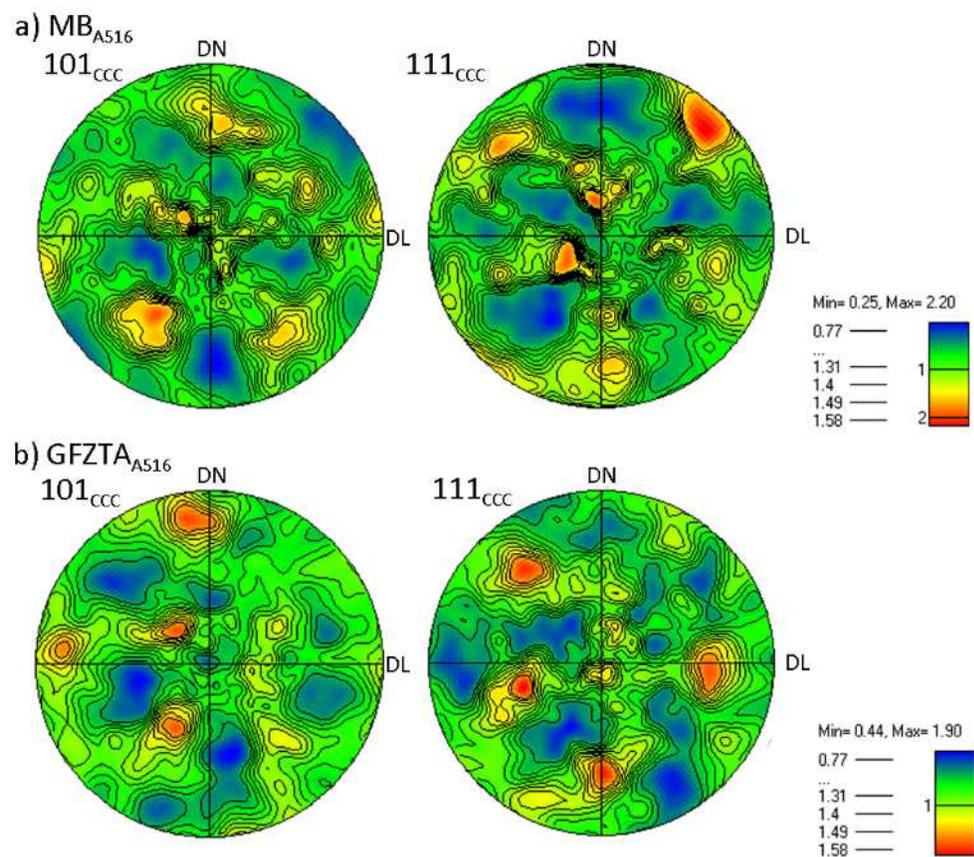


Figura 4.64. Figuras de polo do aço ASTM A516 Gr 60 para as diferentes regiões da junta soldada e superposição das orientações ideais de cisalhamento simples. a) MB_{A516} , b) $GFZTA_{A516}$, c) $GGZTA_{A516}$ e d) ZM_{A516} .

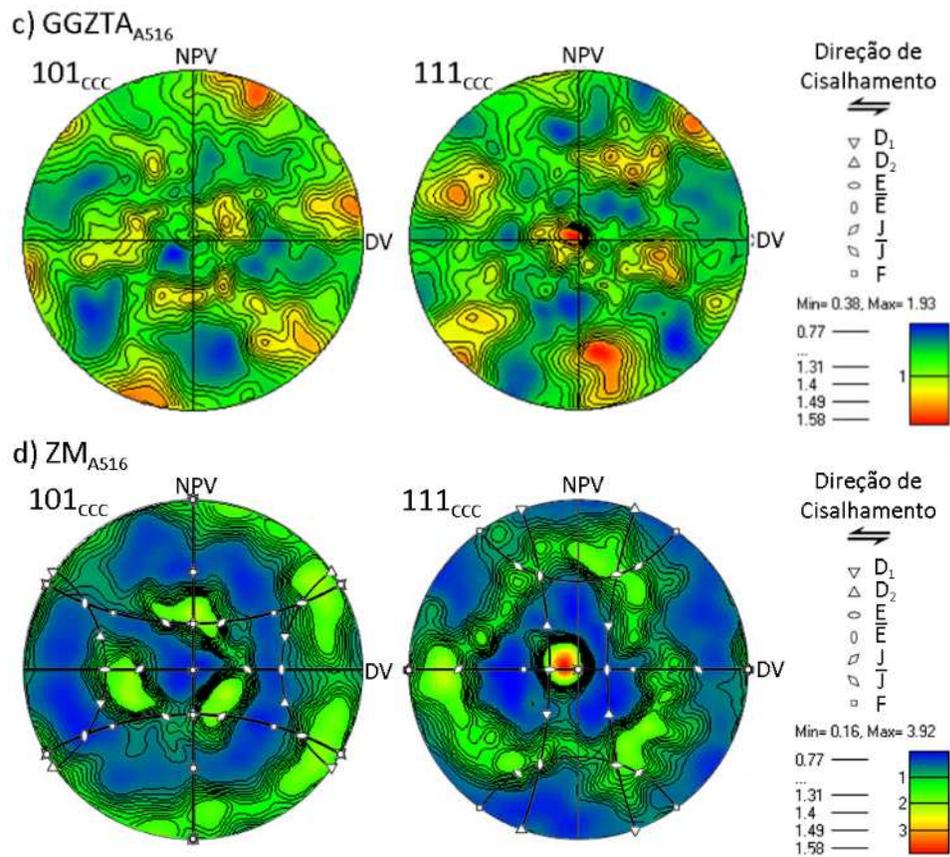


Figura 4.64. Figuras de polo do aço ASTM A516 Gr 60 para as diferentes regiões da junta soldada e superposição das orientações ideais de cisalhamento simples. a) MB_{A516} , b) $GFZTA_{A516}$, c) $GGZTA_{A516}$ e d) ZM_{A516} . (Continuação)

A $GGZTA_{A516}$ apresentou um gradiente de textura de fibra γ_F , $\langle 111 \rangle // DT$, com a componente $\{11\bar{1}\} \langle 112 \rangle$ mais forte, como é representado na Figura 4.67. Embora não tenha sido possível observar evidências de deformação ou a presença da $ZTMA_{A516}$ na caracterização microestrutural (sessão 5.4), as FDOs revelaram a presença de texturas simples de cisalhamento $J\text{-}\{110\} \langle 1\bar{1}2 \rangle$ e $\bar{J}\text{-}\{\bar{1}\bar{1}0\} \langle \bar{1}1\bar{2} \rangle$. Para a análise de textura por meio das FDOs, os dados de EBSD nesta região foram rotacionados para o sistema de cisalhamento. Todas as componentes de textura encontram-se na mesma família de direções $\langle 112 \rangle$, mas há uma mudança nos planos entre a textura do processo de laminação $\{111\}$ e a de cisalhamento $\{110\}$. Pode-se concluir, portanto, que toda evidência microestrutural da presença da $ZTMA_{A516}$ foi ocultada durante a decomposição dos grãos de austenita no resfriamento, mas a orientação cristalográfica imposta nos grãos durante a deformação permaneceu nesta região. Sendo assim, pode-se dizer que a $ZTMA$ foi inequivocamente identificada no aço A516 por meio da análise de textura.

A ZM_{A516} (Figura 4.68) exibiu uma textura de cisalhamento simples característica das estruturas CCC e foram observadas as componentes $D_1 \{1\bar{1}2\} \langle 111 \rangle$ e $D_2 \{11\bar{2}\} \langle 111 \rangle$. Os componentes das texturas observadas na ZM_{A516} já foram reportadas para as ZM de outros aços processados por SAPNC (MIRONOV, 2008; ABASSI, 2011; FONDA, 2008).

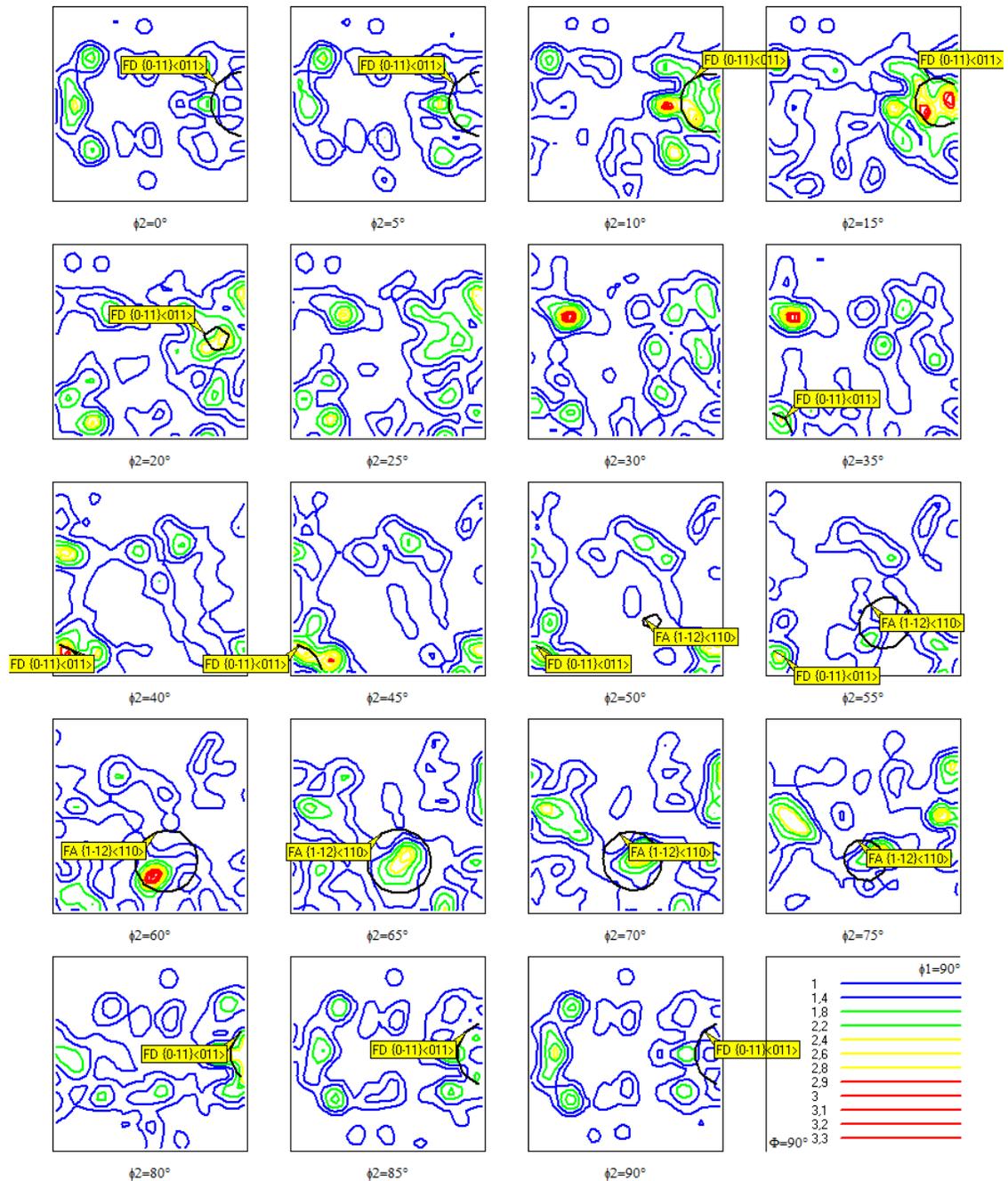


Figura 4.65. Função de distribuição de orientação (FDO) para o MB_{A516}.

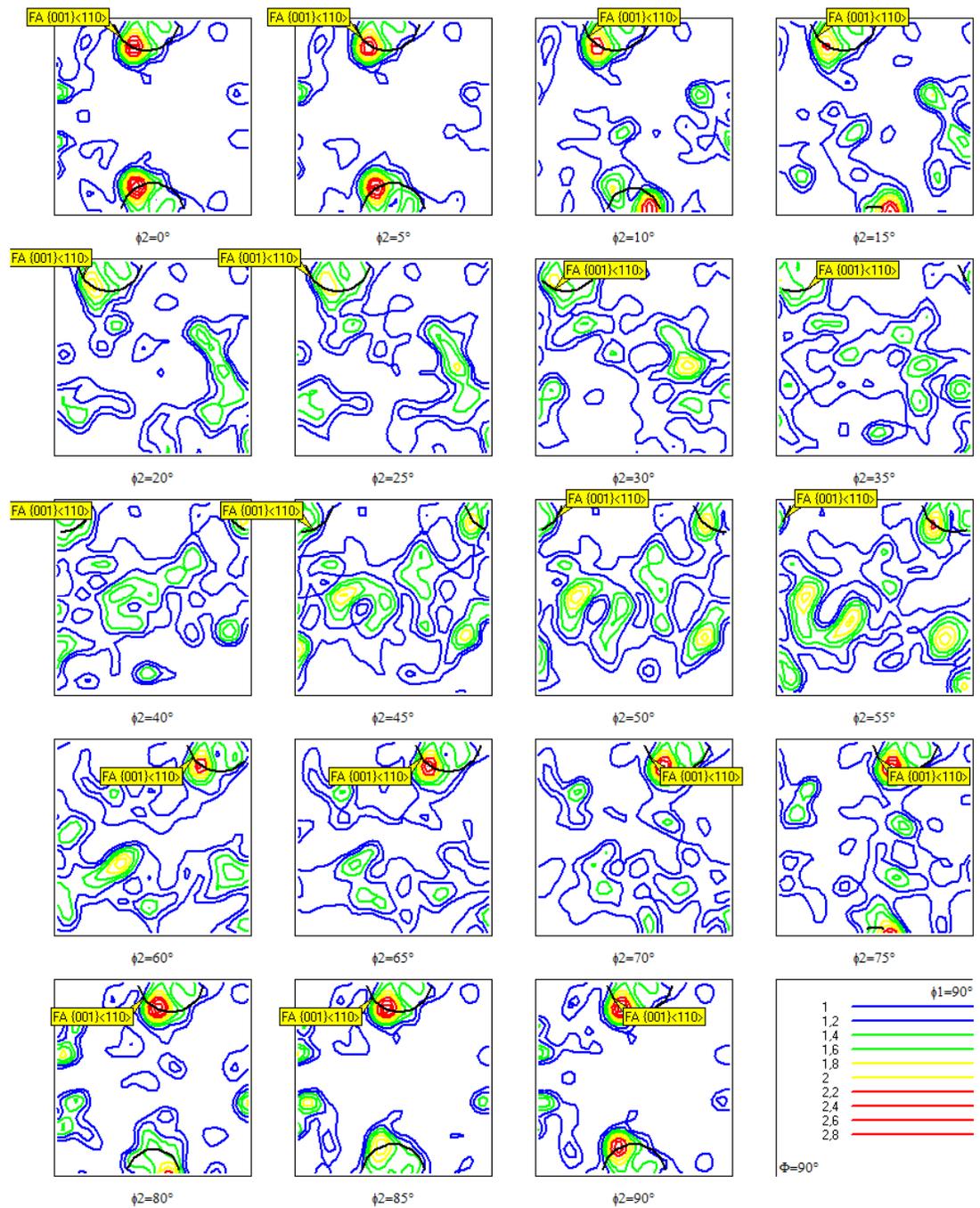


Figura 4.66. Função de distribuição de orientação (FDO) para a GFZTA_{A516},

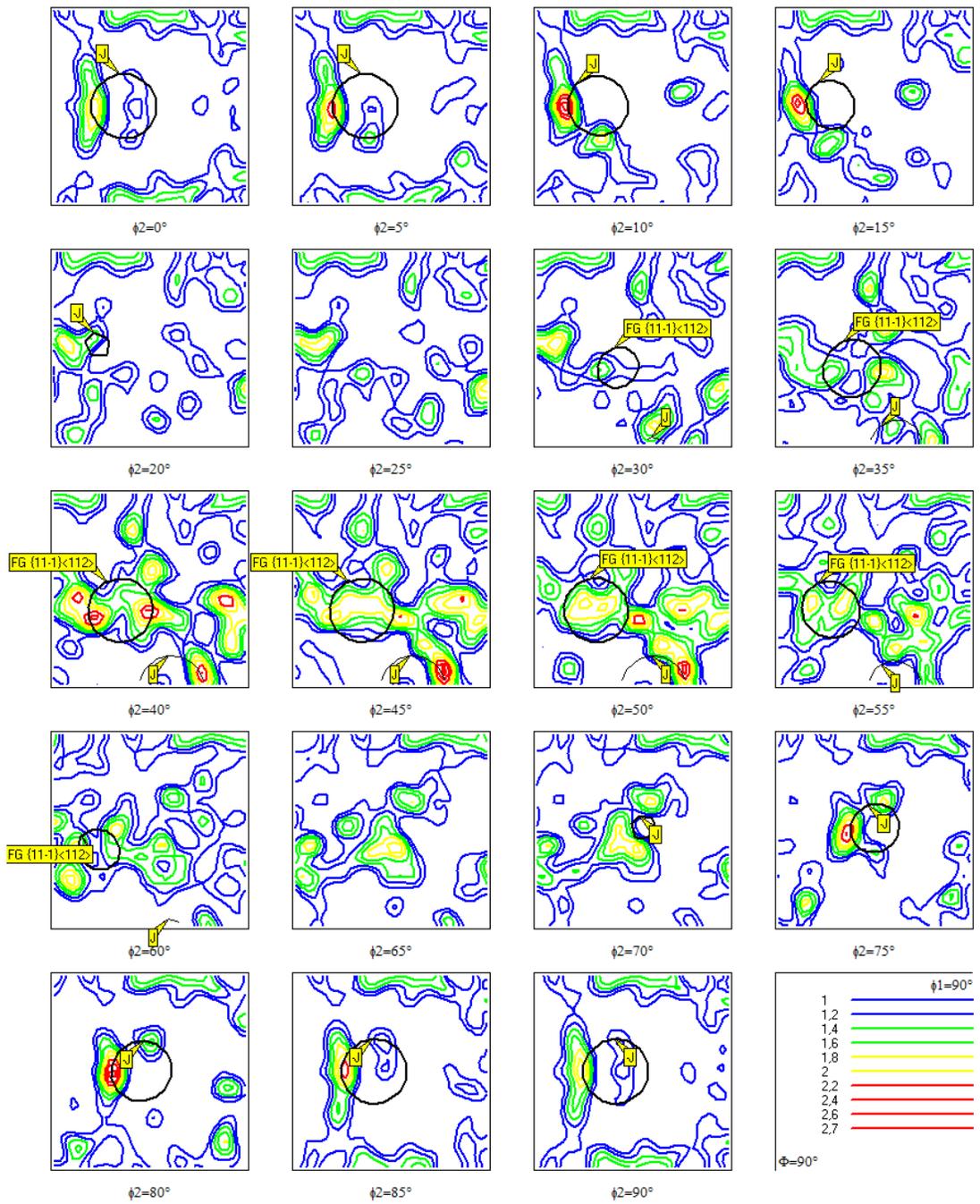


Figura 4.67. Função de distribuição de orientação (FDO) para GGZTA₅₁₆.

