

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

**QUALIFICAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DO PROCESSO DE
SOLDAGEM *FHPP* APLICADO NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205**

Cleber Rodrigo de Lima Lessa

Tese para obtenção do Título de
Doutor em Engenharia

Porto Alegre, Abril de 2016

Cleber Rodrigo de Lima Lessa

**QUALIFICAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DO PROCESSO DE
SOLDAGEM *FHPP* APLICADO NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205**

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Escola de Engenharia da UFRGS, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e
Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre
Abril de 2016

CIP - Catalogação na Publicação

Lessa, Cleber Rodrigo de Lima
QUALIFICAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DO PROCESSO DE
SOLDAGEM FHPP APLICADO NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205 / Cleber
Rodrigo de Lma Lessa. -- 2016.
123 f.

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de
Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e
de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2015.

1. Reparo de estruturas. 2. Aço inox duplex. 3. *FHPP*. 4. Intermetálicos. I.
Strohaecker, Telmo Roberto, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS
com os dados fornecidos pelo autor.

Cleber Rodrigo de Lima Lessa

**QUALIFICAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DO PROCESSO DE
SOLDAGEM FHPP APLICADO NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205**

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Escola de Engenharia da UFRGS, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker

Aprovado pela Banca Examinadora em Abril de 2016.




Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGE3M/UFRGS, Porto Alegre



Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS, Caxias do Sul



Prof. Dr^a. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro, DEMEC/UFRGS, Porto Alegre



Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo, LAMEF/UFRGS, Porto Alegre

Dedico esta Tese
a minha mãe Soeni C. Ribeiro de Lima
ao meu tio Édes José Ribeiro de Lima (Dédi)
e a memória de minha vó Hilda Ribeiro de Lima

AGRADECIMENTOS

Ao concluir uma etapa importante é necessário agradecer àqueles que, de forma ou outra, contribuíram com a conquista ou simplesmente estiveram ao nosso lado, pois ninguém trabalha sozinho e, sem apoio, nada somos.

Agradeço ao meu orientador Telmo Strohaecker pelo forte apoio durante meu mestrado e doutorado, que mesmo a certa distância teve a maestria de simplificar todo o trabalho.

À Virginia Helfer pelo carinho e paciência.

Ao colega de profissão Arlan Figueiredo pelas discussões técnicas, apoio e amizade. Em especial ao Douglas Martinazzi e Rodrigo Machado pelo suporte técnico, trabalho em conjunto, contribuições e sugestões.

Aos colegas e amigos do LAMEF Diogo Busati, Bill Paiva, Vagner Costa, Jéfferson Haag, Diego Vieira, João Herrmann, Francisco Bandeira, Facundo Lopez, Rafael Eugênio, Késsia Garcia e Cláudia Fanezi, pelo suporte técnico nos processamentos e análises.

Aos amigos Glauber Titton e Diego Belato pelos aconselhamentos.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul, aos técnicos administrativos e aos professores pela oportunidade de obter um ensino de qualidade.

“A verdadeira viagem de descobrimento não consiste em procurar novas paisagens,
mas em ter novos olhos”.

Marcel Proust

RESUMO

O objetivo deste estudo é qualificar reparos realizados através do processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível (SFPC), ou *Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)* em chapas de aço inox duplex SAF 2205 (AID UNS S31803). Em paralelo, fazer uma comparação relativa ao mesmo material reparado com o processo *TIG (GTAW)*. Após a obtenção das juntas reparadas em ambos os processos, estas passaram por rigorosa análise microestrutural e ensaios mecânicos para, dessa forma, qualificá-las através de critérios usuais recomendados em normas para utilização no restauro de estruturas que utilizam o material em questão.

Foi utilizada a simulação termodinâmica para prever possíveis fases intermetálicas. Foram investigadas as propriedades metalúrgicas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura, fractografia e Difração de Raios-X além de ensaios de corrosão. Já as propriedades mecânicas foram averiguadas através de ensaios de impacto, de dobramento e perfis de microdureza.

Após qualificar ambos os processos com o objetivo de reparar estruturas que utilizam AID SAF 2205, foi obtida uma junta soldada livre de defeitos com os parâmetros aplicados: força aplicada em 25 kN, velocidade 7000 RPM, *burn-off* 9 mm e forjamento pelo período de 10 segundos. Dessa forma, o *FHPP* provou ser um processo de acordo aos critérios recomendados em normas.

Palavras-chave: Reparo de estruturas, Aço inox duplex, *FHPP*, Intermetálicos.

ABSTRACT

The aim of this study is qualify repairs made through Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) in plates of duplex stainless steel SAF 2205 (AID UNS S31803). In same time make a comparation with the Gas Tungsten Arc Welding processing (GTAW) using the same material. The processed joints repairs will be analyzed in microstructural and mechanical tests to qualify using criteria according standards used for structural repairs in this material.

Was utilized the thermodynamics simulation to predict possible intermetallic phases. Were investigated the metallurgical properties with scanning electron microscope, fractography and X -ray diffraction in addition to corrosion test. The mechanical properties were investigated with impact tests, bending test and micro hardness profile.

After qualify both repair processes using stainless steel sAF 2205, was obtained a weld free of defects with applied parameters: force 25 kN, speed 7000 rpm, bunr-off 9 mm and forging force during 10 seconds. Thus, the FHPP proved a suitable process according standards recommendations.

Keywords: structural repair, duplex stainless steel, FHPP, intermetallic.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1. Propriedades dos aços inoxidáveis. YS: tensão de escoamento, UTS: limite de resistência	21
Figura 2. 2. Ensaio Charpy V, de tenacidade ao impacto. Espessura 5.00 mm.....	21
Figura 2. 3. Potencial de pitting dos diferentes aços inoxidáveis	21
Figura 2. 4. (a) Microestrutura do AID UNS S31803 solubilizado por 30 minutos a 1050°C e resfriado em água. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 30% HNO ₃ . (b) Barra forjada de aço ASTM A182 resfriada ao ar a partir de 1000°C. F: Ferrita; A: Austenita. Os contornos de grão tem aspecto serrilhado, porque a completa recristalização e crescimento de grão, durante o trabalho a quente, foram interrompidos com o resfriamento ao ar	22
Figura 2. 5. Estado de tensão em torção com placas de austenita alinhadas (a) ao longo do eixo x de torção e paralelo à tensão máxima de cisalhamento $\epsilon = 0$ e (b) paralelo a direção de tensão principal com deformação máxima	22
Figura 2. 6. Diagrama de Schaeffler	23
Figura 2. 7. Sequências de solidificação típicas de aços inoxidável. Além da fase primária que se forma do líquido estão indicados, também, aspectos morfológicos importantes do produto bruto de fusão	24
Figura 2. 8. Corte vertical do diagrama de fases Fe-19%Cr-Ni. Mostra os modos de solidificação...26	
Figura 2. 9. Diagrama ternário Fe-Cr-Ni.....	26
Figura 2. 10. Diagramas pseudobinários e com variações de %Cr e %Ni. (a) 70% Fe, (b) 60% Fe .27	
Figura 2. 11. Diagrama com destaque nas linhas liquidus e solidus nos diagramas binários Fe-Cr, Fe-Ni e Cr-Ni e suas correlações com o diagrama ternário.....	27
Figura 2. 12. Diagrama que mostra a solubilidade o N numa liga Fe-Cr-Ni em 1600°C	31
Figura 2. 13. Corte isotérmico do diagrama Fe-Cr-Ni em 1200°. Influência do N na formação de δ e γ	32
Figura 2. 14. Solubilidade do N em 1600° na liga Fe-Cr-Mn	33
Figura 2. 15. Efeitos dos elementos na solubilidade do N na liga Fe-18%Cr- [*] %Ni a 1600° a 1atm N ₂	34
Figura 2. 16. Diagrama Cr-C	36
Figura 2. 17. Esquema mostrando o diagrama pseudobinário Cr-Ni, a partição térmica e possíveis intermetálicos de um aço SAF 2205.....	40
Figura 2. 18. Curva TTT esquemática dos possíveis intermetálicos em aços inoxidáveis duplex	41
Figura 2. 19. Desenho esquemático que mostra a evolução microestrutural lamelar.....	41
Figura 2. 20. Fases δ , M ₂₃ C ₆ , σ e γ 2 coexistindo ao final da reação eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$. Micrografia de Transmissão mostrando o carboneto M ₂₃ C ₆ nucleado na interface δ/γ no aço inoxidável duplex UNS 31803 (SAF 2205) envelhecido a 800°C por (a) 15 minutos (b) 120 min. Modificado (LEE et al., 1999)	42
Figura 2. 21. Esquema que mostra a transformação $\chi \rightarrow \sigma$	42
Figura 2. 22. Representação esquemática da precipitação de χ e σ no AID	43

Figura 2. 23. Fotomicrografia mostrando: a) precipitação da γ_2 a partir da γ_1 , b) Precipitação da γ_2 a partir de uma inclusão composta por O, Al, Mg e Ca em um aço inoxidável duplex UNS S2205	43
Figura 2. 24. Esquema mostrando a precipitação cooperativa de nitreto e γ_2 na interface α/γ_1	44
Figura 2. 25. Solubilidade do nitrogênio na ferrita e na austenita	45
Figura 2. 26. Nitretos (a) intergranular e (b) intragranular	45
Figura 2. 27. Etapas e processamento	47
Figura 2. 28. Ilustração esquemática das etapas durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional. I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: Forjamento	48
Figura 2. 29. Esquema mostrando os detalhes do processo TIG	50
Figura 3. 1. Vareta consumível como recebida. Diâmetro 2 mm	53
Figura 3. 3. Croqui mostrando as geometrias dos materiais confeccionados para os ensaios	53
Figura 3. 4. Croqui mostrando as geometrias dos materiais confeccionados para os ensaios	54
Figura 3. 5. Máquina para processamento <i>FHPP</i> MSA 50	55
Figura 3. 6. Processo de Soldagem TIG. (a) Bocal com eletrodo dW/ThO ₂ . (b) Início da poça de fusão. (c) introdução do consumível AWS ER2209. (d) Vazão de gás de proteção após o preenchimento. (e) Reparo realizado. (f) Chapa para análise química conforme AWS A5.9	57
Figura 3. 7. Manta Refratária a base de fibra cerâmica	58
Figura 3. 8. (a) Desenho esquemático. (b) Detalhe dos fixadores	58
Figura 3. 9. Posições dos Termopares para <i>FHPP</i> e TIG	59
Figura 3. 10. Mostra os TP acoplados no MB, todos fixos para proceder com o processamento	59
Figura 3. 11. Microdurômetro utilizado	60
Figura 3. 12. Desenho esquemático de como foram feitos os perfis de microdureza	61
Figura 3. 13. Desenho mostrando a extração do CP Charpy da junta soldada <i>FHPP</i>	62
Figura 3. 14. Esquemático do CP para Charpy conforme norma ASTM E8	62
Figura 3. 15. Macrografia para determinação do tamanho do CP e localização do entalhe	62
Figura 3. 16. (a) Amostras sendo preparadas. (b) CPs c/ ataque macrográfico para determinar entalhe	63
Figura 3. 17. (a) Vista superior do CP Charpy com entalhe. (b) Vista frontal	63
Figura 3. 18. Caixa térmica contendo os CPs para os ensaios Charpy	63
Figura 3. 19. Colocação do CP para ensaio	64
Figura 3. 20. Padrão da fratura através do percentual de cisalhamento.	64
Figura 3. 21. CP esquemático para ensaio de dobramento conforme da ASTM A370	65
Figura 3. 22. (a) Dispositivo para flexão em três pontos. (b) na máquina. (c) CP fixo para ensaio ...	65
Figura 4. 1. Material como recebido, ambos na direção de laminação. (a) barra chata para o MB. (b) barra redonda para os Pinos. Ataque: Behara modificado	68
Figura 4. 2. Microestrutura da vareta TIG como recebida: Behara modificado	69
Figura 4. 1. (a) O Pino sendo rotacionado. (b) Pino pressionado contra o MB. (c) união	69