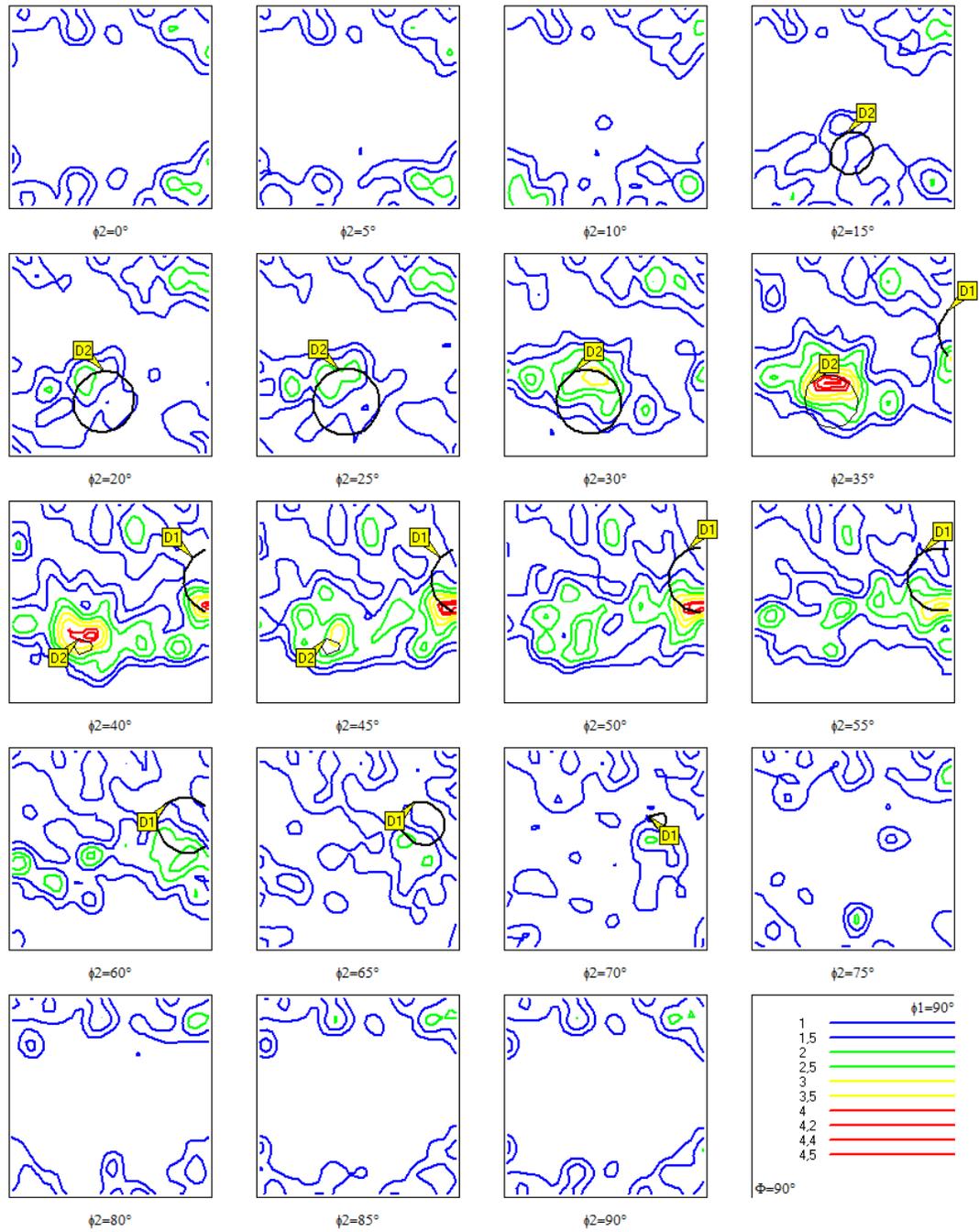


Figura 4.68. Função de distribuição de orientação (FDO) para a ZMA516.

A Figura 4.69 oferece uma vista tridimensional das FDOs, nas quais são mostradas apenas as intensidades mais fortes das componentes da textura. Observam-se como as orientações ideais satisfazem quase todas as orientações das regiões e como a intensidade da textura na ZM_{A516} é mais forte que nas demais regiões da soldagem.

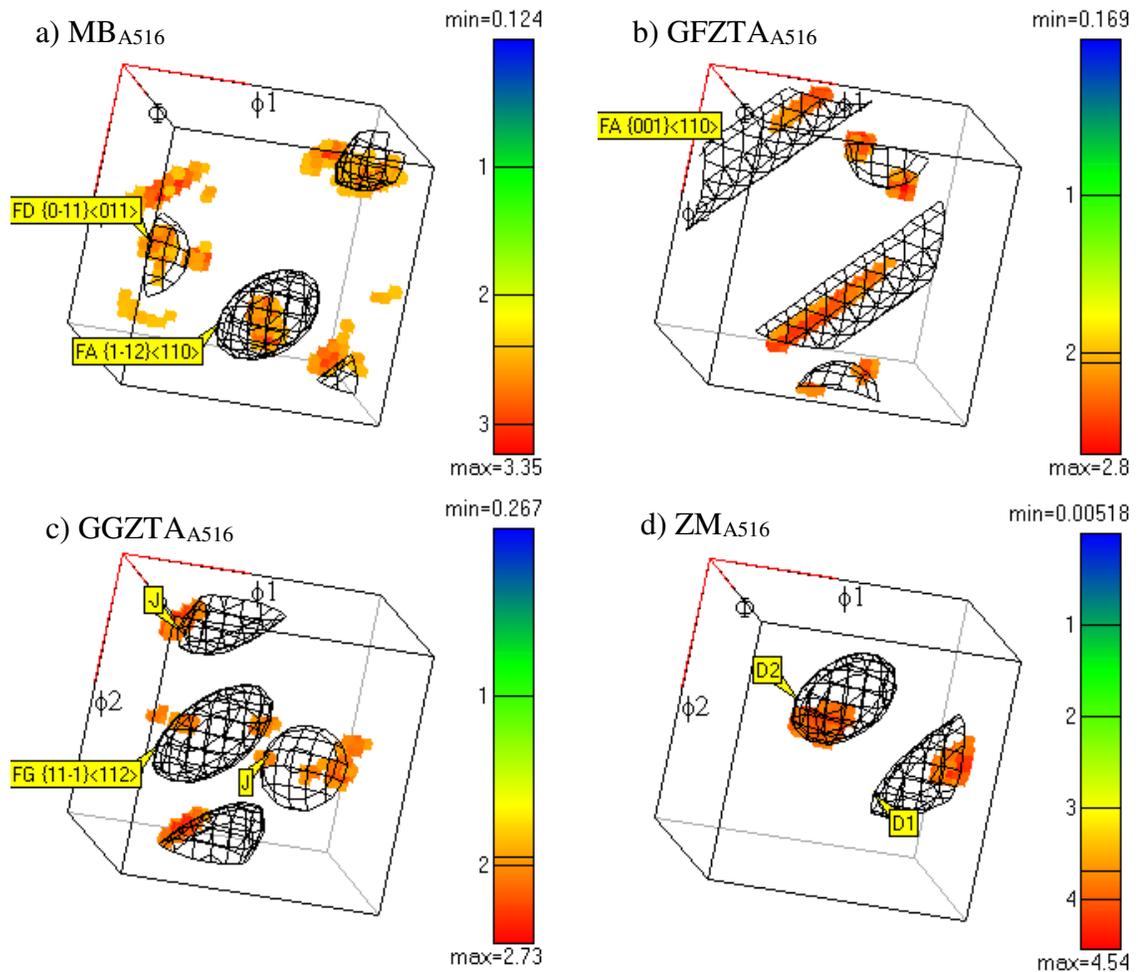


Figura 4.69. Esquema tridimensional das FDOs para a) MB_{A516} , b) $GFZTA_{A516}$, c) $GGZTA_{A516}$ e d) ZM_{A516} .

4.7.2 Textura da liga 625

As figuras de polo para as diferentes regiões da junta soldada do lado da liga de Ni são apresentadas na Figura 4.70. Para o MB_{L625} observa-se a presença de uma orientação

crystallográfica, mas não é possível identificá-la com as figuras de polo sendo necessário o uso das FDOs. Na $ZTMA_{L625}$ e na $ZTMA_{L625}$ influenciada pelo efeito do ombro (Figura 4.70b-c, respectivamente), pode-se verificar a textura de cisalhamento simples $B-\{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{B}-\{\bar{1}1\bar{2}\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$; os mesmos componentes de textura foram observados nas figuras de polo da LZM_{L625} (Figura 4.70 d). Já para CZM_{L625} foi observado uma textura de cisalhamento simples $A-\{1\bar{1}1\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{A}-\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ (Figura 4.70 e). Com as figuras de polo não foi possível identificar, claramente, os componentes de textura, por esse motivo foram utilizadas as FDOs para a verificação das texturas como se apresenta a continuação.

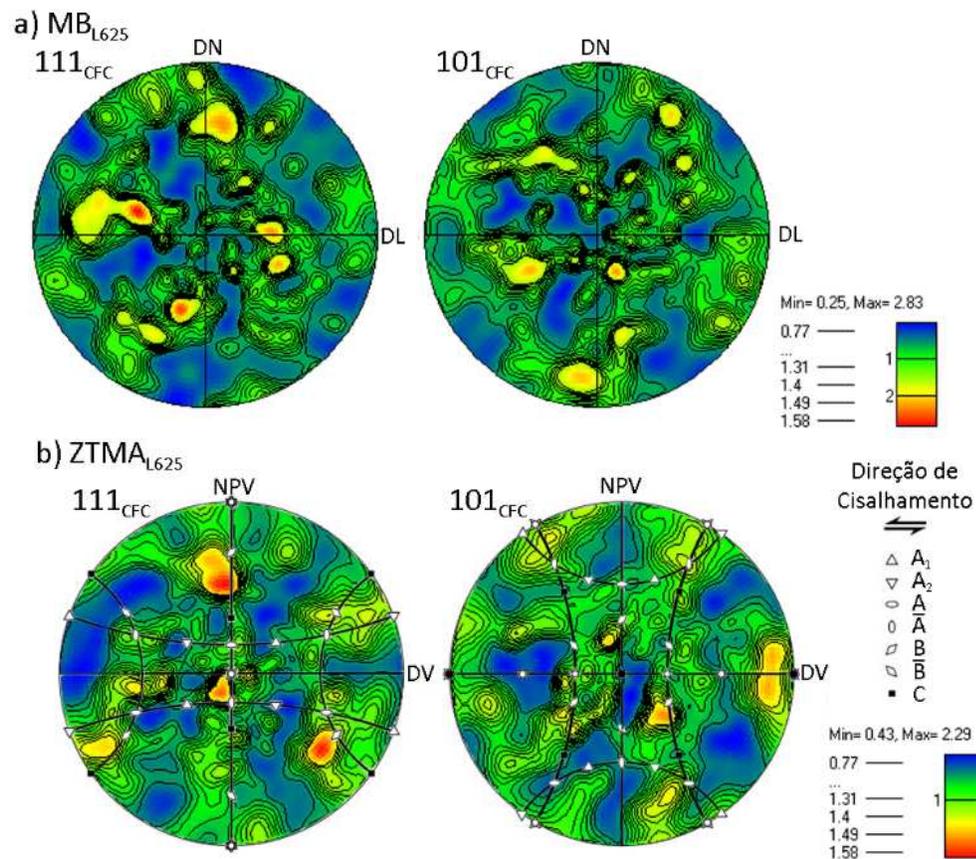


Figura 4.70. Figuras de polo da liga 625 para as diferentes regiões da junta soldada e superposição das orientações ideais de cisalhamento simples. a) MB_{L625} , b) $ZTMA_{L625}$, c) $ZTMA_{L625}$ do ombro, d) LZM_{L625} e e) CZM_{L625} .

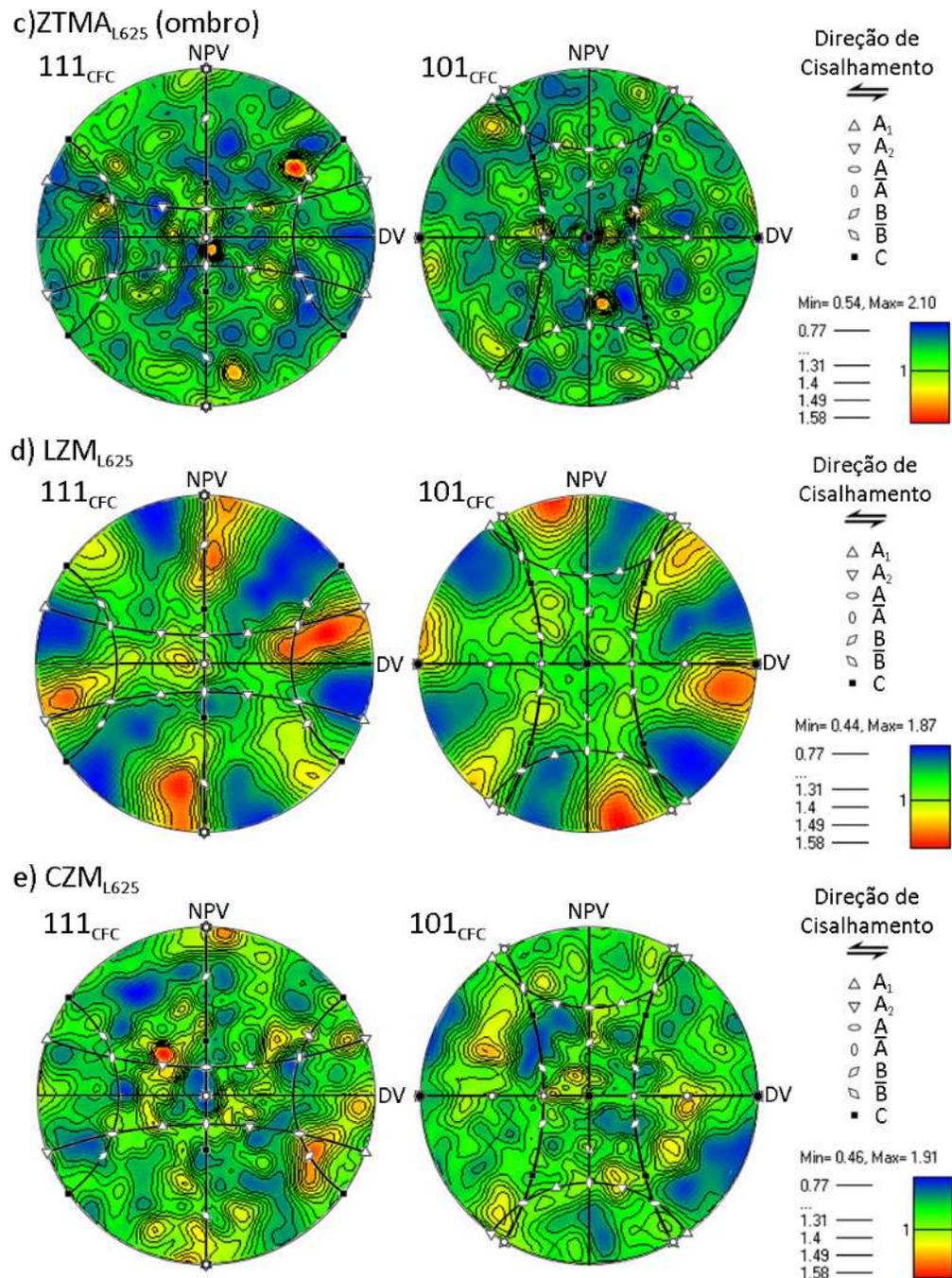


Figura 4.70. Figuras de polo da liga 625 para as diferentes regiões da junta soldada e superposição das orientações ideais de cisalhamento simples. a) MB_{L625}, b) ZTMA_{L625}, c) ZTMA_{L625} do ombro, d) LZM_{L625} e e) CZM_{L625}. (Continuação)

O MB_{L625} apresentou um gradiente de intensidade de textura de fibra α_{F-CFC} , $\langle 011 \rangle // DT$ com um máximo perto do componente $\{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle$ (Figura 4.71), com um desvio do componente ideal de 10° a 15° . Este componente é característico das texturas de laminação das ligas de Ni (RAY, 1995) e é conhecido na literatura como textura Brass (KOCKS, 2005).

Microestruturalmente, a $ZTMA_{L625}$ apresenta características de uma estrutura de laminação (na região limite entre o MB_{L625} e o início da $ZTMA_{L625}$) e grãos deformados pelo processo de SAPNC (perto da LZM_{L625}), o que se pode confirmar com as texturas encontradas por meio da FDO (Figura 4.72). Esta região exibiu o mesmo componente de textura (Brass - $\{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle$) igual ao MB_{L625} , com os máximos próximos da textura ideal e ademais, revelou uma textura de cisalhamento simples B- $\{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{B} - \{1\bar{1}2\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$. A região da $ZTMA_{L625}$ afetada pelo ombro da ferramenta também mostrou uma textura de cisalhamento simples B e \bar{B} (Figura 4.73).

A LZM_{L625} , assim como a $ZTMA$, apresentou uma textura de cisalhamento simples B- $\{1\bar{1}2\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{B} - \{1\bar{1}2\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$. Estes componentes de textura pertencem à fibra B com a direção compacta $\langle 110 \rangle$ alinhada com DV e o plano compacto $\{111\}$ alinhado com a direção de rotação, o qual é perpendicular a DV e NPV (FONDA, 2011). Esta textura é característica dos materiais CFC processados por SAPNC (FIELD, 2001; FONDA, 2004; 2006; 2007; PRANGNELL, 2005; SUHUDDIN, 2010; NELSON, 2011). A CZM_{L625} apresentou uma textura A- $\{1\bar{1}1\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{A} - \{1\bar{1}1\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$, que já fora observada na SAPNC de aço inoxidável 304L (NELSON, 2011) e em Ni-Al (OH-ISHI, 2006).