XII

Figura 4. 2. Aquisição de dados nas diferentes condições de soldagem	70
Figura 4. 3. Micrografias. (a) 5G2. (b) 10G2. (c) 18G2. (d) 18G1. (e) 25G2. Behara modificado	70
Figura 4. 4. Micrografia 18G1 em maior aumento. Behara modificado	71
Figura 4. 5. Micrografia 18G2 em maior aumento. Behara modificado	71
Figura 4. 6. Micrografia 25G2 em maior aumento. Behara modificado	72
Figura 4. 7. Esquema mostrando as zonas formadas. ZM, ZTA-Pino, ZTA-Pino, ZTMA-MB, ZTA-MB	73
Figura 4. 8. Macrografia 25 kN.....	73
Figura 4. 9. 25 kN. Micrografias referentes às regiões A, B e C da Figura 4. 8	74
Figura 4. 10. Amostra 25 kN. Perfil de microdureza ao longo das zonas	75
Figura 4. 11. Macrografia mostrando os TPs das amostras de 12 e 28 mm respectivamente	77
Figura 4. 12. Força 25 kN e base com 12 mm de espessura	78
Figura 4. 13. Força 25 kN e base com 28 mm de espessura	79
Figura 4. 14. Microestruturas formadas na posição TP1. (a) 12mm. (b) 28mm	80
Figura 4. 15. Microestruturas formadas na posição TP2 e TP3. (a) e (c) 12mm. (b) e (d) 28mm.....	81
Figura 4. 16. Alguns dos CPs rompidos durante o ensaio. O 4º não rompeu.	83
Figura 4. 17. Espessura 12 mm. (a) Fratura. (b) Lateral a fratura mostrando a macrografia	83
Figura 4. 18. Espessura 28 mm. (a) Fratura. (b) Lateral a fratura mostrando a macrografia	84
Figura 4. 19. (a) CP durante ensaio. (b) CP ensaiado.....	84
Figura 4. 20. CP ensaiado sob diferentes pontos de vista.....	85
Figura 4. 21. Macrografia TIG 12 mm	86
Figura 4. 22. Resultado do EDS.....	86
Figura 4. 23. Micrografias TIG 12 mm da região A indicada na Figura 4. 21	87
Figura 4. 24. Micrografias TIG 12 mm da região B indicada na Figura 4. 21	87
Figura 4. 25. Micrografias TIG 12 mm da região C indicada na Figura 4. 21	88
Figura 4. 26. Micrografias TIG 12 mm da região D indicada na Figura 4. 21	88
Figura 4. 27. Micrografias que mostram a Zona Fundida da solda TIG 12 mm	89
Figura 4. 28. Macrografia TIG 28 mm	89
Figura 4. 29. Micrografias TIG 28 mm da região A indicada na Figura 4. 28	90
Figura 4. 30. Micrografias TIG 28 mm da região B indicada na Figura 4. 28	90
Figura 4. 31. Micrografias TIG 28 mm da região C indicada na Figura 4. 28	91
Figura 4. 32. Micrografias TIG 28 mm da região D indicada na Figura 4. 28	91
Figura 4. 33. Micrografias que mostram a Zona Fundida da solda TIG 28 mm	92
Figura 4. 34. Amostra TIG 12 mm. Perfil de microdurezas ao longo das zonas	92
Figura 4. 35. Amostras para Charpy com defeitos.....	93
Figura 4. 36. CP TIG ensaiado sob diferentes pontos de vista.....	95
Figura 4. 37. curva de polarização cíclica dos CPs ZM-FHPP e ZF-TIG	95
Figura 4. 38. i (mA/cm ²) versus E (mV).....	96
Figura 4. 39. Diagrama de fases para a mistura Pino/MB	98
Figura 4. 40. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura	99

XIII

Figura 4. 41. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura ampliado.....	100
Figura 4. 42. Gráfico da atividade em função da temperatura – Pino/MB	101
Figura 4. 43. Gráfico da atividade em função da temperatura ampliado – Pino/MB	101
Figura 4. 44. Diagrama de fases para a mistura Vareta/MB.....	102
Figura 4. 45. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura. a) 10%, b) 50%	104
Figura 4. 46. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura ampliado. a) 10%, b) 50%	105
Figura 4. 47. Gráfico da atividade em função da temperatura – Vareta/MB. a) 10%, b) 50%.....	106
Figura 4. 48. Gráfico da atividade em função da temperatura ampliado – Vareta/MB. a) 10%, b) 50%	107
Figura 4. 49. Difrátograma referente à amostra soldada por <i>FHPP</i>	108
Figura 4. 50. Micrografias com destaque na fase χ . Ataque: Behara modificado	108
Figura 4. 51. EDS das fases γ , α and χ (% em peso)	109
Figura 4. 52. Resultante da análise para detectar os percentuais da fase χ no processo <i>FHPP</i> 12109	
Figura 4. 53. Resultante da análise para detectar os percentuais da fase χ no processo TIG 28 ...	110
Figura 4. 54. Micrografia TIG 28 mm. a) Região A; b) Região B; c) Região C; d), e) e f) Região D	111

LISTA DE TABELAS

Tabela 2- 1. Morfologias das fases e descrições	39
Tabela 3-1. Composição química da liga SAF 2205 conforme certificado do fornecedor	52
Tabela 3-2. Propriedades mecânicas da liga SAF 2205	52
Tabela 3-3. Composição química da vareta consumível conforme certificado do fornecedor	52
Tabela 3-4. Resumo das mudanças na geometria	54
Tabela 3-5. Parâmetros de Força de Soldagem <i>FHPP</i> que foram utilizadas	55
Tabela 3-6. Parâmetros de Soldagem <i>FHPP</i>	55
Tabela 3-7. Geometrias e Forças da Etapa I	56
Tabela 3-8. Geometria e Força da Etapa II	56
Tabela 3-9. Parâmetros de Soldagem TIG	57
Tabela 4- 1. Composição química da liga SAF 2205 como recebida	68
Tabela 4- 2. Composição química da vareta consumível conforme certificado do fornecedor	68
Tabela 4- 3. 25 kN. Percentuais de fases γ e α , espaçamento γ	75
Tabela 4- 4. Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy para <i>FHPP</i>	82
Tabela 4- 5. Parâmetros do processo TIG	85
Tabela 4- 6. Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy para TIG. 4 CPs para cada condição	94
Tabela 4- 7. Percentuais de intermetálicos na região 1 dos processos <i>FHPP</i> e TIG	110

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AID	Aço inoxidável duplex
ASTM	ASTM International
<i>FHPP</i>	<i>Friction Hydro Pillar Processing</i>
<i>FSW</i>	<i>Friction Stir Welding</i>
HV	Dureza Vickers
MB	Material Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
rpm	rotações por minuto
RX	Raios "X"
SFPC	Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível
TIG	Processo de Soldagem <i>Tungstem Inert Gas</i>
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada
ZTA-Pino	Zona Termicamente Afetada no Pino;
ZTMA-Pino	Zona Termomecanicamente Afetada no Pino;
ZTMA-MB	Zona Termomecanicamente Afetada no Metal Base;
ZTA-MB	Zona Termicamente Afetada no Metal Base.
α	Fase Alfa - Ferita
γ	Fase Gama - Austenita
δ	Fase Delta
σ	Fase Sigma
χ	Fase Chi

SUMÁRIO

RESUMO.....	VIII
ABSTRACT	IX
LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XV
SUMÁRIO.....	XVI
1.0 INTRODUÇÃO	18
2.0 REVISÃO DA LITERATURA	20
2.1 Aços Inoxidáveis Duplex	20
2.2 Aspectos metalúrgicos dos AID	24
2.3 Influência dos Elementos de Liga no Diagrama Ternário.....	28
2.4 Morfologia das fases	39
2.5 Precipitação de fases intermetálicas	40
2.5.1. Fase Sigma (σ)	41
2.5.2. Fase Chi (χ)	42
2.5.3. Austenita Secundária (γ_2).....	43
2.5.4. Precipitação de $M_{23}C_6$	44
2.5.5. Nitretos de Cromo (Cr_2N e CrN).....	44
2.6 Processo de Soldagem por Atrito/Fricção	46
2.6.1. Processo de Soldagem/Reparo por Fricção com Pino Consumível.....	46
2.7 Processo de Soldagem/Reparo por TIG	50
2.8 Resistência ao impacto	51
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	52
3.1. Material Base	52
3.2. Consumível de Solda	52
3.3. Geometrias entre Pino e MB	53
3.4. Equipamentos e Parâmetros de Soldagem.....	54
3.5. Aquisição de Temperaturas	58
3.6. Avaliação Macro e Microestrutural	59
3.7. Avaliação de Microdureza	60
3.8. Ensaio de Impacto Charpy	61
3.9. Ensaio de Dobramento.....	65
3.10. Simulações Termodinâmicas	66
3.11. Ensaio de Corrosão	66
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	68
4.1. Materiais – análise química e microestrutural	68
4.2. Processamentos iniciais da soldagem <i>FHPP</i> (Etapa I).....	69

4.3. Novos processamentos <i>FHPP</i> (Etapa II).....	77
4.3.1. Aquisição Térmica	77
4.3.1.1. Características microestruturais	80
4.3.2. Ensaio de Impacto	82
4.3.3. Ensaio de Dobramento	84
4.4. Processamentos TIG.....	85
4.4.1. Características microestruturais.....	85
4.4.2. Ensaio de Impacto	93
4.4.3. Ensaio de Dobramento.....	94
4.5. Ensaio de Corrosão.....	95
4.6. Considerações sobre os processamentos e ensaios	96
4.7. Intermetálicos previstos nas simulações	97
4.7.1. Pino/MB	97
4.7.2. Vareta/MB	102
4.8. Intermetálicos encontrados nos pós-processamentos	107
4.9. Considerações sobre os Intermetálicos	112
5.0 CONCLUSÕES	114
6.0 TRABALHOS FUTUROS.....	117
7.0 REFERÊNCIAS	118

1.0 INTRODUÇÃO

O reparo através da Soldagem por Fricção com Pino Consumível conhecido como *Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)* trata-se de um processo que ocorre em estado semissólido. Por este processo, quando se necessita restaurar uma estrutura metálica qualquer, por esta conter uma descontinuidade, retira-se esse defeito através da usinagem de um furo de geometria simétrica à normal da estrutura para, posteriormente, rotacionar um pino consumível, de geometria semelhante ao furo, para prensá-lo coaxialmente contra o mesmo. Normalmente se utiliza o mesmo material da estrutura para o reparo. O atrito necessário para mistura metalúrgica entre estes dois materiais ocorre ao prensar o pino contra o furo enquanto este é rotacionado. Essa mistura possibilita uma estrutura livre do defeito. Ou seja, a energia gerada pelo atrito, mistura e plastifica ambos os materiais permitindo eliminar a descontinuidade.

Este processo possui grande potencial econômico e, atualmente, existem poucos estudos sobre o processo no Brasil e exterior. O *FHPP* tem potencial para atender a demanda de reparos em estruturas de plataformas, navios e demais equipamentos utilizados em indústrias químicas, de óleo e gás.

Diferente de outros processos ditos convencionais, existem as vantagens de: poder reparar a estrutura com a planta e/ou o equipamento em funcionamento, pois não envolve fusão do material, logo possibilita uma baixa distorção estrutural e, portanto, baixa tensão residual. Além disso, o processo é considerado limpo por não gerar resíduos ambientais, devido a ausência gases nocivos gerados por eletrodos de solda, além da eliminação de respingos durante o processamento. Desta forma, as vantagens têm implicações econômicas, ambientais, metalúrgicas e mecânicas, pois através do *FHPP* pode-se alcançar grande integridade metalúrgica, mesmo quando processado de forma subaquática em qualquer profundidade de forma automatizada, sem qualquer mudança nos parâmetros ou na qualidade da solda. (AMBROZIAK; GUL, 2007; BLAKEMORE, 1999; MEYER et al., 2001; SANTOS et al., 2012)

Até então, os poucos estudos realizados para reparos por atrito não trataram de aços inoxidáveis duplex. Na pesquisa desenvolvida neste trabalho, o estudo se deu sobre o aço inoxidável duplex (AID) SAF 2205. Este material tem tido um aumento considerável em sua utilização nas indústrias citadas anteriormente e, portanto, esse fato torna o SAF 2205 interessante do ponto de vista tecnológico e econômico.

Quando se atenta na questão metalúrgica, este material tem microestruturas que consistem em parcelas aproximadamente iguais das fases ferrita e austenita.

Do ponto de vista de projeto, as estruturas industriais precisam ser restauradas devido aos desgastes e/ou falhas que ocorrem. A manutenção mais usual é a soldagem através do processo de soldagem TIG (GTAW), com diversas implicações técnicas (utilização de gases, parada de produção, etc.) e metalúrgicas (fases resultantes frágeis, intermetálicas e/ou carbonetos complexos), que demandam custo e geram riscos à integridade mecânica do material.

O objetivo deste trabalho é investigar a utilização do *FHPP* e assim o qualificar de forma semelhante aos que os reparos convencionais são qualificados, através de ensaios padrões e normatizações. Além disso, pretende-se ir além dos ensaios convencionais e trazer novas informações sobre fases intermetálicas precipitadas durante os processamentos, suas consequências na avaliação microestrutural e desempenho em corrosão.