A vista tridimensional das FDOs para a liga 625 é apresentada na Figura 4.76. Pode-se observar que as orientações encontradas satisfazem muito bem as orientações ideais, exceto para a $ZTMA_{L625}$, na qual ocorre uma redução das intensidades. As texturas mais fortes foram apresentadas na região $ZTMA_{L625}$ afetada pelo ombro da ferramenta e na CZM_{L625} .

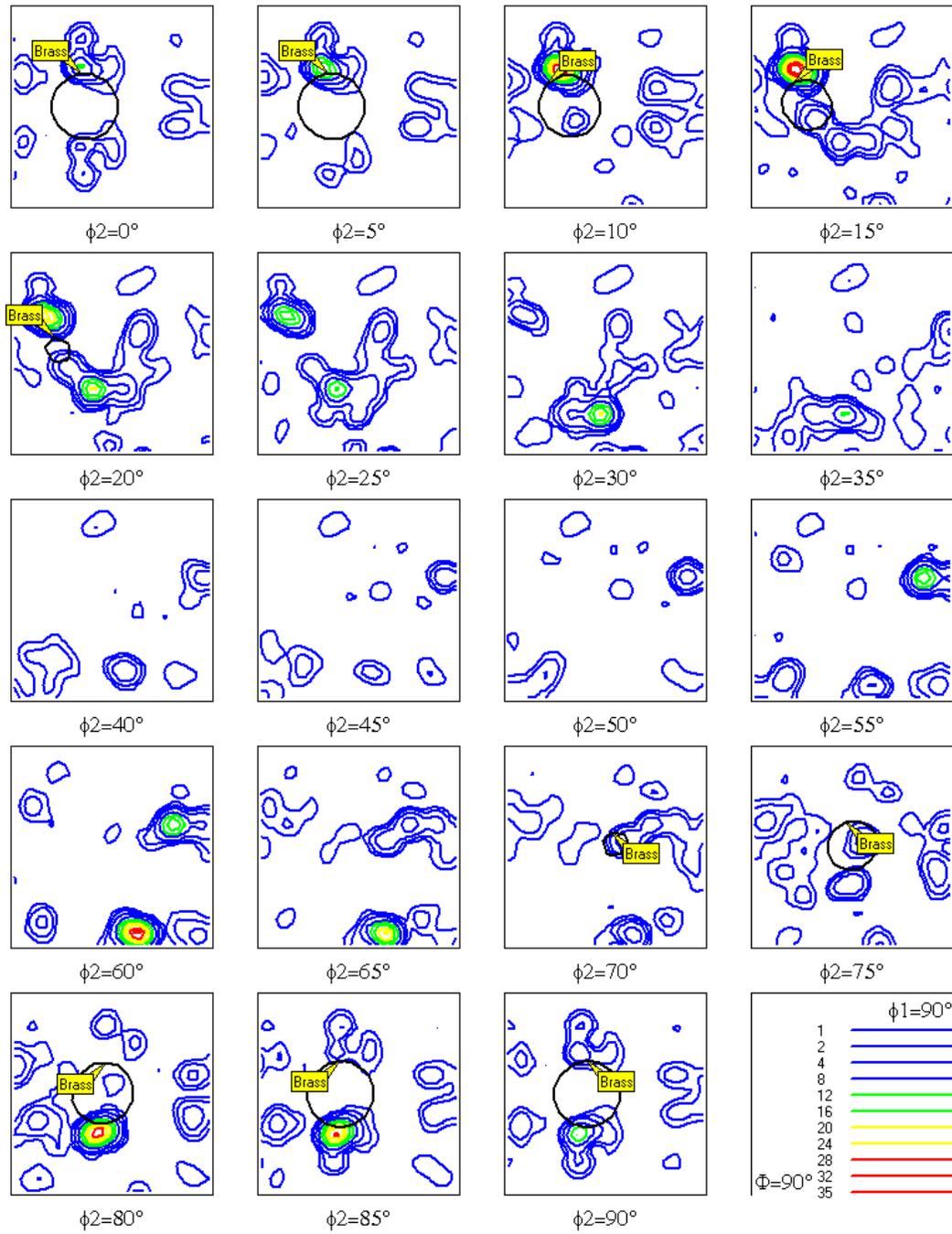


Figura 4.71. Função de distribuição de orientação (FDO) para a MB_{L625}.

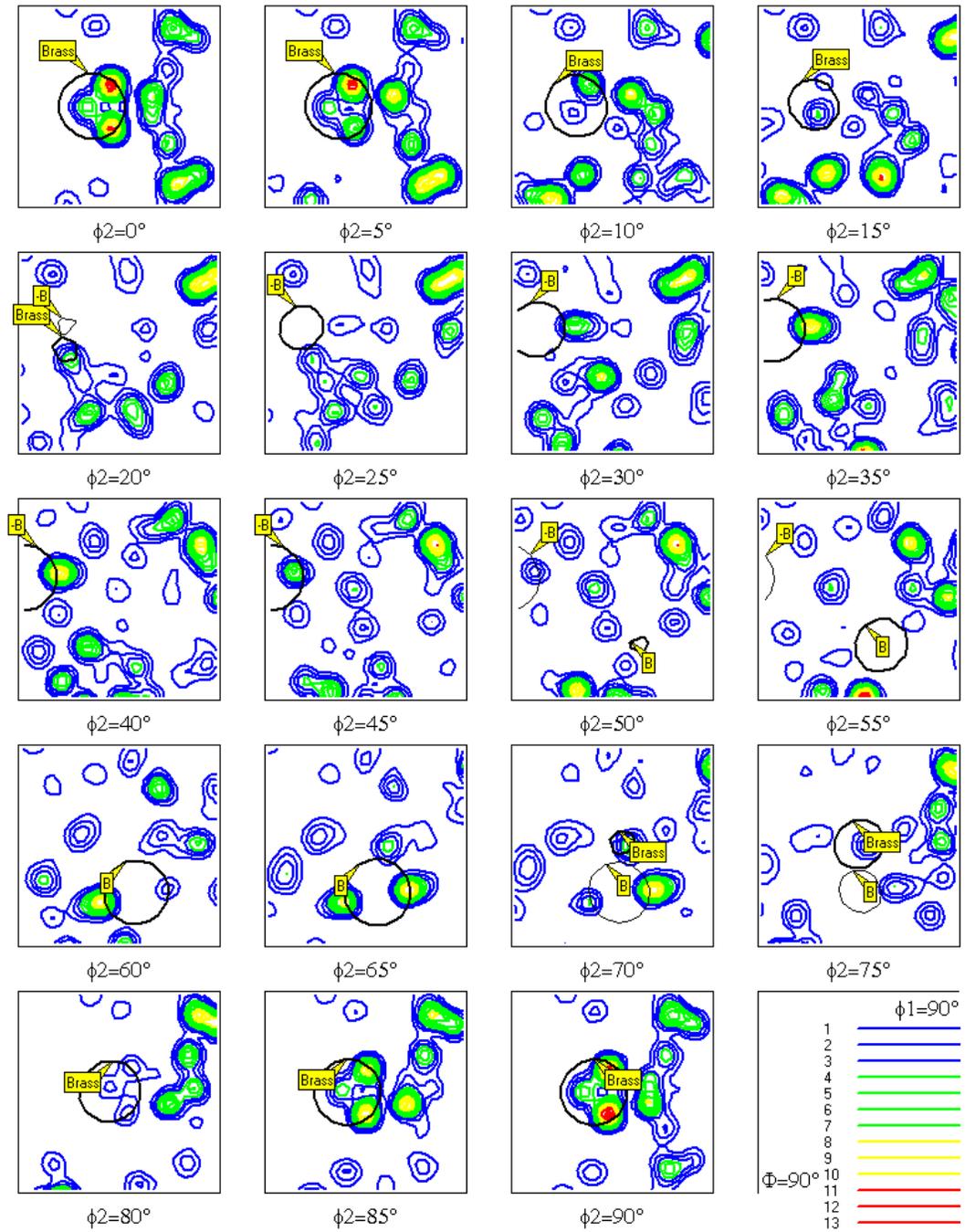


Figura 4.72. Função de distribuição de orientação (FDO) para a ZTMA_{L625}.

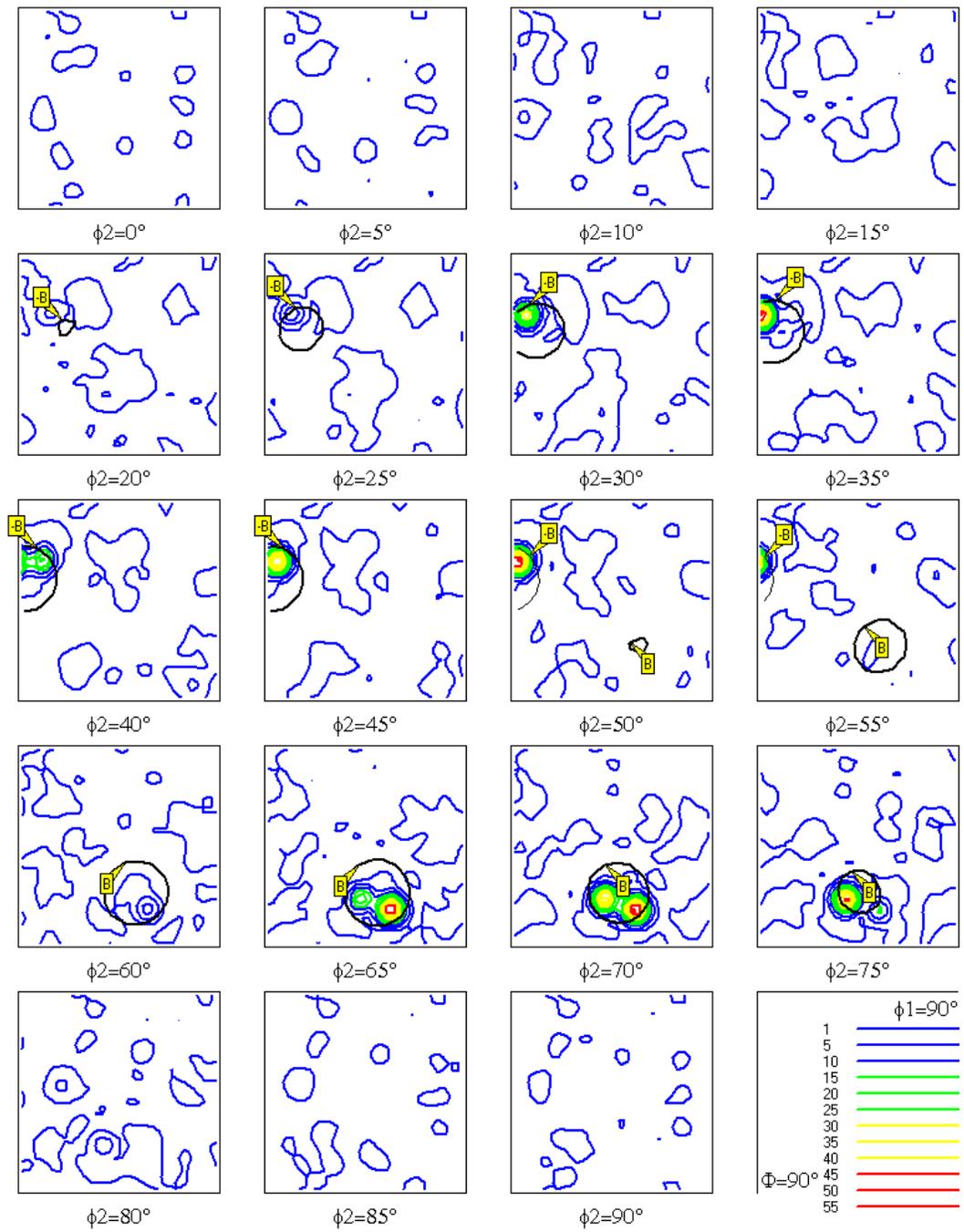


Figura 4.73. Função de distribuição de orientação (FDO) para a ZTMA_{L625} afetado pelo ombro da ferramenta.

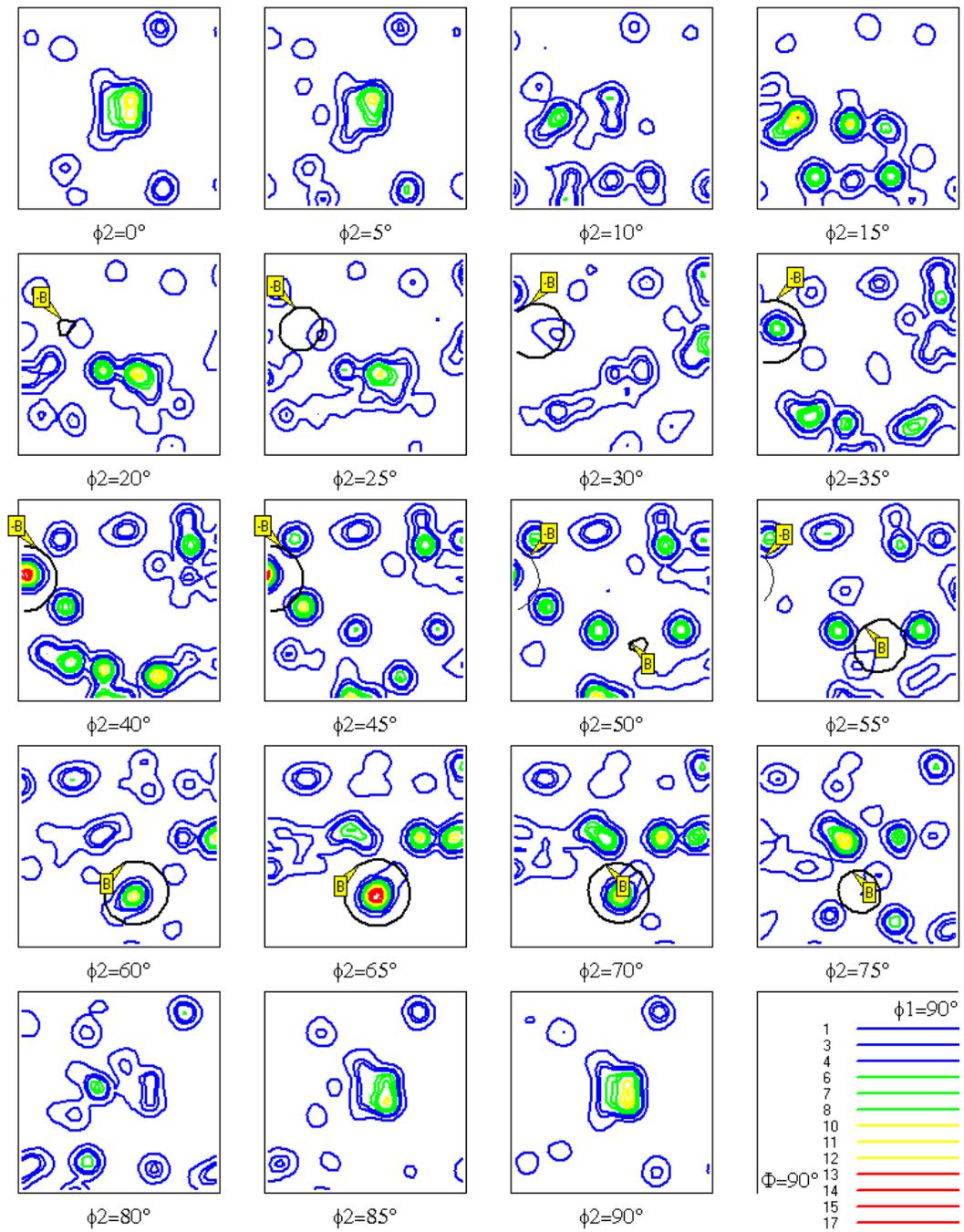


Figura 4.74. Função de distribuição de orientação (FDO) a LZM_{L625}.

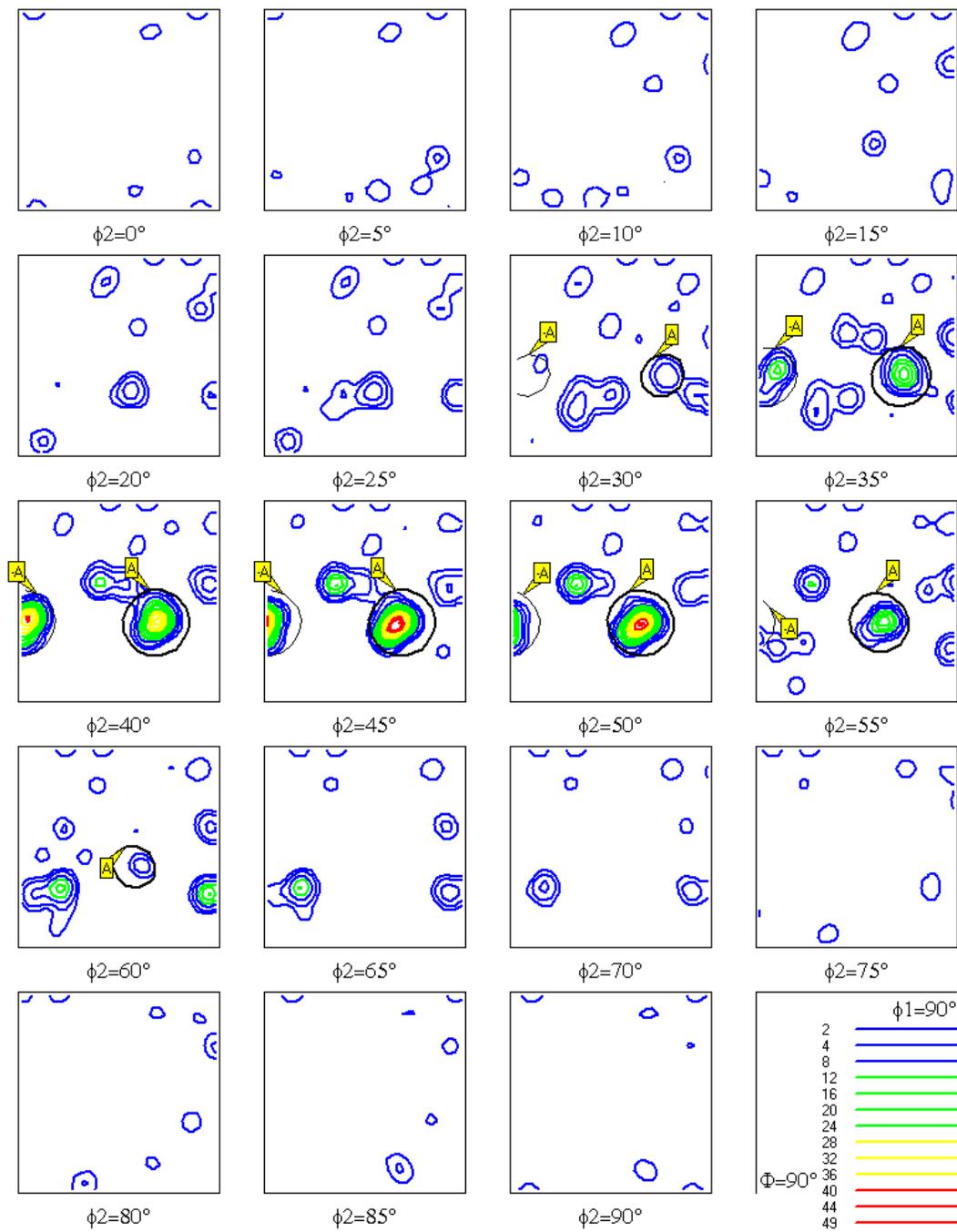


Figura 4.75. Função de distribuição de orientação (FDO) para a CZM_{L625}.