Para tanto foram produzidas soldas, com base em referências, para averiguar os melhores parâmetros. Após determinados os melhores parâmetros de processamento, estes foram mantidos constantes e foi variada a espessura do material, obtendo-se diferentes aportes térmicos e, possivelmente, diferentes propriedades mecânicas e metalúrgicas. Tais características foram avaliadas a partir de ensaios e análises, como: macrografia e micrografia, espaçamento interaustenítico, percentual de ferrita e de austenita, avaliação de percentual de intermetálicos, perfis de microdurezas, ensaio de impacto Charpy, dobramento e desempenho quanto à corrosão. Tantos os ensaios quanto as análises mencionadas atendem e até mesmo ultrapassam os quesitos necessários para a qualificação de uma junta soldada convencional. Adicionalmente alguns dos processamentos foram produzidos com monitoramento de temperaturas através de termopares inseridos próximo a zonta termicamente afetada (ZTA) em diferentes alturas da junta soldada.

No Capítulo 2 é apresentada a Revisão da Literatura utilizada para a compreensão do tema estudado. No Capítulo 3 é descrita a Metodologia Experimental que foi aplicada. Os Resultados e Discussão são apresentados conjuntamente no Capítulo 4. As Conclusões da Tese são apresentadas no Capítulo 5. As Referências e Trabalhos Futuros estão contidos nos Capítulos 6 e 7, respectivamente.

2.0 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis (AI) são uma importante classe de materiais usados em engenharia em diversos ambientes. Os AI fazem parte da classe dos aços denominados alta liga, cujas bases químicas principais são formadas por elementos Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Para ser classificado como inoxidáveis, estes aços precisam ter um mínimo de 10,5% em solução do elemento Cromo. Esse percentual é suficiente para que um AI forme uma camada passiva para prevenir posterior oxidação em ambientes agressivos. O ambiente é importante na questão da corrosão, pois interfere diretamente na proteção realizada pela camada passiva. Por estas questões é comum ser citado que este aços possuem no mínimo 12%Cr, pois como parte desse Cr forma carbonetos ou outros intermetálicos, acaba reduzindo o percentual de Cr na matriz, até mesmo podendo chegar em níveis que onde é difícil suportar a corrosão imposta pelo ambiente (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Existem cinco grandes classes de aços inoxidáveis: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e os endurecidos por precipitação. Mas o objetivo deste trabalho é a investigação de processamento do aço inoxidável duplex (AID) SAF 2205. O mercado brasileiro tornou-se importante para aços inoxidáveis duplex devido ao desenvolvimento das atividades de petróleo e gás, e devido ao processamento de açúcar, álcool, indústrias de papel e celulose (FARIA et al., 2010).

Os AID possuem uma estrutura mista de ferrita, de célula unitária Cúbica de Corpo Centrada (CCC) e austenita, de célula unitária Cúbica de Face Centrada (CFC). Dessa forma, são caracterizados por uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. A microestrutura e combinação de propriedade são obtidas, pelo aumento dos teores de cromo, molibdênio e Nitrogênio em relação aos aços austeníticos e ferríticos (MARTINS; CASTELETTI, 2009). As duas microestruturas obtidas colaboram com um alongamento intermediário e uma melhor tensão de escoamento e tensão máxima em relação aos aços inoxidáveis AISI SAE austeníticos (304) e ferríticos (439) (Figura 2. 1). A Figura 2. 2 é referente ao ensaio de tenacidade ao impacto que também mostra superioridade aos aços AISI SAE 304 e 439. Na Figura 2. 3, referente à comparação de potencial de pites, é possível destacar a superioridade dos aços Duplex (2XXX) (FARIA et al., 2010).

Figura 2. 1. Propriedades dos aços inoxidáveis. YS: tensão de escoamento, UTS: limite de resistência

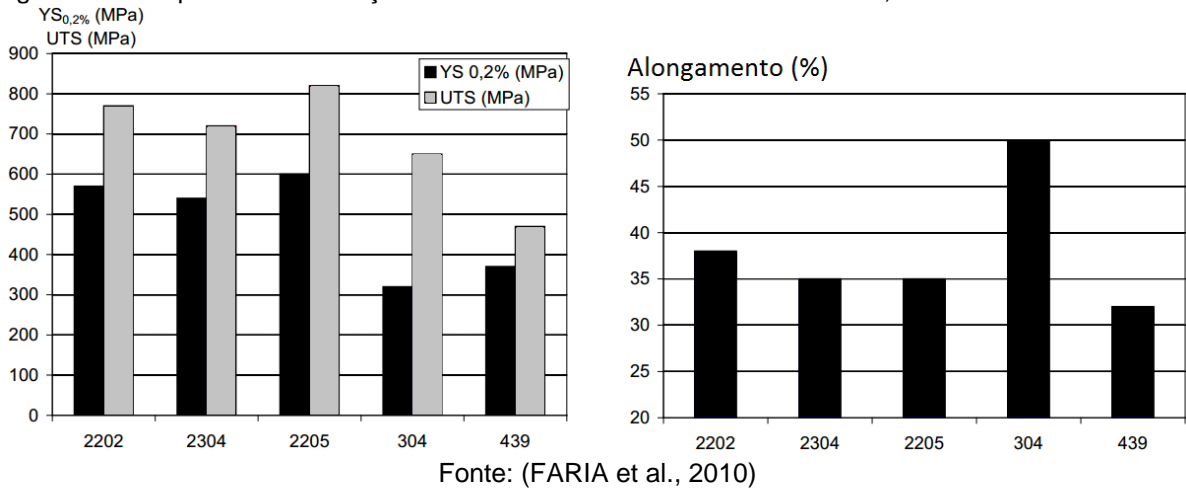


Figura 2. 2. Ensaio Charpy V, de tenacidade ao impacto. Espessura 5.00 mm

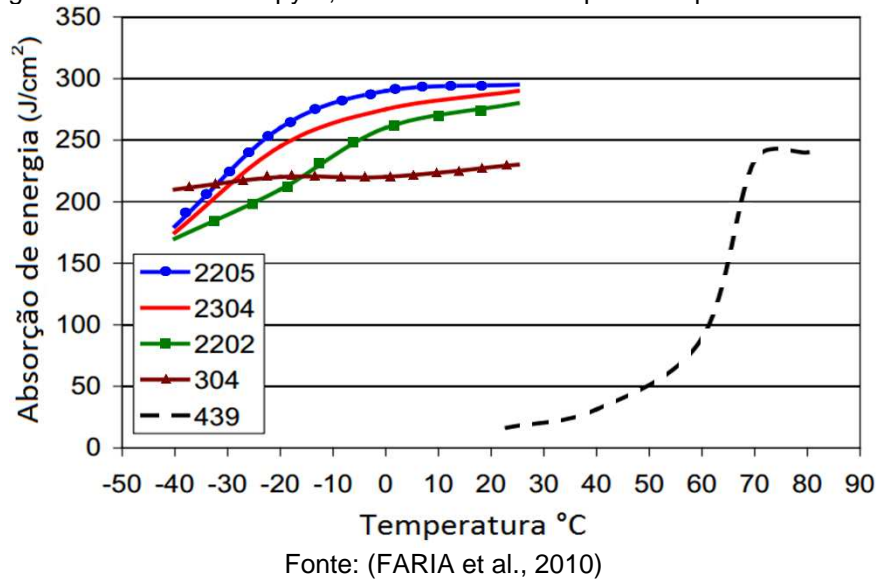
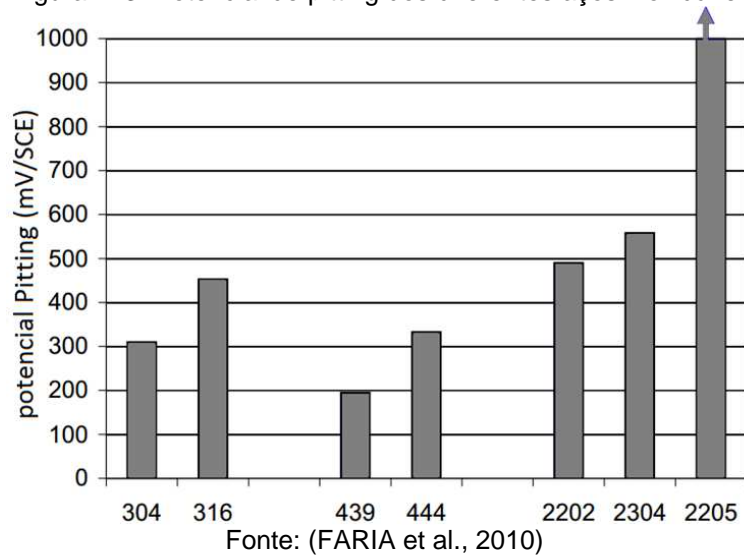


Figura 2. 3. Potencial de pitting dos diferentes aços inoxidáveis



Enquanto os elementos Cr e Ni aumentam a resistência à corrosão, o Nitrogênio, como soluto intersticial tem efeito favorável na resistência mecânica. Estas alterações de composição química, entretanto, aumentam a estabilidade da fase sigma (σ) e possibilita o aparecimento de algumas fases, especialmente a chamada fase chi (χ) $\text{Fe}_{30}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$, entre outras fases e carbonetos complexos que podem precipitar e fragilizar o material, (COLPAERT, 2008; MARTINS et al., 2007). A Figura 2. 4 e a Figura 2. 5, apresentam estruturas de aços inoxidáveis duplex.

Figura 2. 4. (a) Microestrutura do AID UNS S31803 solubilizado por 30 minutos a 1050°C e resfriado em água. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 30% HNO_3 . (b) Barra forjada de aço ASTM A182 resfriada ao ar a partir de 1000°C. F: Ferrita; A: Austenita. Os contornos de grão tem aspecto serrilhado, porque a completa recristalização e crescimento de grão, durante o trabalho a quente, foram interrompidos com o resfriamento ao ar

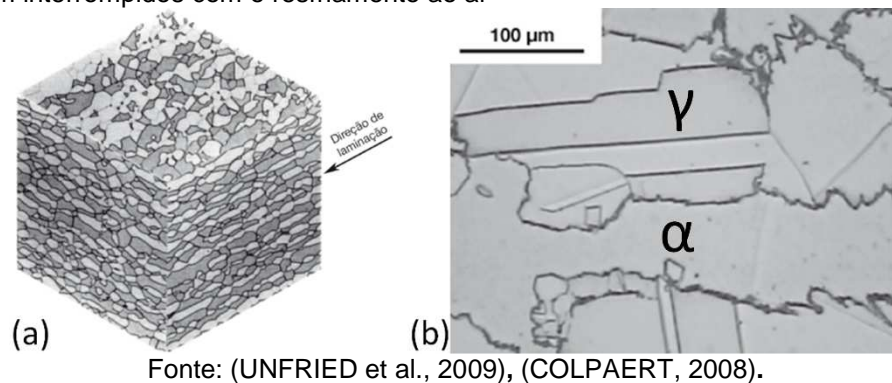
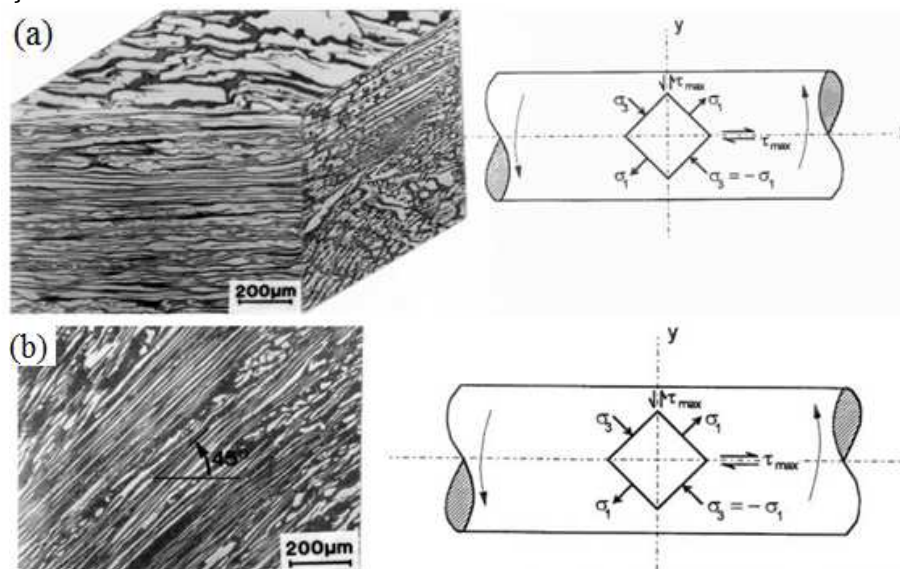
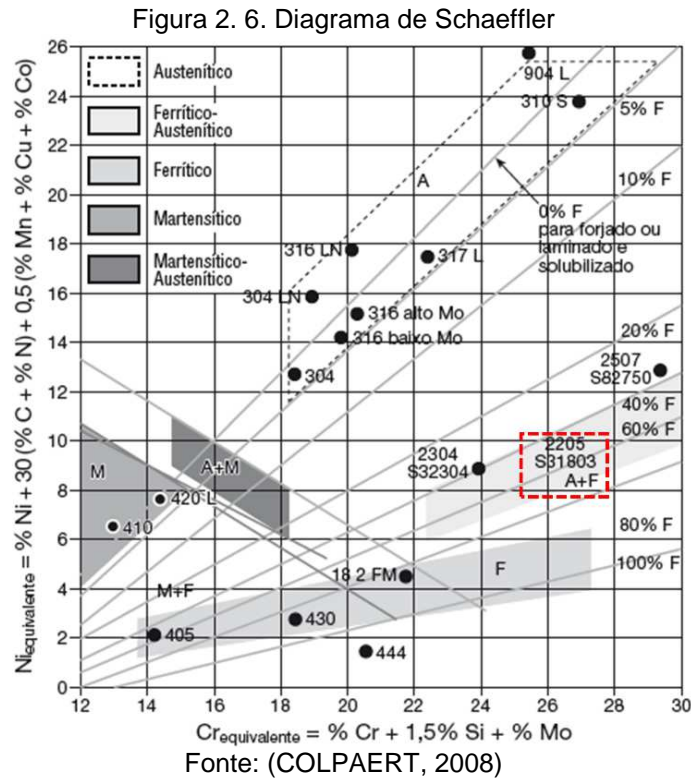