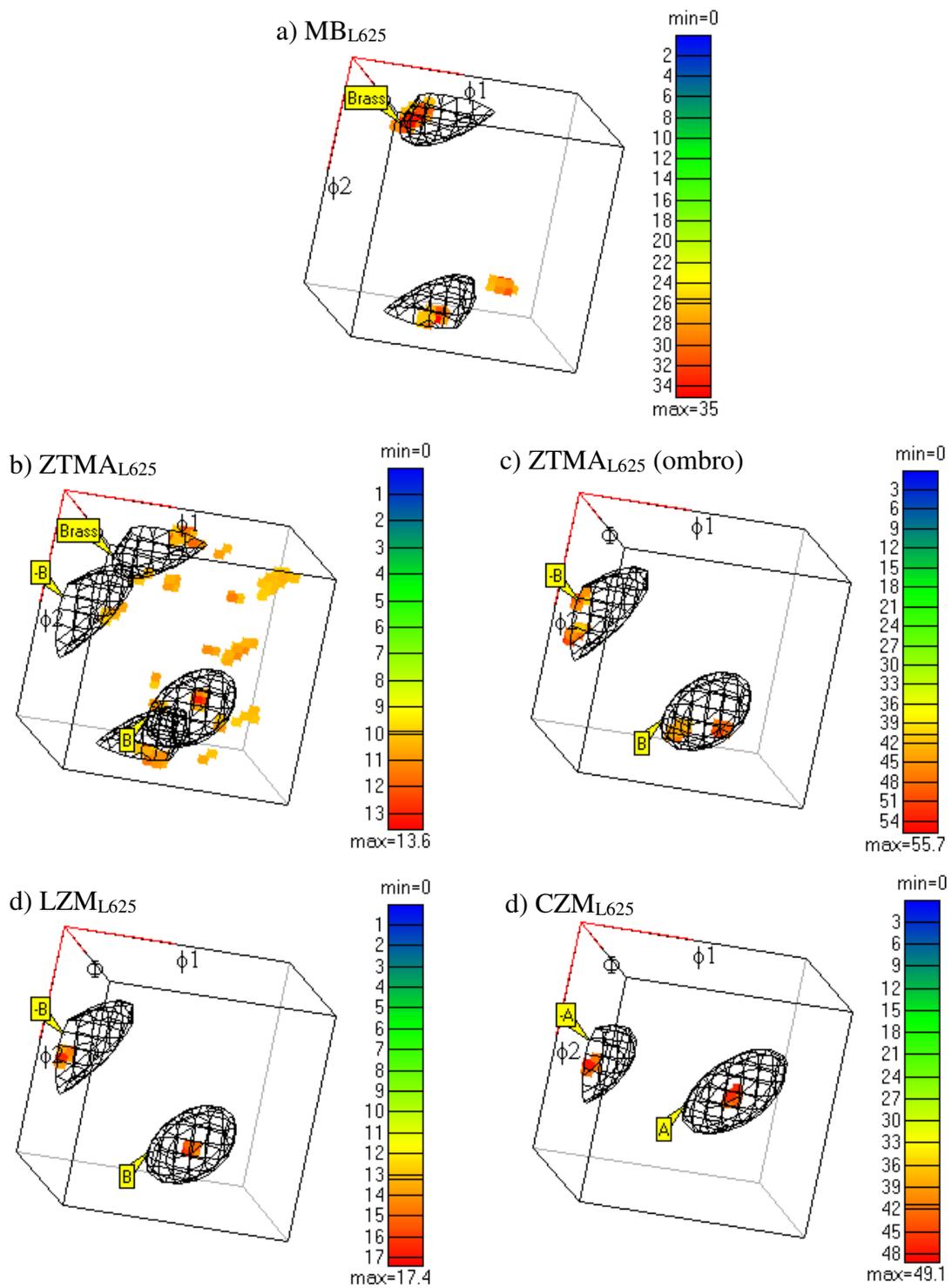


Figura 4.76. Esquema tridimensional das FDOs para a) MB_{L625} , b) $ZTMA_{L625}$, c) $ZTMA_{L625}$ afetado pelo ombro da ferramenta, d) LZM_{L625} e e) CZM_{L625} .

Nos metais, o escorregamento acontece nos planos mais densos e ao longo das direções mais densas. No caso dos materiais com estruturas CFC, os sistemas de escorregamento são do tipo $\{111\}\langle 110\rangle$ e há um total de 12 sistemas de escorregamento: quatro planos $\{111\}$ diferentes e, dentro de cada plano, três direções $\langle 110\rangle$ independentes. A direção $\langle 110\rangle$ do plano $\{111\}$ corresponde à direção com a mínima tensão de cisalhamento crítica projetada (DIETER, 1988; MESA, 2010; CALLISTER, 2001). Portanto, a rotação e o escorregamento dos grãos ocorrem a partir da família de direções $\langle 110\rangle$ e, é possível, por meio de operações de simetria, obter as diferentes texturas observadas após a soldagem. A evolução da textura durante a SAPNC do lado da liga de Ni foi determinada analisando, por meio de figuras de polo, qual foi a mudança dos sistemas de escorregamento desde o MB_{L625} até atingir as texturas observadas na $ZTMA_{L625}$ e na LZM_{L625} . O mesmo procedimento foi utilizado para estudar a evolução da textura entre a LZM_{L625} e a CZM_{L625} .

A Figura 4.77a representa a figura de polo $\{111\}$ do sistema $\{0\bar{1}1\}\langle 211\rangle$ no MB_{L625} , onde se podem observar os planos do sistema de escorregamento. Para realizar a comparação com os sistemas de escorregamento das texturas de cisalhamento nas zonas da junta afetadas pelo processo é necessário girar a figura de polo para coincidir com os eixos dos sistemas de cisalhamento utilizados na análise. A liga de Ni encontra-se no LA, sendo assim, os dados do MB devem ser rotacionados 90° ao redor de DN e 70° ao redor de DL. Estas rotações são as mesmas utilizadas nos dados de EBSD para as $ZTMA_{L625}$ e a LZM_{L625} . A Figura 4.77b mostra os sistemas de escorregamento da textura do MB_{L625} após as rotações supracitadas.

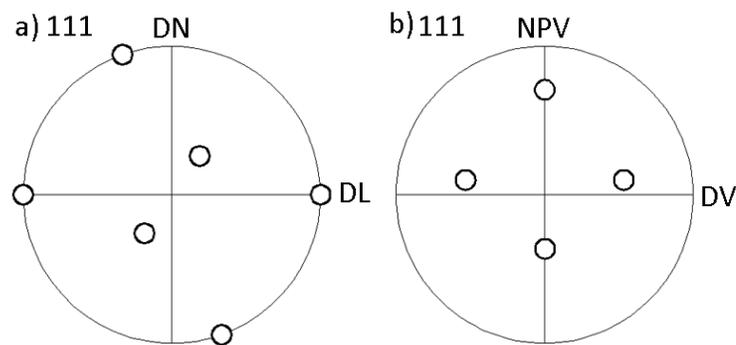


Figura 4.77. Figura de polo $\{111\}$ do sistema de escorregamento $\{0\bar{1}1\}\langle 211\rangle$ do MB_{L625} a) sem rotação e b) com rotações para coincidir com os eixos dos sistemas de cisalhamento.

Por conseguinte, uma das possíveis rotações do sistema de escorregamento do MB_{L625} rotacionado é o apresentado na Figura 4.78, onde são expressos as rotações da figura de polo e da célula cristalina. As rotações foram -70° ao redor de DV, -90° ao redor do NPV e, por último, -30° ao redor do DV. Por meio destas rotações foi possível determinar os ângulos exatos de rotação da estrutura durante o processo de SAPNC. É notório que outras rotações podem ocorrer de forma simultânea durante o processo de soldagem e a sequência de rotações apresentadas neste trabalho são uma aproximação para o entendimento da evolução da textura.

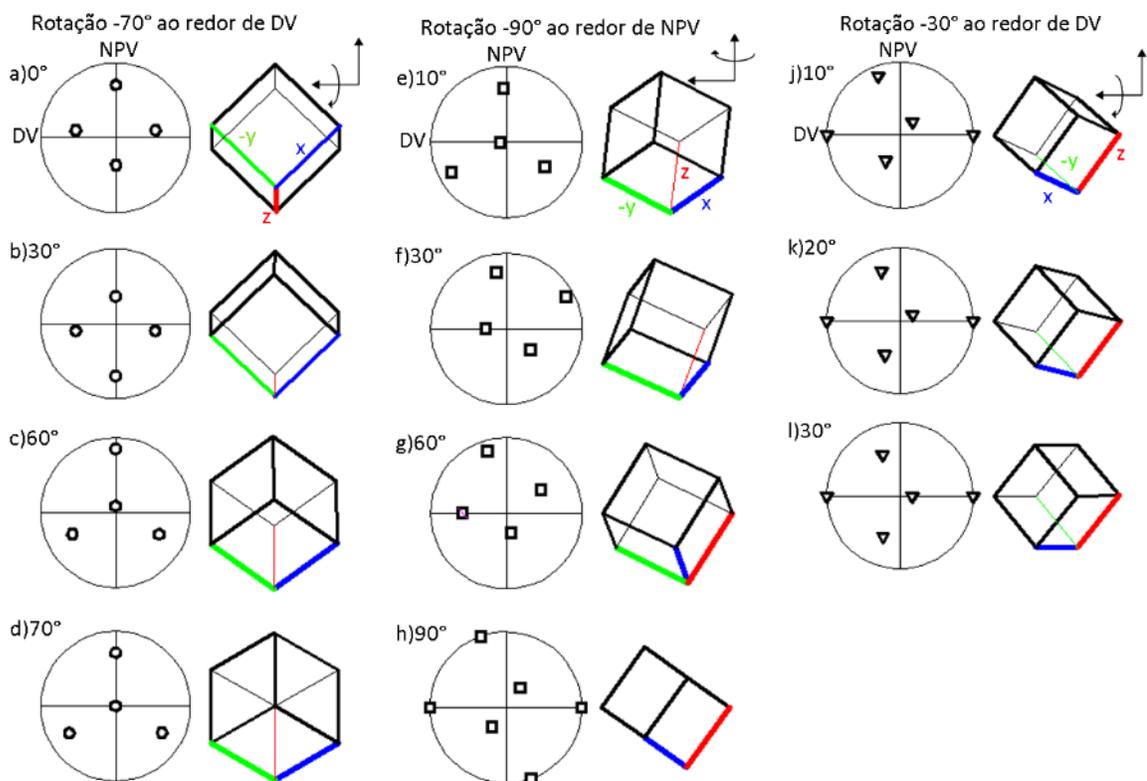


Figura 4.78. Rotações dos cristais do MB_{L625} para chegar à textura apresentada pela $ZTMA_{L625}$ e a LZM_{L625} . Rotações de -70° ao redor de DV, a) 0° , b) 30° , c) 60° e d) 70° . Rotações de -90° ao redor de NPV, e) 10° , f) 30° , g) 60° e h) 90° , e rotações de -30° ao redor de DV j) 10° , k) 20° e l) 30° . Figuras de polo $\{111\}$ no hemisfério superior.

Posteriormente, os grãos com a orientação preferencial apresentada na $ZTMA_{L625}$ e na LZM_{L625} devem girar $-19,5^\circ$ ao redor de NPV para atingir a textura observada na CZM_{L625} , de acordo com o apresentado na Figura 4.79. Na parte posterior da ferramenta (CZM_{L625} após o passo da ferramenta) o plano $\{111\}$ e a direção $\langle 110 \rangle$ são, aproximadamente, paralelas à superfície do pino e à direção de rotação da ferramenta (SATO, 2001), como é mostrado

esquemáticamente na Figura 4.80. Logo, a superfície do pino e a direção de rotação são o plano e direção de máxima tensão de cisalhamento, respectivamente. Assim, devido às rotações dos cristais nesta zona é que ocorre a formação da textura $A\text{-}\{1\bar{1}1\} \langle 110 \rangle$ e $\bar{A}\text{-}\{1\bar{1}1\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$.

O estudo da evolução da textura no aço tem suas dificuldades no fato de que as estruturas CCC possuem 48 sistemas de escorregamento em comparação com os 12 das estruturas CFC. Nas estruturas CCC, o escorregamento pode ocorrer em mais de um plano e os sistemas de escorregamento são do tipo $\{110\} \langle \bar{1}11 \rangle$, $\{211\} \langle \bar{1}11 \rangle$, $\{321\} \langle \bar{1}11 \rangle$. Devido à quantidade de sistemas de escorregamento, foram selecionados dois planos de cada família para acompanhar a rotação dos cristais, utilizando o mesmo procedimento empregado para as estruturas CFC. As figuras de polo dos dados iniciais foram rotacionadas para os eixos de cisalhamento, como é apresentado na Figura 4.81 na qual se expressa o estado inicial sem rotações e após as rotações para as duas orientações preferenciais do MB_{A516} . As rotações utilizadas foram 90° ao redor de DN e 50° ao redor de DL.

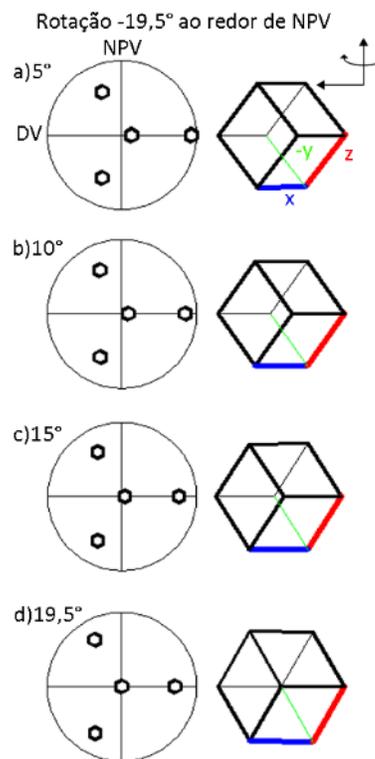


Figura 4.79. Rotações dos cristais da LZM_{L625} para chegar à textura apresentada pela CZM_{L625} . Figuras de polo $\{111\}$ no hemisfério superior.

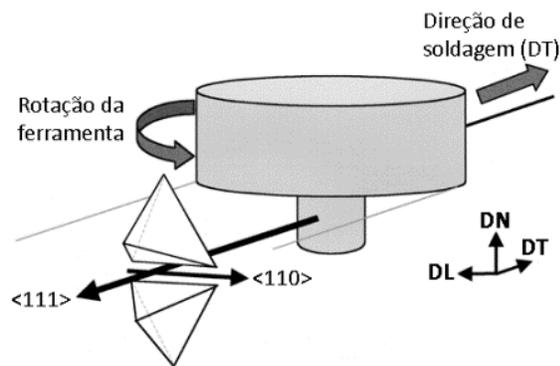


Figura 4.80. Esquema dos tetraedros formados no CZM_{L625} (SATO, 2001).

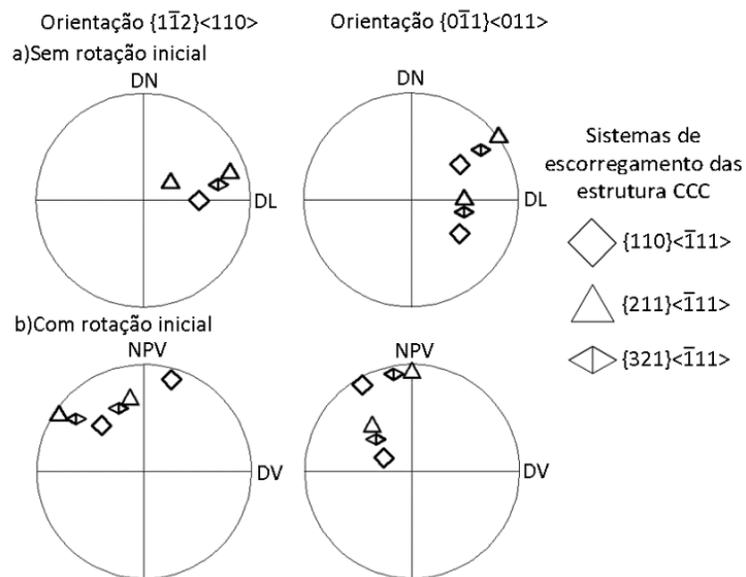


Figura 4.81. Figuras de polo para a estrutura CCC para as orientações do tipo $\{110\}\langle \bar{1}11 \rangle$, $\{211\}\langle \bar{1}11 \rangle$, $\{321\}\langle \bar{1}11 \rangle$ a) sem rotação e b) com rotações para coincidir com os eixos dos sistemas de cisalhamento. Hemisfério superior da figura de polo.

Na Figura 4.82 são apresentadas as rotações dos cristais do MB_{A516} para atingir as texturas de cisalhamento observadas. Na sequência da esquerda são apresentadas as rotações a partir da orientação $\{1\bar{1}2\}\langle 110 \rangle$ do MB_{A516} até as texturas J- $\{110\}\langle 1\bar{1}2 \rangle$ e $\bar{J}-\{\bar{1}\bar{1}0\}\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$; no meio da Figura 4.82 são exibidas as rotações a partir da textura $\{0\bar{1}1\}\langle 011 \rangle$ do MBA516 até a textura de cisalhamento J. À direita, é apresentada a rotação da textura J na GGZTA_{A516} até as texturas da ZMA_{A516} D₁ $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111 \rangle$ e D₂ $\{1\bar{1}2\}\langle 111 \rangle$.

O estudo da sequência das rotações possíveis dos cristais nas diferentes regiões da junta soldada durante o processo de SAPNC permitiu compreender a evolução da textura com mais

precisão. Além disso, cabe destacar que não há metodologias na literatura aberta de como estudar a rotação dos cristais durante a SAPNC e em processos de conformação que modifiquem a textura cristalográfica. Dessa forma, este trabalho apresenta um procedimento de grande importância na comunidade científica relacionada com os estudos de textura cristalográfica.

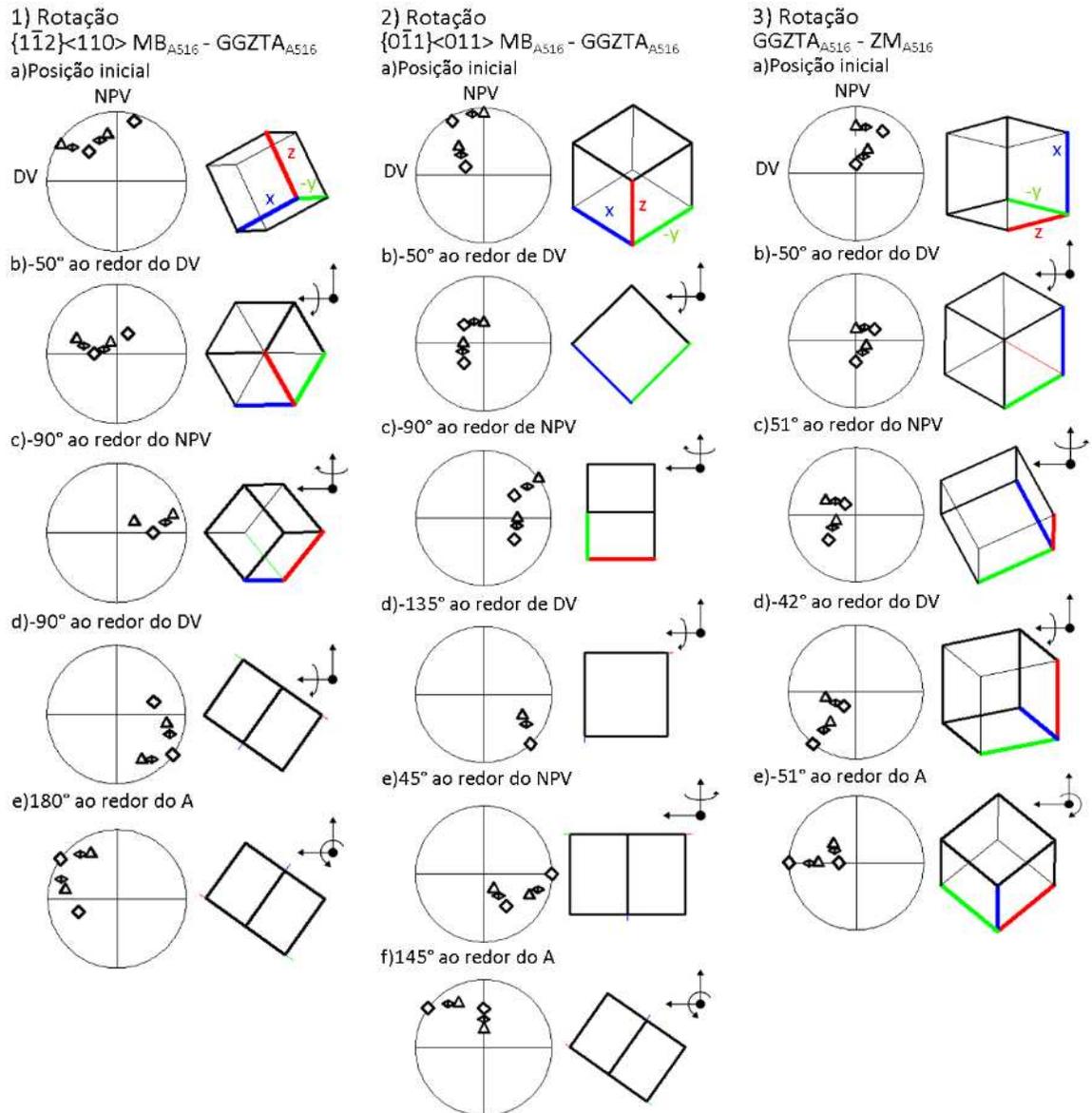


Figura 4.82. Rotações dos cristais do MB_{A516} para chegar à textura apresentada na GGZTA_{A516} e na ZM_{A516}. 1) Rotações da orientação preferencial $\{1\bar{1}2\}\langle 110\rangle$ do MB_{A516} para a textura J- $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ e $\bar{J}-\{1\bar{1}0\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ na GGZTA_{A516}, 2) rotações da textura $\{0\bar{1}1\}\langle 011\rangle$ do MBA₅₁₆ para a textura de cisalhamento J e 3) rotações da textura J na GGZTA_{A516} para a textura da ZM_{A516} D₁ $\{1\bar{1}2\}\langle 111\rangle$ e D₂ $\{1\bar{1}2\}\langle 111\rangle$. Hemisfério superior da figura de polo.

4.8 História térmica

Uma das combinações de parâmetros que produziram as juntas consolidadas (300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ e $F_z: 30 \text{ kN}$) foi usada para determinar a história térmica durante a soldagem, empregando o conjunto mostrado na Figura 3.3. Na Figura 4.83 é apresentado o esquema da posição da ferramenta e a localização dos termopares em uma macrografia da secção transversal da junta. Os ciclos térmicos adquiridos na junta soldada são apresentados na Figura 4.84. Na Tabela 4.5 estão resumidas as temperaturas máximas atingidas em cada termopar durante a soldagem, juntamente com os resultados do cálculo da taxa de aquecimento e resfriamento à $500 \text{ }^\circ\text{C}$ e a identificação das regiões para cada termopar.

Os resultados para a Liga de Ni 625, mostraram uma temperatura máxima de $900 \text{ }^\circ\text{C}$ na ZM da liga 625, um pouco acima da temperatura máxima de $800 \text{ }^\circ\text{C}$ reportada por Song et al. (2010) em PAPNC da mesma liga. Isto é causado por diferenças nas ferramentas utilizadas, na profundidade de penetração e na configuração de soldagem empregada no presente estudo (junta dissimilar). A taxa de resfriamento para a Liga de Ni a $500 \text{ }^\circ\text{C}$ de $20 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ foi aproximadamente a mesma para todas as regiões medidas. O termopar 7 é apresentado esquematicamente na Figura 4.83.

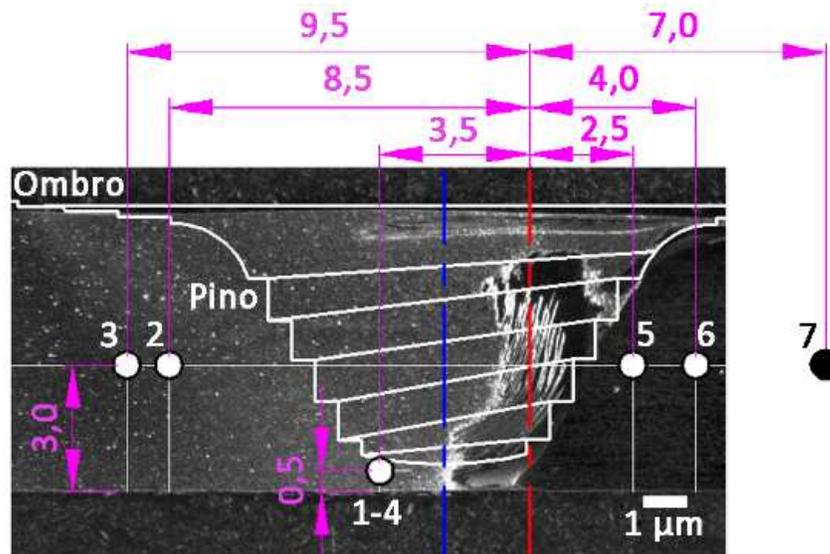


Figura 4.83. Esquema da posição da ferramenta e da localização dos termopares para as medidas de temperatura. Numeração dos termopares de acordo com a Figura 3.3. Medidas em mm.

De acordo com a Figura 4.83 os termopares 1 e 4 possivelmente foram afetados pelo efeito de agitação causado pela ferramenta, mas as temperaturas máximas atingidas não foram tão elevadas como se esperava quando comparadas com a temperatura máxima sofrida pelo termopar 5. Os termopares 2 e 3 mostraram temperaturas de pico de 750 e 580 °C, respectivamente. As taxas de resfriamento no aço foram similares à da liga de Ni com um valor perto de 20 °C.s⁻¹.

Tabela 4.5. Resultados das medidas de temperaturas durante SAPNC em juntas de aço estrutural-liga de Ni para 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN.

	Termopar						
	Aço ASTM A516 (LR)				Liga de Ni 625 (LA)		
	1	2	3	4	5	6	7
Distância desde a linha original da junta (mm)	3,5	8,5	9,5	3,5	2,5	4,0	7,0
Distância desde o centro da ferramenta (mm)	1,9	6,9	7,9	1,9	4,1	5,6	8,6
T_{Máx} (°C)	688	750	580	730	900	790	670
T_A (°C.s⁻¹)	118	113	57	100	143	124	76
T_R (°C.s⁻¹)	20	18	21	21	20	19	19
Região	ZM	ICZTA	MB	ZM	LZM-ZTMA	MB Adjacente à ZTMA	MB

T_{Máx}: Temperatura máxima

T_A: Taxa de aquecimento à 500°C

T_R: Taxa de resfriamento a 500°C

Os resultados da simulação dos ciclos térmicos mostraram boa concordância com as medidas experimentais e apresentaram uma diferença inferior a 10%. Na Figura 4.85 são apresentadas as comparações dos ciclos térmicos medidos e simulados para a junta soldada com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN. Inicialmente foram utilizados os termopares 3, 6 e 7 que se encontram longe do efeito da deformação da ferramenta para a calibração do modelo de elementos finitos (Figura 4.85 a), os ciclos térmicos simulados mostraram uma diferença em torno de 50°C na temperatura máxima. A validação do modelo foi realizada tomando como referência os termopares 2 e 5, localizados à 3,0 mm da parte inferior da chapa (Figura 4.85 b) e os termopares 1 e 4, embaixo do pino da ferramenta a 0,5 mm da parte inferior da chapa (Figura 4.85 c).

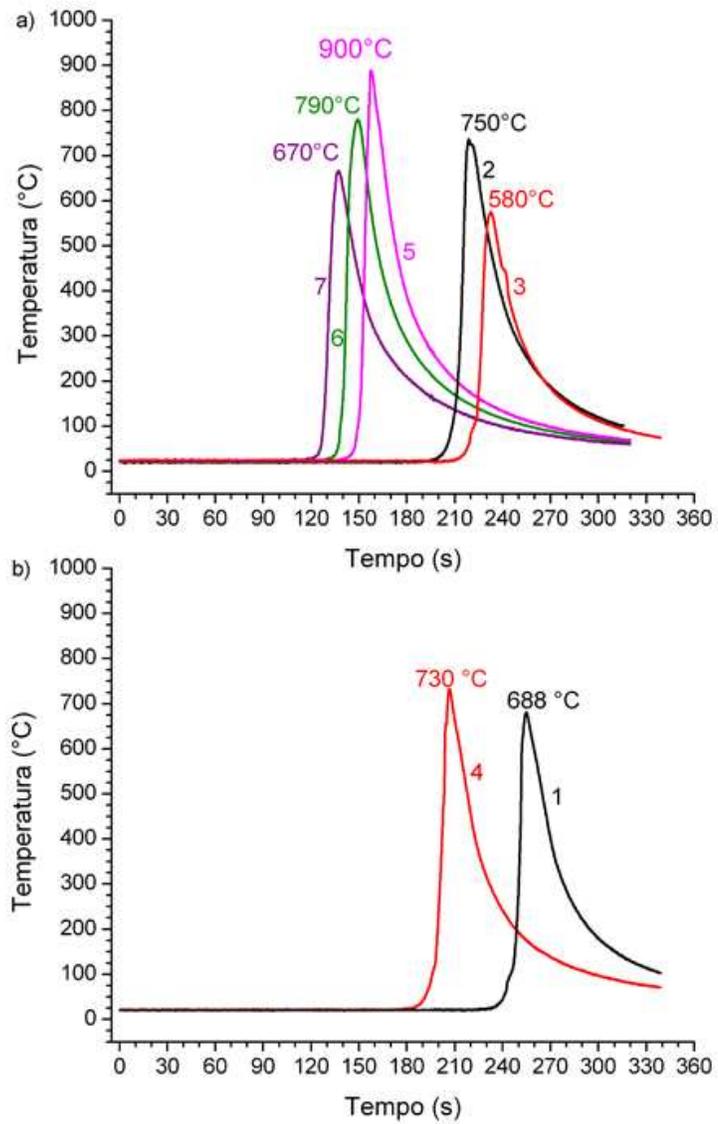


Figura 4.84. Medidas de temperatura durante a soldagem da junta com 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ e $F_Z: 30 \text{ kN}$, a) termopares à 3,0 mm da parte inferior da chapa e b) termopares à 0,5 mm da parte inferior da chapa (embaixo da ferramenta).

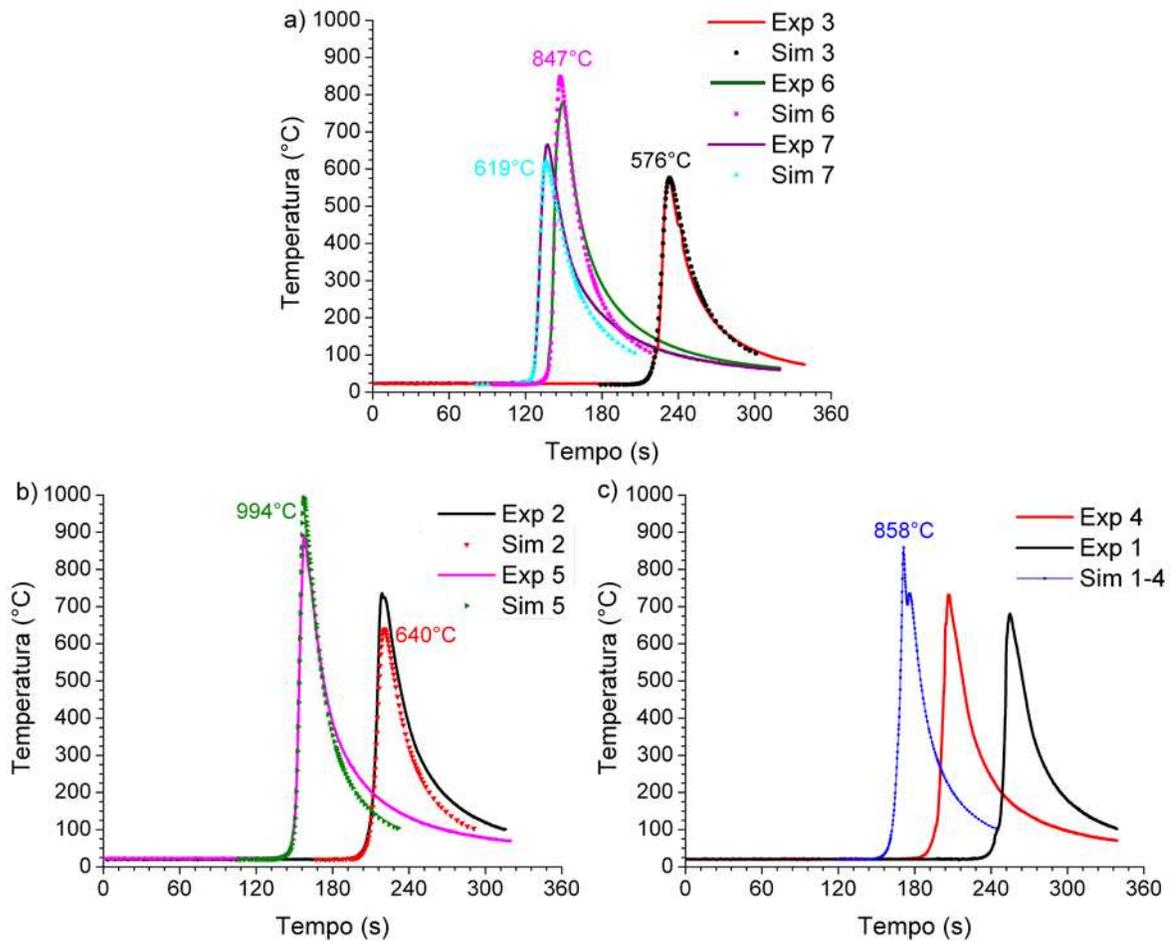


Figura 4.85. Comparação das curvas experimental e simulada da junta com 300 rpm, $100 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, D_T : +2,0 mm e F_Z : 30 kN, a) para os termopares 3, 6 e 7, utilizados para a calibração do modelo térmico; validação do modelo para, b) os termopares 2 e 5 medidos à 3,0 mm da parte inferior da chapa e c) os termopares 1 e 4 à 0,5 mm da parte inferior da chapa (embaixo da ferramenta).

A validação mostrou resultados razoáveis, uma vez que a diferença entre os ciclos térmicos simulados e medidos é pequena como se confirma na Tabela 4.6. Na Figura 4.85c, a curva simulada apresenta uma descontinuidade no resfriamento, devido à utilização de um coeficiente de transferência de calor maior logo abaixo do ombro entre o material soldado e a chapa de apoio. Esse procedimento foi necessário para modelar o efeito da pressão da ferramenta sobre as chapas que provoca um melhor “contato térmico”. O perfil de temperatura máxima ao longo da seção transversal mostrou que do lado da liga de Ni são atingidas temperaturas maiores conforme é expresso na Figura 4.86a, fato que explica as menores temperaturas registradas nos termopares 1 e 4. Além disso, estes termopares foram deslocados pela ferramenta durante o processo de

soldagem, o que pode ter causado uma diminuição na temperatura máxima.

Tabela 4.6. Comparação entre as temperaturas máximas experimental e simulada para termopar

Temperaturas máximas (°C)	Termopar						
	Aço ASTM A516 (LR)				Liga de Ni 625 (LA)		
	1	2	3	4	5	6	7
Experimental	688	750	580	730	900	790	670
Simulada	858	640	576	858	994	847	619

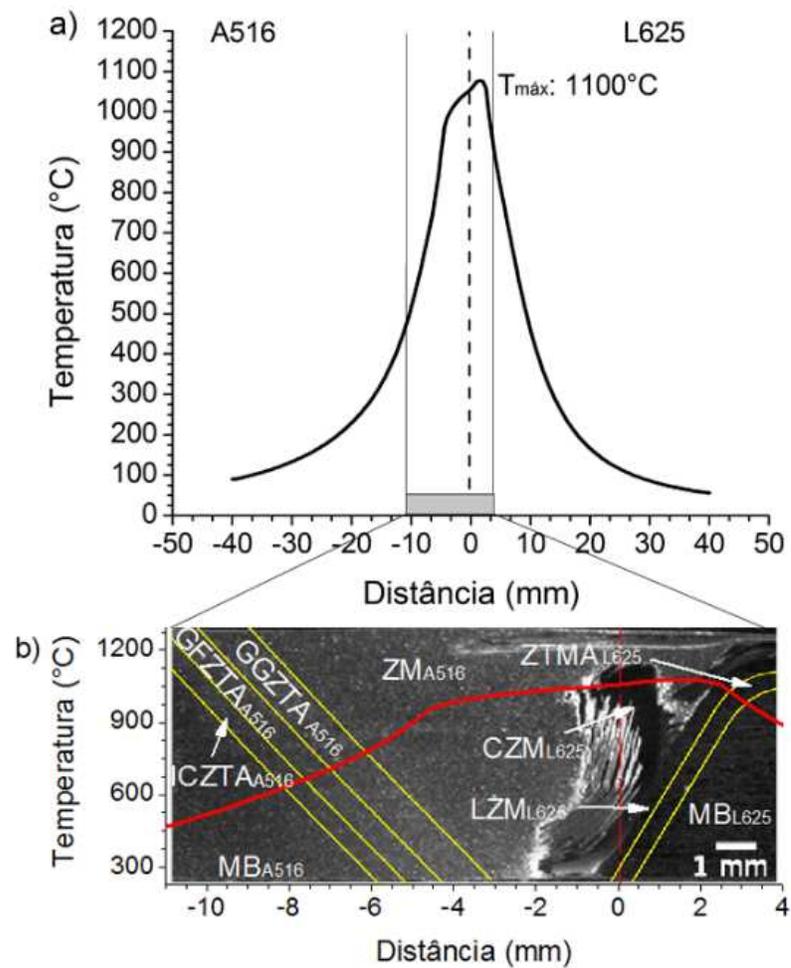
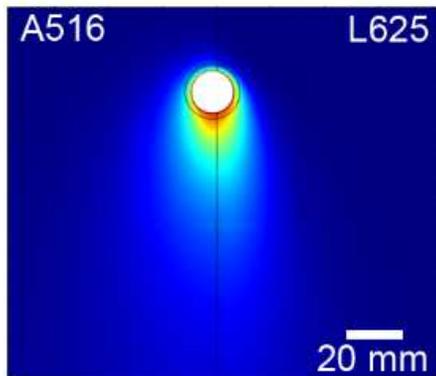


Figura 4.86. a) Temperatura máxima atingidas ao longo da seção transversal medida à 3,0 mm da parte inferior da chapa. b) Comparação das temperaturas máximas medidas à 3,0 mm da parte inferior da chapa, durante a soldagem e a seção transversal da junta com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, D_T: +2,0 mm e F_Z: 30 kN.

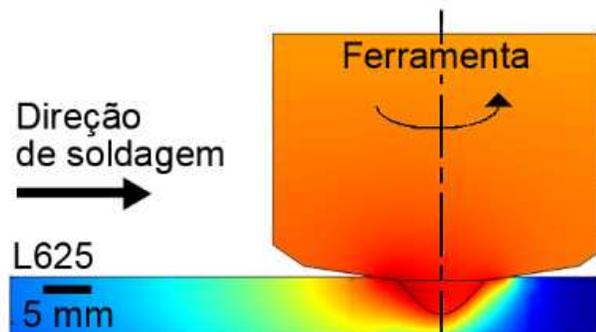
Na Figura 4.86b é possível relacionar a temperatura de pico atingida em cada uma das zonas da junta soldada. Por exemplo, a temperatura na LZM_{L625} foi a maior temperatura calculada da junta soldada e se encontra em torno de 1100 °C. Esta temperatura foi maior que a medida experimentalmente de 900 °C e que as reportadas na SAPNC de ligas de Ni (SONG, 2010). Segundo a simulação por elementos finitos, a temperatura da ZTA do lado do aço está entre 600 e 800 °C, fato que está em concordância com as transformações de fase observadas nestas regiões e com os cálculos da temperatura de transformação da austenítica da sessão 4.6.

Durante a simulação considerou-se a contribuição da deformação e do atrito na geração de calor durante o ciclo térmico. Os resultados mostraram que para a liga de Ni a geração de calor é predominantemente causada pela deformação produzida pela ferramenta ($\delta_{T-L625} = 0,4$), e do lado do aço é 100% atrito ($\delta_{T-A516} = 1,0$). O comportamento na geração de calor do aço foi similar ao reportado por Torres (2012) em juntas dissimilares aço-Al, em que a geração do calor no aço foi predominantemente por atrito. A simulação também permitiu representar graficamente a distribuição de temperatura tanto na superfície como na seção longitudinal e transversal da junta soldada, conforme é apresentado na Figura 4.87. Esta representação permite obter informação detalhada da distribuição da temperatura atrás do pino, o que influencia os mecanismos de recristalização na ZM. Podem-se observar temperaturas de pico maiores na liga de Ni e como no corte transversal (Figura 4.87c) a região do lado de avanço, onde ocorre a formação dos defeitos de soldagem, atinge temperaturas superiores chegando ao máximo de 1100 °C.

a) Superfície da chapa



b) Corte longitudinal à 1,5 mm



c) Corte transversal

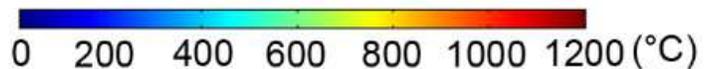
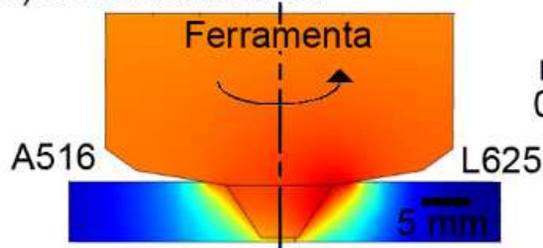


Figura 4.87. Distribuição de temperatura para a junta soldada com 300 rpm, $100 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, $D_T: +2,0 \text{ mm}$ e $F_Z: 30 \text{ kN}$, a) na superfície da junta, a linha corresponde a linha original da junta; b) corte longitudinal à 1,5 mm na liga de Ni; c) corte ao longo da seção transversal da junta.

Na Figura 4.88 é detalhada a comparação das curvas de temperatura máxima na seção transversal para as três condições de soldagem. Cabe destacar que as curvas para os parâmetros $D_T: +2,0 \text{ mm}/ F_Z: 25 \text{ kN}$ e $D_T: +1,5 \text{ mm}/ F_Z: 30 \text{ kN}$ foram extrapoladas a partir das medidas experimentais dos ciclos térmicos da junta com os parâmetros $D_T: +2,0 \text{ mm}/ F_Z: 30 \text{ kN}$. Portanto, embora seja uma aproximação, as curvas servem como comparação da tendência das temperaturas máximas e dos mecanismos de geração de calor durante a soldagem. Para se ter uma aproximação mais exata é necessário um modelo por elementos finitos que abarque tanto a análise térmica como a mecânica. Os três parâmetros mostraram um perfil térmico similar, com uma temperatura maior do lado da liga de Ni. Só houve diferenças do lado do aço devido às mudanças no mecanismo de geração de calor durante a soldagem. A Tabela 4.7 resume as relações de escorregamento/adesão para cada um das juntas soldadas.

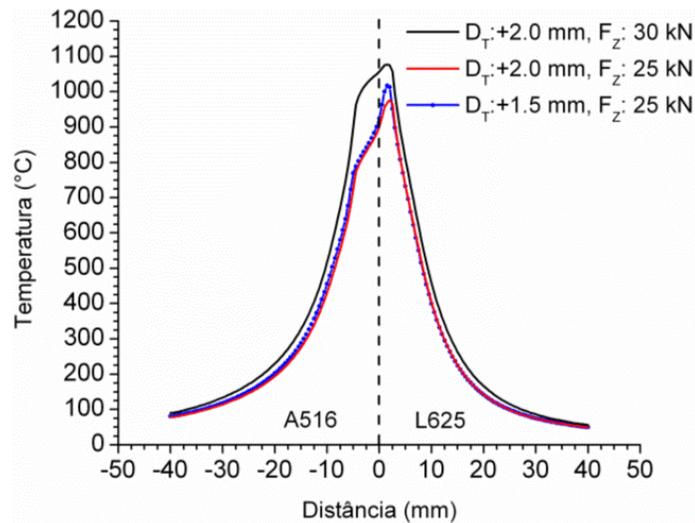


Figura 4.88. Comparação das temperaturas máximas atingidas na seção transversal, medidas à 3,0 mm da parte inferior da chapa. As condições de soldagem com D_T : +2,0 mm / F_Z : 25 kN e D_T : +1,5 mm/ F_Z : 30 kN foram extrapoladas a partir dos resultados obtidos da junta com D_T : +2,0 mm / F_Z : 30 kN.

Como se pode observar na Figura 4.88 e na Tabela 4.7, com a mudança na geração de calor de atrito para deformação, no aço ocorreu uma alteração do formato da curva de temperaturas máximas para as condições de soldagem das juntas com D_T : +2,0 mm / F_Z : 25 kN e D_T : +1,5 mm/ F_Z : 30 kN. Além disso, foi notado que com uma diminuição da força axial de 5 kN, a junta soldada com D_T : +2,0 mm e F_Z : 25 kN apresentou uma diminuição do calor gerado por atrito no lado do aço ($\delta_{T-A516} = 0,4$), passando, então, a produzir calor por deformação. Mantendo a força axial constante em 30 kN e variando o deslocamento tangencial (D_T) de +2,0 mm para +1,5 mm, é possível notar que a geração de calor por deformação no sistema aumenta, já que o calor gerado tanto na liga de Ni como no aço passa a ser predominantemente por deformação. Assim, quanto menos entra a ferramenta na liga 625, maior é a geração de calor por deformação do sistema.

Tabela 4.7. Resumo da variável de geração de calor por atrito ou deformação para as juntas soldadas com 300 rpm, 100 mm.min⁻¹ e D_T : +2,0 mm / F_Z : 25 kN, D_T : +1,5 mm/ F_Z : 30 kN e D_T : +2,0 mm / F_Z : 30 kN.

Parâmetros		δ_{T-L625}	δ_{T-A516}
D_T	F_Z		
+2,0	30	0,4	1,0
+2,0	25	0,4	0,4
+1,5	30	0,0	0,2

Nota: $\delta_T = 1,0$ condição de 100% atrito; $\delta_T = 0,0$ condição de 100% deformação.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

No presente trabalho foram desenvolvidas juntas dissimilares de topo aço ASTM A516/Liga de Ni 625 livres de defeitos e com penetração completa utilizando o processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC). Os resultados encontrados mostram que a janela de trabalho do processo de SAPNC é estreita, em especial para sistemas complexos como o aqui tratado, e é necessário o controle adequado dos parâmetros de soldagem para garantir a obtenção de juntas livres de defeitos e com bom acabamento superficial. Um parâmetro fundamental na execução de juntas dissimilares é o deslocamento lateral da ferramenta em relação à linha da junta (*offset*). A adequada seleção deste parâmetro permite a obtenção de penetração completa, a agitação da linha da junta, e promove o escoamento de material durante a soldagem de forma a evitar a formação de defeitos volumétricos. Entre os poucos trabalhos publicados sobre SAPNC de ligas de Ni e de juntas dissimilares aço – ligas de Ni, nenhum deles tem indicado a obtenção de juntas com penetração completa. Aspecto muitas vezes ignorado, mas de fato de grande importância para aplicação industrial desta tecnologia.

O processo de SAPNC provê diversas vantagens quando comparado com os processos convencionais de soldagem por fusão usados na produção de juntas dissimilares destes materiais, como, por exemplo, a formação de estruturas decorrentes da conformação a quente e não de solidificação, a redução da mistura e/ou interdifusão dos elementos químicos dos materiais dissimilares sendo unidos.

Quanto a caracterização microestrutural da junta soldada, a ZTA do aço apresentou um microestrutura similar às obtidas por processos de soldagem por fusão, devido ao fato que esta região não foi submetida a deformação durante o processo. Já na ZM não se observam estruturas grosseiras típicas de solidificação. Também, foi minimizada a interdifusão de elementos de liga na região interface e a formação de fases deletérias durante o processo. Os componentes microestruturais observados no aço dentro das regiões da junta são os comumente observados na SAPNC de aço de baixo carbono (FUJII, 2006) e, embora o histórico de recuperação/recristalização seja ocultado pelas transformações alotrópicas (CFC→CCC), foi possível estabelecer que durante o processo, há recristalização da austenita pelo mecanismo de DDRX. Ademais, macroscopicamente, não foi possível observar a ZTMA no aço (ZTMA_{A516}),

no entanto, o estudo de textura revelou orientações cristalográficas que indicam claramente a presença desta região nas juntas soldadas, sendo, portanto, a primeira indicação experimental da ZTMA reportada juntas soldadas por atrito com pino não consumível de aços.

No lado da liga de Ni, na ZM foi observada uma microestrutura de grãos altamente refinados diferente à estrutura dendrítica encontrada comumente na soldagem por fusão destas ligas de Ni. A microestrutura refinada produzida por SAPNC traz vantagens como incrementos na tenacidade da região soldada. Também, é completamente eliminada a possibilidade de formar trincas de solidificação e liquação, ter segregado elementos de liga e fratura intergranular por queda da ductilidade que tanto comprometem a soldabilidade das ligas de Ni, como de fato foi observado na soldagem dissimilar por fusão da liga de Ni 625 sobre o aço ASTM A516 (SILVA, 2010). O refinamento de grão da estrutura da ZM e ZTMA da liga de Ni ocorreu pelo mecanismo de recristalização dinâmica, sendo possível verificar características de DDRX e CDRX. As análises microestruturais e simulações cinéticas revelaram que para o ciclo térmico experimentado, com temperaturas máximas de 900 °C, não se observaram mudanças importantes dos precipitados, o que se apresenta como um benefício relevante do processo de SAPNC pois foi evitada a precipitação de fases deletérias.

Outro aspecto importante dos resultados obtidos foi menor largura da região de interdifusão de elementos químicos na interface (2 µm) quando comparada com àquela reportada na soldagem por arco de aço ASTM A516 com a liga de Ni 625 pelo processo TIG (SILVA, 2010), a qual foi de 60 µm. Esta diferença de 30 vezes na largura da região de interdifusão pode representar uma melhora significativa no desempenho mecânico de resistência a corrosão, principalmente em componentes utilizados em condições severas, como ambientes corrosivos que podem envolver temperaturas elevadas como as presentes na exploração marítima de petróleo (*offshore*) e sua posterior transformação.

Em relação à orientação cristalográfica preferencial observada nas diferentes zonas da junta soldada foram identificados os componentes de textura em cada um dos materiais. Atenta-se ao fato que este tipo de estudo das texturas obtidas por SAPNC em ligas de Ni é inédito na literatura. Baseado nas orientações preferenciais obtidas na liga de Ni 625 e nas características do escoamento de material, foram identificados os sistemas de escorregamento preponderantes nas diferentes regiões da junta. Na Figura 5.1a são apresentadas as tensões de cisalhamento causadas

pela ferramenta devido à rotação (setas brancas) e ao deslocamento (setas vermelhas). Pode-se observar que no LA, ambas direções de cisalhamento possuem quase o mesmo sentido e no LR as duas direções de cisalhamento são opostas. Portanto, no LR, o escoamento de material e as tensões de cisalhamento são mais complexas do que no LA (SATO, 2001). Na CZM_{L625} , nas regiões próximas à ferramenta, os sistemas de escorregamento são aproximadamente paralelos à superfície do pino e do ombro. Logo, após a passagem da ferramenta, os planos da família $\{111\}$ e da direção $\langle 110 \rangle$ ficam alinhados com a velocidade tangencial da ferramenta (Figura 5.1b). A mudança nas orientações na CZM_{L625} ocorrem graças às condições de escoamento do material impostas pela ferramenta. No MB_{L625} , os planos da família $\{111\}$ são preponderantemente paralelos à superfície da chapa, devido ao processo de laminação durante a fabricação da mesma (Figura 5.1c). De tal forma que, a partir dessa orientação, os cristais do material de base da liga de Ni escoam sendo rotacionados até se obter as texturas observadas na $ZTMA_{L625}$ e na LZM_{L625} .

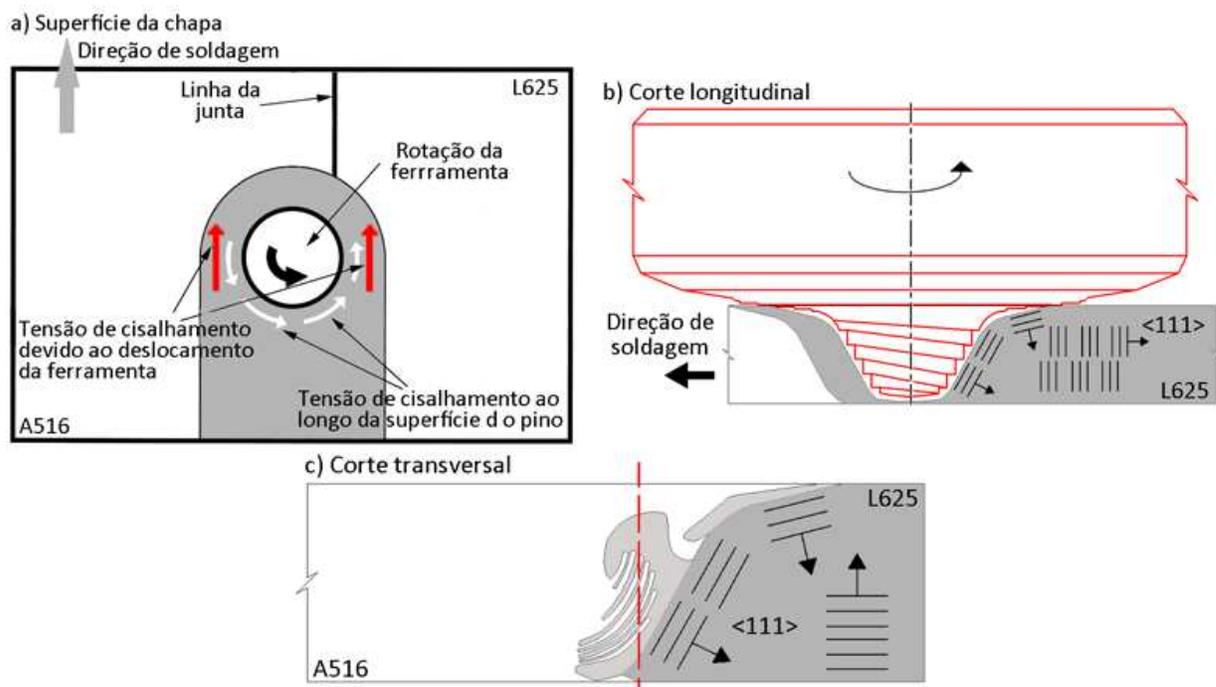


Figura 5.1. Ilustração esquemática do cisalhamento simples causado pela ferramenta na liga de Ni 625. a) superfície da chapa, adaptado de Sato et al, 2001. b) Corte longitudinal e c) corte longitudinal apresentado o efeito o cisalhamento nos planos $\{111\}$.

Assim, a SAPNC é uma tecnologia promissora na soldagem de materiais com elevada temperatura de fusão, inclusive das ligas de Ni, e especialmente no caso de juntas dissimilares aço-liga de Ni conforme se pode evidenciar pelos resultados expostos neste trabalho. Contudo, são necessários estudos ainda mais detalhados de caracterização microestrutural e performance mecânica e de corrosão das juntas dissimilares aço/liga de Ni, fazendo desta área um campo fértil à discussão.

6 CONCLUSÕES

Do estudo do processo de SAPNC em juntas dissimilares de aço ASTM A516 Gr 60 e da liga de Ni 625 conclui-se que:

6.1 Processo de soldagem

- Foram desenvolvidos, com sucesso, os parâmetros de soldagem para a união de juntas de topo aço-liga de Ni em chapas de 6,6 mm de espessura, mediante o processo de SAPNC. Os parâmetros ótimos foram 300 rpm, 100 mm.min⁻¹, 30 kN de força axial e o deslocamento tangencial da ferramenta em relação à linha da junta (DT) de +2,0 mm. Esta condição de soldagem permitiu uma temperatura da ferramenta máxima de 850°C e forças laterais menores que 10 kN, o que prolonga a vida útil da ferramenta.
- Um parâmetro de grande importância para se obter juntas consolidadas foi o deslocamento tangencial (D_T) da ferramenta em relação à linha da junta. Deslocamentos inferiores a +2,0 mm garantem a agitação da linha da junta e a penetração completa durante a soldagem. Em deslocamentos superiores não é observada penetração total e há formação de defeitos internos (vazios) no lado de avanço.
- Os ciclos térmicos medidos durante a soldagem mostraram na liga de Ni uma temperatura máxima em torno de 900°C na metade da espessura. Já na região da ZM na parte da raiz da junta do lado do aço (ZM_{A516}) a temperatura máxima foi ao redor de 700°C. Adicionalmente, as medidas experimentais foram complementadas com a simulação computacional que mostrou boa concordância e apresentou diferenças menores a 10% na temperatura. A temperatura máxima simulada foi de 1000 °C na ZM da liga de Ni.

6.2 Caracterização microestrutural

- A caracterização microestrutural permitiu identificar todas as regiões da junta soldada tanto no aço A516 como na liga de Ni 625.
- Na ICZTA_{A516} foram observados grãos de ferrita e colônias de perlita extremamente finas; na GFZTA_{A516} houve completa austenitização e durante o resfriamento a austenita se transformou de volta em ferrita mais perlita. Na GGZTA_{A516} houve a formação de ferrita alotriomórfica e de Widmanstätten. A análise metalográfica convencional não permitiu diferenciar a ZTMA_{A516} devido as transformações alotrópicas da matriz ocultam as evidências desta região. Na ZMA_{A516} foi constatada a formação de ferrita alotriomórfica e Widmanstätten, com uma estrutura mais grosseira da apresentada na GGZTA_{A516}. Duas sub-regiões da ZMA_{A516} do LA apresentaram características microestruturais diferenciadas: a primeira região com lâminas de cementita ao longo dos contornos de grão, perlita degenerada e lâminas de cementita fraturadas, e a segunda com perlita degenerada e constituintes M-A.
- A ZTMA_{L625} exibiu rotação severa dos grãos seguindo o escoamento de material imposto pela ferramenta e a redistribuição dos precipitados MC e M₂₃C₆. A LZM_{L625} e CZM_{L625} mostraram maior refinamento do tamanho de grão de austenita, devido aos maiores níveis de deformação aos quais foram submetidas estas regiões. Para estas duas regiões que conformam a ZM_{L625} não foram observadas variações significativas do tamanho de grão para as diferentes condições de soldagem. Também na ZM_{L625} foi observada uma redução no tamanho de 50% no tamanho dos carbonetos MC e morfologias mais agudas dos mesmos quando comparados aos do MB_{L625}, indicando sua possível fratura durante o processo. Porém, não houve evidencia microestrutural e os cálculos termodinâmicos e cinéticos assim o suportam, da evolução destes carbonetos MC para outros carbonetos ou intermetálicos. Em relação aos precipitados M₂₃C₆, não foi observada mudança microestrutural relevante dos mesmo como resultado do processo de soldagem embora as simulações cinéticas dos precipitados M₂₃C₆, durante o ciclo térmico, mostrassem condições termodinâmicas para esta reação, mas não se observou crescimento.

- A região de interdifusão de elementos químicos na interface da junta de aço A516 e da liga de Ni 625 apresentou uma estrutura cristalina CFC, com aproximadamente 2 μm de largura. Ademais, nesta região diferenciada foram observados precipitados do tipo MC com elevado teor de Nb. Acreditasse, que estes precipitados MC são o resultados do faturamento na ZM_{L625} dos precipitados do mesmo tipo existentes no MB_{L625} que forma arrastrados para a interface. Tese que é sustentadas pelas simulações cinéticas, as quais revelaram que não há condições favoráveis para a precipitação para a precipitação destes carbonetos MC dentro da região CFC diferenciada da interface.

6.3 Recuperação e recristalização

- No aço ASTM A516 Gr 60 o histórico de recuperação/recristalização da microestrutura foi ocultado pelas transformações alotrópicas, mas mesmo nestas condições adversas, as análises cristalográficas realizadas permitiram estabelecer que a recristalização da austenita ocorreu pelo mecanismo de recristalização dinâmica descontínua (DDRX).
- Na liga de Ni 625, foi observado que durante o processo de soldagem a ZM_{L625} sofreu recristalização dinâmica. Além disso, o estudo revelou que na $\text{ZTMA}_{\text{L625}}$ operam dois mecanismos simultaneamente: a recristalização dinâmica descontínua (DDRX) e a recristalização dinâmica contínua (CDRX).

6.4 Orientação cristalográfica

- Foram identificados os componentes de textura para todas as regiões da junta soldada aço A516 - liga de Ni 625. Nas regiões afetadas pela deformação durante o processo de soldagem, observou-se orientações cristalográficas próximas às texturas ideais de cisalhamento, o que confirma que o modo predominante de deformação nas regiões próximas à ferramenta ocorre por cisalhamento simples.
- A $\text{GGZTA}_{\text{A516}}$ apresentou componentes de textura de laminação e de cisalhamento simples $J \{110\} \langle 112 \rangle$, o que indica a presença da $\text{ZTMA}_{\text{A516}}$ contida nesta região, embora esta não

possa ser diferenciada mediante análises microestruturais convencionais. Assim, esta é a primeira indicação experimental irrefutável reportada na literatura da presença da ZTMA em aços estruturais

- Foi possível determinar, por meio das figuras de polo, nas quais se representaram os sistemas de escorregamento para cada material, as rotações das células cristalinas para atingir as orientações da textura impostas pelo processo de soldagem a partir do estado inicial dos materiais de base.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Para futuros projetos de SAPNC em juntas dissimilares aço-liga de Ni, sugere-se a realização dos seguintes estudos:

- O estudo da deformação à quente durante o processo de SAPNC do aço e a liga de Ni 625 através de simulações termomecânicas ou ensaios de torção à quente para determinar as taxas e quantidade de deformação.
- Também é necessário determinar os perfis de composição química reais com ensaios físicos de interdifusão de elementos na interface aço-liga de Ni para refinar os cálculos cinéticos realizados na interface.
- Avaliação das propriedades mecânicas e da corrosão das juntas dissimilares aço-ligas de Ni.
- Determinar o tamanho de grão austenítico prévio na ZMA516 através de EBSD para compreender melhor a evolução microestrutural do aço durante o processo de SAPNC.

REFERÊNCIAS

ABBASI, M.; NELSON, T. W.; SORENSEN, C. D. Transformation and deformation texture study in friction stir processed API X80 steel. Friction stir welding and processing VI. **The Minerals, Metals & Materials Society**, p.81-87, 2011.

ANDERSSON, J.O.; HELANDER, T.; HOGLUND, L.H.; SHI, P.F.; SUNDMAN, B. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. **Calphad**, v 26, p. 273 – 312, 2002.

ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v 203, n. 7, p. 721-727, 1965.

AYER R., JIN H.W., MUELLE R.R., LIN S., FORD S. Interface structure in a Fe–Ni friction stir welded joint. **Scripta Materialia**, v. 53, p. 1383–1387, 2005.

BARCELONA, A.; BUFFA, G.; FRATINI, L.; PALMERI, D. On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 177, p. 340–343, 2006.

BHADESHIA H. K. D. H. **Worked Examples in the Geometry of Crystals**. Second Edition. The institute of metals. 2006.

BHADESHIA H. K. D. H.; HONEYCOMBE S. R. **Steels Microstructure and Properties**. Third Edition. Elsevier Ltd. 2006.

BOLDSAIKHAN, E.; BURFORD, D. A.; GIMENEZ, P. J. Effect of plasticized material flow on the tool feedback forces during friction stir welding. In: PROCEEDINGS OF FRICTION STIR WELDING AND PROCESSING VI. TMS, 2011, February, California, USA.

BRITISH PETROLEUM. **BP Statistical Review of World Energy**. June. 2012 (<http://www.bp.com/en/global/corporate/about-bp/statistical-review-of-world-energy-2012.html>)

BUFFA, G.; HUA, J.; SHIVPURI, R.; FRATINI, L. A continuum based fem model for friction stir welding—model development. **Materials Science and Engineering A**, v. 419, p. 389–396, 2006.

BUNGE, H.J. **Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods**. Butterworth-Heinemann, 1983.

CALLISTER, W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. John Wiley & Sons, Inc. United States of America. 2001.

CHEN, T.; LIN, W.B. Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminium–steel joint, **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 279–285, 2010.

CHEN, Z.W.; PERIS, R.; MAGINNESS, R. Material flow in the upper weld zone during friction stir welding. **International Journal of Modern Physics B**, v. 20, n. 25, 26 & 27, p. 4081-4086, 2006

CHIN G. T.; **Textured Structures**. In: ASM Handbook. Volume 9. Metallography and microstructures. 9 th Edition. ASM International. 1992.

CHOI, D.H.; LEE, C.Y.; AHN, B.W.; YEON, Y.M.; PARK, S.H. C.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H.; JUNG, S.–B. Effect of fixed location variation in friction stir welding of steels with different carbon contents. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p., 299–304, 2010.

COLLIGAN, K.J. Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum. **The Welding Journal**, July 1999

COLLIGAN, K.J.; MISHRA, R.S. A conceptual model for the process variables related to heat generation in friction stir welding of aluminum. **Scripta Materialia** v. 58, p. 327–331, 2008.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-Ray diffraction**. 3 ed. Prentice Hall, 2001

DEBROY, T.; BHADESHIA, H.K.D.H. Friction stir welding of dissimilar alloys – a perspective. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 266-270, 2010.

DEHGHAN-MANSHADI, A.; BARNETT, M.R.; HODGSON, P.D. Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 485, p. 664–672, 2008.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. New York, McGraw-Hill, 1988.

DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLEY, T.R.; MCQUEEN, H.J.; ROLLETT, A.D. Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Engineering. A**. v.238, p. 219-274, 1997.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloy: A Technical Guide**. ASM internation. 2002.

DU, L.; ZHANG, Z.; SHE, C.; LIU, X.; WANG, G. Austenite recrystallization and controlled rolling of low carbon steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 13, n. 3, p. 31-35, 2006.

DUPONT, J. N; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. John Wiley & Sons, Inc. USA, 2009.

EL-KOUSSY, R.; POLUKHIN, V. P. Rolling of low-carbon steel sheets in the temperature range 300-700°C. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 2, p. 145-160, 1978.

ELREFAEY A., GOUDA M., TAKAHASHI M., AND IKEUCHI K.. Characterization of Aluminum/Steel Lap Joint by Friction Stir Welding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 14, n. 1, 2005.

ELISEI, C. C. A.; ABDALLA, A. Z.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S. Utilização de metalografia colorida na identificação dos microconstituinte de um aço microligado. IN: 17 CBECiMat - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS. Foz do Iguaçu, PR. Brasil. 15-19 Novembro 2006.

ELWAZRI, A. M.; WANJARA, P.; YUE, S. Dynamic recrystallization of austenite in microalloyed high carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 339, p. 209-215, 2003.

ENGSTRÖM, A.; HÖGLUND, L.; ÅGREN, J. Computer simulation of diffusion in multiphase systems. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Volume 25A, pp. 1127 – 1134, 1994.

FIELD, D. P.; NELSON, T. W.; HOVANSKI, Y.; JATA, K. V. Heterogeneity of Crystallographic Texture in Friction Stir Welds of Aluminum. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, n. 11, p. 2869–2877, 2001.

FIROUZDOR, V.; KOU, S. Al-to-Mg Friction Stir Welding: Effect of Positions of Al and Mg with Respect to the Welding Tool. **The Welding Journal**, v. 88, p. 213-224, 2009.

FONDA, R. W.; KNIPLING, K. E. Texture development in friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 4, n. 4, p. 288-294, 2011.

FONDA, R. W.; BINGERT, J.F.; COLLIGAN, K.J. Development of grain structure during friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 51, p. 243–248, 2004.

FONDA, R. W.; BINGERT, J. F. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35A, n. 5, p. 1487–1499, 2004.

FONDA, R. W.; BINGERT, J. F. Precipitation and Grain Refinement in a 2195 Al Friction Stir Weld. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37A, n. 12, p. 3593–3604, 2006.

FONDA, R. W.; BINGERT, J. F. Texture variations in an aluminum friction stir weld. **Scripta Materialia**, v. 57, p. 1052–1055, 2007.

FONSECA, Eduardo Bertoni da, Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205. 2013. 92p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

FUJII, H.; CUI, L.; MAEDA, M.; NAKATA, K.; NOGI, K. Friction stir welding of carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 429, p. 50–57, 2006.

FUJII, H.; CUI, L.; MAEDA, M.; NOGI, K. Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys. **Materials Science and Engineering A** v. 419, p. 25–31, 2006.

GALEN HODGE, F. The History of solid-solution-strengthened Ni-Alloys for aqueous corrosion service. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, v 58, n. 9, p. 28-31, 2006.

GANGULY, J.; BHATTACHARYA, R.N.; CHAKRABORTY, S. Convolution effect in the determination of compositional profiles and diffusion coefficients by microprobe step scans. **American Mineralogist**. v. 73, p. 901-909, 1988.

GARZÓN, C.M.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Modelamento termodinâmico e cinético por meio do método Calphad do processo térmico e termoquímico de aços. **Revista Matéria**, v. 11 No. 2 pp. 70 – 87, 2006.

GUERRA, M.; SCHMIDT, C.; MCCLURE, J.C.; MURR, L.E.; NUMES, A.C. Flow patterns during friction stir welding. **Materials Characterization**, v. 49, p. 95– 101, 2003.

GUO, Q.; LI, D.; GUO, S.; PENG, H.; HU, J. The effect of deformation temperature on the microstructure evolution of Inconel 625 superalloy. **Journal of Nuclear Materials**, v. 414, p. 440–450, 2011.

HEADLEY, T. J.; BROOKS, J. A. A new bcc-fcc orientation relationship observed between ferrite and austenite in solidification structures of steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33A, p. 5-15, 2002.

HERRERA, Ines Clara. Estudos dos fenômenos que ocorrem durante o recozimento dos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 316L deformados em várias temperaturas. 2006. 122p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

HIRSCH J.; LUCKE K. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals - II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories. **Acta Metallurgica**, v. 36, n. 11, p. 2883-2904, 1988.

HUANG, H-H.; TSAI, W-T.; LEE, J-T. Cracking characteristics of A516 steel weldment in H₂S containing environments. **Materials Science and Engineering A**, v. 188 p. 219-227, 1994.

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

IDAGAWA, H.S.; TORRES, E.A.; RAMIREZ, A.J, CFD modeling of dissimilar aluminum-steel friction stir welds, IN: PROCEEDINGS OF THE 9th INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRENDS IN WELDING RESEARCH, Chicago, IL, USA, 04-08 June, 2012,

IDAGAWA, H.S.; TORRES, E.A.; RAMIREZ, A.J. Thermal modeling of dissimilar aluminum-steel joints welded by FSW. In: X ENCONTRO DA SBPMAT E 1ST BRAZILIAN SYMPOSIUM IN FRICTION STIR WELDING AND PROCESSING, 2011, Gramado, Poster.

IDAGAWA, Hugo S. **Montagem e Avaliação de um Sistema de Soldagem por Atrito (Friction Stir Welding)**. Relatório final de projeto FAPESP-Processo: 04/13602-0.

JENA, A. K.; CHATURVEDI, M. C. Review: The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. **Journal of Materials Science**, v. 19, p. 3121-3139, 1984.

JOHNSON, R.; THREADGILL, P.L. in: S.A. David, T. DebRoy, J.C. Lippold, H.B. Smartt, J.M. Vitek (Eds.), PROCEEDINGS OF THE SIXTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRENDS IN WELDING RESEARCH, Pine Mountain,GA, ASM International, 2003, pp.88–92.

KESTENS, L. JONAS, J. J. In: ASM Handbook, Volume 14A. **Transformation and Recrystallization Textures Associated with Steel Processing**. 9th Edition. ASM International. 2005.

KOCKS, U. F.; TOMÉ, C. N.; WENK, H. –R. **Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties**. Cambridge University Press. 2005, 184p.

KONKOL, P.J.; MATHERS, J.A.; JOHNSON, R.; PICKENS, J.R. Friction Stir Welding of HSLA-65 steel for shipbuilding. In: PROCEEDINGS OF THE THIRD INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FSW, 2001, September ,Kobe, Japan.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Second Edition. John Wiley & Sons, Inc. USA, 2003

KUMAR, K.; KAILAS, S.V. Positional dependence of material flow in friction stir welding – an analysis of joint line remnant and its relevance to dissimilar metal welding, **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 305–311, 2010.

KUMAR, K.; KAILAS, S.V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. **Materials Science and Engineering A**, v. 485, p. 367–374, 2008.

LAITINEN, R. Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents. Acta Universitatis Ouluensis C Technica 234. Faculty of Technology. University of Oulu. March. 2006

LEAL, R.; LOUREIRO, A. Defects formation in friction stir welding of aluminium alloys. **Materials Science Forum**, v. 455-456, p. 299-302, 2004.

LEE, W.; SCHMUECKER, M.; MERCADO, U.A.; BIALLAS, G.; JUNG, S.B. Interfacial reaction in steel–aluminum joints made by friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 55, p. 355–358, 2006.

LI, D.; GUO, Q.; GUO, S.; PENG, H.; WU, Z. The microstructure evolution and nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in hot-deformed Inconel 625 superalloy. **Materials and Design**, v. 32, p. 696–705, 2011.

LIENERT, T. J.; STELLWAG JR, W. L.; GRIMMETT, B. B. AND WARKE R. W. Friction Stir Welding Studies on Mild Steel. **The welding Journal**, 2003.

LIENERT, T. J.; GOULD, J. E. Friction stir welding of mild steel. In: PROCEEDINGS ON THE FIRST INTERNATIONAL FRICTION STIR WELDING SYMPOSIUM. Thousand Oaks, CA, USA, 14-16. June 1999.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. John Wiley & Sons, Inc. USA, 2005.

LIPPOLD, J.C.; DITZEL, P.J. Microstructure and properties of Aluminum friction stir welds. **Materials Science Forum**. v. 426-432, p. 4597-4602, 2003.

LVOV, G.; LEVIT, V. I.; KAUFMAN, M. J. Mechanism of primary MC carbide decomposition in Ni-base superalloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35A, p. 1669-1679, 2004.

MAZANCOVÁ, E.; MAZANEC, K. Physical metallurgy characteristics of the M/A constituent formation in granular bainite. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 64, p. 287-292, 1997.

MESA, Dairo Hernán. Análise dos mecanismos de dano de aços inoxidáveis austeníticos com elevando teor de nitrogênio durante desgaste erosivo por cavitação. 2010. 134p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

MIDLING, O.T.; RORVIK, G. Effect of shoulder material on heat input during friction stir welding. In: PROCEEDINGS ON THE FIRST INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING. Thousand Oaks, CA, USA, 14-16. June 1999

MILES, M.P.; LEV, Z. Spot joining of AA 5754 and DP 590/DP 980 high strength steel sheets by consumable bit. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 325–330, 2010.

MINTZ, B.; BANERJEE, J.R.; BANKS, K.M. Regression Equation for Ar3 Temperature for Coarse Grained as Cast Steels. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 38 n. 3, p. 197-203, 2011.

MIRONOV, S.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H. Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron. **Acta Materialia**, v. 56, p. 2602-2614, 2008.

MISHRA, R.S.; Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering R**, v. 50, p. 1–78, 2005.

MISHRA, R.S.; MAHONEY, M.W. **Friction Stir Welding Processing**. Ohio: ASM International, 2007, 352p.

MONEMI, A.; ARABI, H.; REZAEI, A.; BADRI, H.; ABASSI, S. M. Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 2158–2163, 2011.

MOUSAVIZADE, S.M.; GHAINI, F.M.; TORKAMANY, M.J.; SABBAGHZADEH, J.; ABDOLLAH-ZADEH, A. Effect of severe plastic deformation on grain boundary liquation of a nickel–base superalloy. **Scripta Materialia**, v. 60, p. 244–247, 2009.

MURR, L.E. A Review of FSW Research on Dissimilar Metal and Alloy Systems. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 19, n. 8, p.1071-1089, 2010.

NAFISI, S.; ARAFIN, M. A.; COLLINS, L.; SZPUNAR, J. Texture and mechanical properties of APIX100 steel manufactured under various thermomechanical cycles. **Materials Science and Engineering A**, v. 531, p. 2-11, 2012.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADESHIA, H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 53, p. 980–1023, 2008.

NANDAN, R.; ROY, G.G.; LIENERT, T.J.; DEBROY, T. Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel. **Acta Materialia**, v. 55, p. 883–895, 2007.

NELSON, B.; SORESEN C. Using electro backscatter diffraction to characterize the texture and microstructure to friction stir welded AISI 304L stainless steel. Friction stir welding and processing VI. **The Minerals, Metals & Materials Society**, p.113-120, 2011.

OH-ISHI, K.; ZHILYAEV, A.P.; McNELLEY T. R. A Microtexture Investigation of Recrystallization during Friction Stir Processing of As-Cast NiAl Bronze. **Metallurgical and materials transactions A**. v. 37A, p. 2239-2251, 2006.

OZEKIN, A.; JIN, H.W.; KOO,J.W.; BANGARU, N.V.; AYER, R.; VAUGHN, G.; STEEL, R.; PACKER, S. A Microstructural Study of Friction Stir Welded Joints of Carbon Steels. **International Journal of Offshore and Polar Engineering**, v.14, n.4, 2004.

PADILHA, A.F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**, São Paulo, ABM livros, 2005 232p.

PARK, S.H.C.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H.; OKAMOTO, K.; HIRANO, S.; INAGAKI, M. Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 49, n. 12, p. 1175-1180, 2003.

PARK, S.K.; HONG, S.T.; PARK, J.H.; PARK, K.Y.; KWON, Y.J.; SON, J.H. The effect of material locations on the properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys, **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 331–336, 2010.

PARTIN, K.; FINDLEY, K. O.; VAN TYNE, C. J. Microstructural and alloy influence on the low-temperature strengthening behavior of commercial steels used as plates. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 5143–5152, 2010.

PEEL, M.; STEUWER, A.; PREUSS, M.; WITHERS, P.J. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. **Acta Materialia**, v. 51, p. 4791–4801, 2003.

PETROBRAS. **Exploração e Produção de Petróleo e Gás**. 2013. Acessado em (<http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/perfil/atividades/exploracao-producao-petroleo-gas/>). Data de acesso: maio 2013.

PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E. **Phase Transformations and Alloys**. London, Chapman & Hall, 1992.

POSADA, M.; DELOACH, J.; REYNOLDS, A.P.; SKINNER, M.; HALPIN, J.P.; IN: K.V. JATA, M.W. MAHONEY, R.S. MISHRA, S.L. SEMIATIN, D.P. Filed (Eds.), *The friction stir welding and processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 159.

POSADA, M.; NGUYEN, J.P.; FORREST, D.R.; DELOACH, J.J. Friction stir welding advances joining technology. **The AMPTIAC Quarterly**, v. 7, n. 3, p. 13-20, 2003.

PRADO, R. A.; MURR, L. E.; SHINDO, D. J.; RIVERA, A. R. MCCLURE, J. C. Tool Wear and Shape Optimization in the Friction-Stir Welding of Aluminum Metal-Matrix Composites. **Friction Stir Welding and Processing II**, Ed. K.V. Jata et al., TMS, 23-32 (2003).

PRANGNELL P.B. AND HEASON C. P. Grain Structure formation during friction stir welding observed by "Stop action technique". **Acta Materialia**, v. 53, p. 3179-3192, 2005.

PRIME, M. B.; GNAUPEL-HEROLD, T.; BAUMANN, J.A.; LEDERICH, R.J.; BOWDEN, D.M.; SEBRING, R. Residual stress measurements in a thick, dissimilar aluminum alloy friction stir weld. **Acta Materialia**, v. 54, p. 4013–4021, 2006.

RAABE, D.; LUCKE K. Texture of ferritic stainless-steels. **Materials Science and Technology**, v. 9, n.4, p. 302-312, 1993.

RAMIREZ, A. J.; JUHAS, M. Microstructural evolution in Ti-6Al-4V friction stir welds. **Materials Science Forum**, v. 432, p. 2999-3004, 2003.

RAMIREZ, A. J; LIPPOLD, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal Part I. Ductility and microstructural characterization. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, p. 259–271, 2004.

RANDLE, V. and ENGLER, O. **Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping**. CRC Press. 2000.

RAY, R. S. Rolling textures of pure nickel, nickel-iron and nickel-cobalt alloys. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 43, n. 10, p. 3861-3872, 1995.

RED-HILL R. E. **Physical Metallurgy Principles**. Second Edition. D. Van Nostrand Company. 1973. p. 627

REYNOLDS, A.P. Flow visualization and simulation in FSW. **Scripta Materialia**, v. 58, p. 338–342, 2008.

REYNOLDS, A. P.; POSADA, M.; DELOACH, J.; SKINNER, M. J.; HALPIN, J. AND LIENERT, T. J. Friction stir welding of austenitic stainless steels. In: PROCEEDINGS ON THE THIRD INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FSW, 2001, September, Kobe, Japan.

REYNOLDS, A.P.; SEIDEL, T.U. Simonsen, M. Visualization of material flow in a autogenous friction stir weld. In: PROCEEDING ON THE FIRST INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING. Thousand Oaks, CA, USA, 14-16. June 1999.

REYNOLDS, A.P.; TANG, W.; POSADA, M.; DELOACH, J. Friction stir welding of DH36 steel. **Science Technology Welding Joining**, v. 8, n. 6, p. 455-460, 2003.

RODRÍGUEZ J., RAMIREZ A. J. Dissimilar lap joint low carbon steel to alloy 625 by friction stir welding. IN: PROCEEDINGS ON THE NINTH INTERNATIONAL FRICTION STIR WELDING SYMPOSIUM. Hunstville-AI USA. 15-17 May, 2012.

ROWE, C.E.D.; MPHIL, W.T. **Advances in Tooling Materials for Friction Stir Welding**. Technical report TWI and Cedar Metals Ltd. 2005

RUSSELL, M.J.; SHERCLIFF, H.R. Analytical modelling of microstructure development in friction stir welding. In: PROCEEDINGS ON THE FIRST INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING. Thousand Oaks, CA, USA, 14-16. June 1999.

SANTOS, T.F.A.; HERMENEGILDO, T.F.C.; AFONSO, C.R.M.; MARINHO, R.R.; PAES, M.T.P.; RAMIREZ, A.J. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 15, p. 2937-2945, 2010.

SATO, Y.S.; ARKOM, P.; KOKAWA, H.; NELSON, T.W.; STEEL, R.J. Effect of microstructure on properties of friction stir welded Inconel Alloy 600. **Materials Science and Engineering A**, v. 477, p. 250-258, 2008.

SATO, Y. S.; KOKAWA, H.; IKEDA, K.; ENOMOTO, M.; JOGAN, S.; HASHIMOTO, T. Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32, p. 941-948, 2001.

SATO, Y.S.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J.; STEEL, R.J.; PETTERSSON, C.-O. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 397, p. 376–384, 2005.

SATO, Y.S.; SHIOTA, A.; KOKAWA, H.; OKAMOTO, K.; YANG, Q.; KIM, C. Effect of interfacial microstructure on the lap shear strength of friction stir spot weld of an aluminium alloy to a magnesium alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, p. 319–324, 2010.

SAUNDERS, N.; LI, X.; MIODOWNIK, A.P.; SCHILLÉ, J-PH. Modeling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Ni-based superalloys. **Journal of Materials Science**, v.39 (24), pp. 7237-7243, 2004.

SAUNDERS, N.; MIODOWNIK, A.P. Calphad calculation of phase diagrams a comprehensive guide. **Pergamos Materials Series**. UK. 1998.

SHAHZAD, M.; QURESHI, A. H.; WAQAS, H.; HUSSAIN, N. A case study of environmental assisted cracking in a low alloy steel under simulated environment of pressurized water reactor. **Materials and Design**, v. 32, p. 5154–5158, 2011.

SILVA, CLEITON CARVALHO. Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos. 2010. 325 p. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SIMAR, A.; PARDOEN, T.; MEESTER, B. Effect of rotacional material flow on temperature distribution in friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 4 p. 324, 2007.

SONG, K.H.; FUJII, H.; NAKATA, K. Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of friction stir welded Inconel 600. **Materials and Design**, v.30, p. 3972–3978, 2009.

SONG, K.H.; KIM, W.Y.; NAKATA, K., Evaluation of microstructures and mechanical properties of friction stir welded lap joints of Inconel 600/SS 400. **Materials and Design**, v. 35, p. 126-132, 2012.

SONG, K.H.; NAKATA, K. Effect of precipitation on post-heat-treated Inconel 625 alloy after friction stir welding. **Materials and Design**, v. 31, p. 2942–2947, 2010.

SORENSEN, C.D.; NELSON, T.W. Friction Stir Welding of Ferrous and Nickel Alloys. In: Mishra, R. S.; Mohoney, M. W. **Friction Stir Welding and Processing**. ASM International®. p 111-121 2007.

SORENSEN, C.D.; NELSON, T.W.; PACKER, S.M. Tool material for FSW of high-temperature alloys. In: PROCEEDING ON THE THIRD INTERNATIONAL FRICTION STIR WELDING SYMPOSIUM. Kobe, Japan, 27-28 September 2001.

SORENSEN, C.D.; NELSON, T.W.; PACKER, S.M.; STEEL, R. J. Innovative technology applications in FSW of high softening temperature materials. IN: PROCEEDINGS ON THE FIFTH INTERNATIONAL FSW SYMPOSIUM. Metz, France, 14-16 Sept 2004.

SORENSEN, C.D.; NELSON, T.W.; PACKER, S.M.; STEEL, R.J. Progress in Polycrystalline Cubic Boron Nitride FSW tooling. In: PROCEEDING ON THE FOURTH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING. Utah, USA, 14-16 May 2003.

STEEL, R.J.; PETTERSON, C.O.; PACKER, S.M.; SORENSEN, C.D.; SATO, Y.S.; NELSON, T.W.; STERLING, C.J. Friction Stir Welding of SAF 2507 (UNS S32750) Super Duplex Stainless Steel. **Stainless Steel World**, V. 16, p. 27-28, 30-31. 2004.

STERLING, C.J.; NELSON, T.W.; SORENSEN, C.D.; STEEL, R.J.; PACKER, S.M. IN: K.V. JATA, M.W. MAHONEY, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), **Friction Stir Welding and Processing II**, TMS, 2003, pp. 165–171.

SU, J.-Q.; NELSON, T.W., MISHRA, R.; MAHONEY, M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. **Acta Materialia**, v. 51, p. 713-729, 2003.

SUHUDDIN, U.F.H.R.; MIRONOV, S.; SATO, Y.S.; KOKAWA, H. Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 1962–1969, 2010.

TAVARES, S.M.O.; CASTRO, R.A.S.; RICHTER–TRUMMER, V.; VILAÇA, P.; MOREIRA, P.M.G.P.; DE CASTRO, P.M.S.T. Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: mechanical joint characterization. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.15, p. 312–318, 2010.

THOMAS, W.M.; NICHOLAS, E.D.; NEEDHAM, J.C.; MURCH, M.G.; TEMPLE-SMITH, P.; DAWE, C.J. Friction stir welding. **International Patent Application** No PCT/GB92/02203; 1991.

THOMAS, W. M.; THREADGILL, P.L.; NICHOLAS, E. D. Feasibility of friction stir welding steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 4, p. 365–72, 1999.

TORRES E.A., RAMIREZ A.J. União de juntas dissimilares Alumínio-Aço de chapas finas pelo processo de soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC). **Soldagem e Inspeção**, v. 16, n. 3, p. 265-273, 2011.

TORRES, Edwar Andrés. Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas de aço e da liga de alumínio 6063-T5. 2012. 184 p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

TRAN, V.X.; PAN, J. Failure modes of friction stir spot welds in cross-tension specimens of dissimilar aluminium sheets. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 15, p. 286–292, 2010.

UZUN, H.; DONNE, C.D.; ARGAGNOTTO, A.; GHIDINI, T. GAMBARO, C. Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 To X5CrNi18-10 stainless steel. **Materials and Design**, v. 26, p. 41–46, 2005.

WANG, C.; WU, X.; LIU, J.; XU, N. Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70. **Materials Science and Engineering A**. v. 438–440, p. 267–271, 2006.

WANG, R. Z.; LEI, T. C. Dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during hot rolling in the (F+A) two-phase range. **Scripta Metallurgical et Materialia**, v. 31, n. 9, p. 1193–1196. 1994.

WATANABLE, T.; TAKAYAMA, H.; YANAGISAWA, A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 178, p. 342–349, 2006.

WATSON, H. C.; WATSON, E. B.; FEI, Y. Diffusion of Au, Pd, Re, and P in FeNi alloys at High Pressure. **Geochimica et Cosmochimica Acta**, v. 72, p. 3550–3561, 2008.

WEI, L.Y.; NELSON, T.W. Correlation of microstructures and process variables in FSW HSLA-65 steel. **The Welding Journal**. v. 90, p. 95-101, 2011.

YASUI, T.; ISHII, T.; SHIMODA, Y.; TSUBAKI, M.; FUKUMOTO, M.; SHIMODA, T. Friction stir welding between Aluminium and steel with high welding speed. In: PROCEEDINGS ON THE FIFTH INTERNATIONAL FSW SYMPOSIUM. Metz, France, 14-16 Sept 2004.

YE, F.; FUJII, H.; TSUMURA, T. Friction stir welding of Inconel alloy 600. **Journal of Materials Science**, v. 41, p. 5376–5379, 2006.

YUNKER, M.L.; VAN ORMAN, J.A. Interdiffusion of solid iron and nickel at high pressure. **Earth and Planetary Science Letters**, v. 254, p. 203–213, 2007.