Figura 2. 5. Estado de tensão em torção com placas de austenita alinhadas (a) ao longo do eixo x de torção e paralelo à tensão máxima de cisalhamento $\epsilon = 0$ e (b) paralelo a direção de tensão principal com deformação máxima



O duplex SAF 2205, com aproximadamente 22%Cr e 5%Ni, com C_{req} e Ni_{eq} entre 25-26% e 7-9%, respectivamente, destacados no diagrama de Schaeffler, que

mostra tanto o %Cr equivalente em relação aos outros elementos químicos, quanto o %Ni equivalente (Figura 2. 6), é comumente usado em indústrias que necessitam maior resistência à corrosão e resistência mecânica. (FARIA et al., 2010).



A produção do AID teve um crescimento de 100%, na última década. A produção da classe duplex, a nível mundial, representa menos de 200.000 toneladas, ou seja, menos de 1% da produção total de AI. Esse número baixo em relação aos inoxidáveis convencionais é devido as aplicações do AID, que em sua maioria se concentra em componentes com necessidade de elevada resistência à corrosão, encontrados nas indústrias de processamento (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009), tais como:

- ✓ Química;
- ✓ Petroquímica, *off-shore*, Manifolds, umbilicais;
- ✓ Navios químicos, sub-sea;
- ✓ Indústria de celulose e papel;
- ✓ Equipamentos de controle de poluição, de segurança;
- ✓ Dessalinização da água do mar.

2.2 Aspectos metalúrgicos dos AID

A sequência de solidificação, tanto nos AI austeníticos quanto nos AID, durante a cristalização primária, exerce uma forte influência nas propriedades. Delimitando-se no diagrama de Schaeffler (Figura 2. 6), observa-se que nas faixas especificadas para diversos aços austeníticos (γ) é possível se ter composições dentro da região em que alguma ferrita estará presente. Portanto, pode-se ter alguma fração de ferrita delta (δ) sem que isso indique, necessariamente, um desvio de composição química. Além disso, como a solidificação dos aços raramente permite que ocorra redistribuição perfeita dos solutos substitucionais (em grande quantidade nestes aços), a segregação de solidificação pode causar o aparecimento de ferrita. Por fim, algumas composições podem solidificar formando ferrita em equilíbrio e, posteriormente, pode ser dissolvida (solubilização). A Figura 2. 7 apresenta um resumo dos possíveis modos de solidificação.

Figura 2. 7. Sequências de solidificação típicas de aços inoxidável. Além da fase primária que se forma do líquido estão indicados, também, aspectos morfológicos importantes do produto bruto de fusão

Modo de solidificação	γ	γ - δ	δ - γ	δ		
Seqüências de solidificação						 Líquido Ferrita Austenita
Fase primária	γ		δ			
Microestrutura	γ	Dúplex: $\delta + \gamma$				
Características da microestrutura		$\delta + \gamma$ Acicular	$\delta + \gamma$ Acicular/ Em rede	$\delta + \gamma$ Em rede/ Vermicular (Esqueleto)/ Dendrítica	$\delta + \gamma$ Em rede/ Vermicular (Esqueleto)/ Interdendrítica	

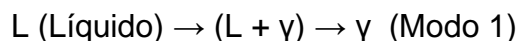
Fonte: Adaptado de (COLPAERT, 2008).

O tipo de solidificação pode possibilitar a ocorrência de trinca a quente na zona fundida (ZF) da solda e na zona termicamente afetada (ZTA). Também pode gerar precipitação de fases de baixo ponto de fusão no contorno de grão (FOLKHARD et al., 1988).

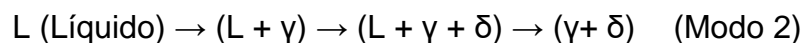
Conforme visto na figura anterior, existem quatro modos de solidificação propostos:

- ✓ Austenítico (γ);
- ✓ Austenoferrítico (γ - δ^1);
- ✓ Ferríticoaustenítico (δ - γ);
- ✓ Ferrítico (δ).

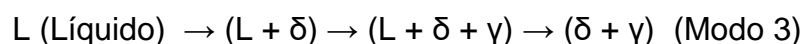
Portanto, o modo de solidificação dependerá da relação entre os elementos de liga austenizantes e ferritizantes, e da forma de resfriamento (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; RAJASEKHAR et al., 1997). A ferrita δ é formada no cristal primário do líquido e normalmente é grosseira. A ferrita α é formada durante a transformação secundária γ - α e normalmente tem um aspecto de grãos finos. O primeiro modo, onde a solidificação inicia com a formação da γ e finalizada apenas com a mesma. Este modo ocorrerá para uma razão (C_{req}/Ni_{eq}) $< 1,25$:



O modo γ - δ se inicia com formação de dendritas de γ , seguida da formação da δ nos braços dendríticos da γ , causado pela segregação dos elementos de liga ferritizantes nestas regiões. Este modo ocorre com a razão $1,25 < (C_{req}/Ni_{eq}) < 1,48$:



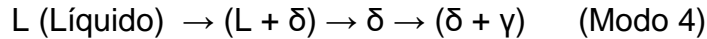
Já o terceiro modo é diferenciado por se iniciar a partir da formação de dendritas δ , e a austenita se forma na interface L/δ . A γ se forma de uma reação peritética. Esta reação ($L + \gamma + \delta$), no diagrama ternário Fe-Cr-Ni, é peritética em uma extremidade e eutética na outra, por essa razão, é conhecida também como reação peritética/eutética (RAJASEKHAR et al., 1997). Para razões $1,48 < (C_{req}/Ni_{eq}) < 1,95$:



O último modo é o Ferrita δ que, durante a solidificação, somente a fase δ é

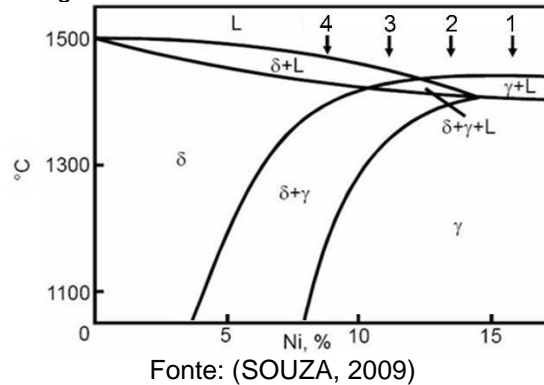
¹ Ferrita delta (δ) e ferrita alfa (α) representam a mesma estrutura CCC. Na literatura de soldagem a ferrita primária, que é formada a partir do metal líquido, é chamada de Ferrita δ . Em alguns diagramas é comum encontrar a indicação de ferrita α para indicar que estamos lidando com o mesmo cristal. A ferrita que é dita de formação secundária, partindo da austenita (γ), em temperaturas menores que 911° C deve sempre ser chamada de ferrita α , de acordo com a literatura (FOLKHARD et al., 1988).

formada. A γ é formada somente em estado sólido, como pode ser observado na reação abaixo. A razão $(C_{req}/Ni_{eq}) > 1,95$ favorece esta reação:



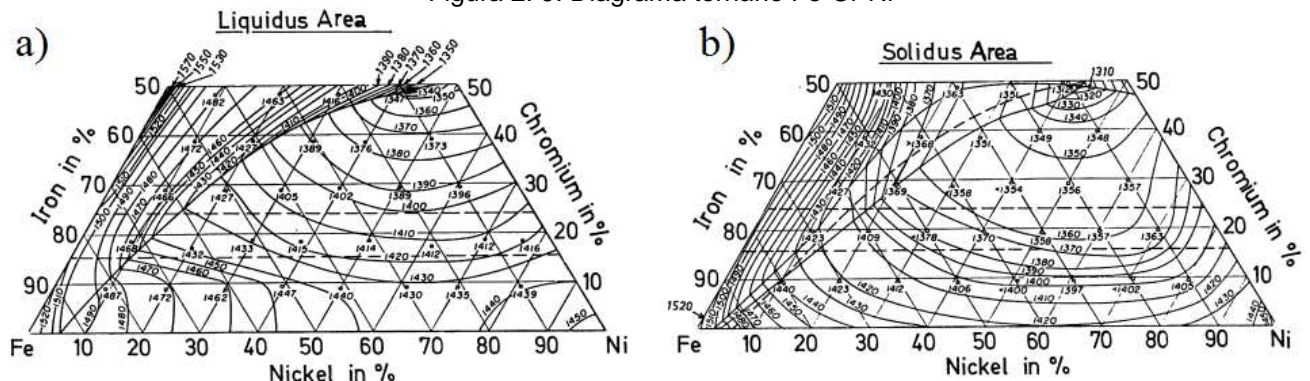
A Figura 2. 8 mostra exemplos os modos de solidificação citados anteriormente.

Figura 2. 8. Corte vertical do diagrama de fases Fe-19%Cr-Ni. Mostra os modos de solidificação



Quando se parte de um diagrama ternário (Figura 2. 9), com o teor de Fe constante, a partir da linha *liquidus* até a temperatura ambiente, pode ser gerado um diagrama pseudobinário (FOLKHARD et al., 1988). A Figura 2. 9 mostra projeções (a) *liquidus* e (b) *solidus* do sistema Fe-Cr-Ni. Estas projeções servem para descrever o comportamento de solidificação. Assim, define-se início e fim do processo de solidificação. Observa-se uma linha escura na projeção *liquidus* (que inicia próximo a 95% Fe e acaba próximo de 50% Cr). Esta linha separa as composições das ligas que solidificam como ferrita primária (acima e esquerda) das ligas que se solidificam como austenita primária (abaixo e direita). Existe um ponto *Eutético* em torno de 48%Cr-44%Ni-8%Fe. (FOLKHARD et al., 1988; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

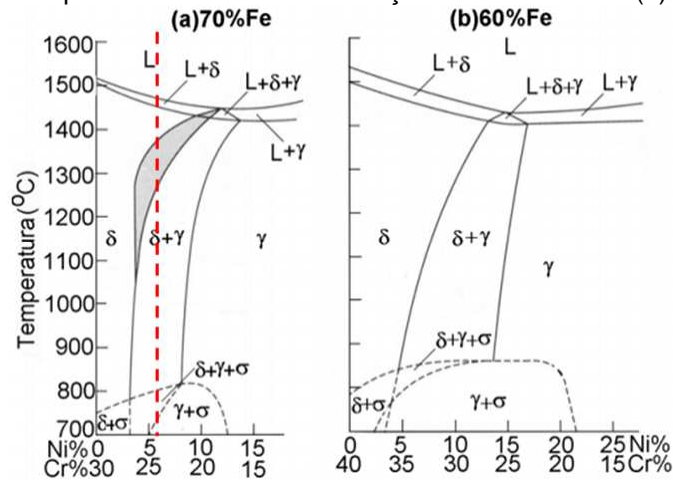
Figura 2. 9. Diagrama ternário Fe-Cr-Ni



Fonte: (FOLKHARD et al., 1988).

A Figura 2. 10 mostra, esquematicamente, dois diagramas pseudobinários fixados em 70% e 60% de Ferro, respectivamente, e com variações de %Cr e %Ni (GUNN, 2003). A linha e destaque no diagrama contendo 70% Fe mostra aproximadamente onde seria a faixa do resfriamento do SAF 2205 ($Cr_{eq}/Ni_{eq} \sim 4$). Comparando a Figura 2. 8 e a Figura 2. 10 percebe-se que o SAF 2205 é o Modo 4 de solidificação: L (Líquido) \rightarrow (L + δ) \rightarrow δ \rightarrow (δ + γ).

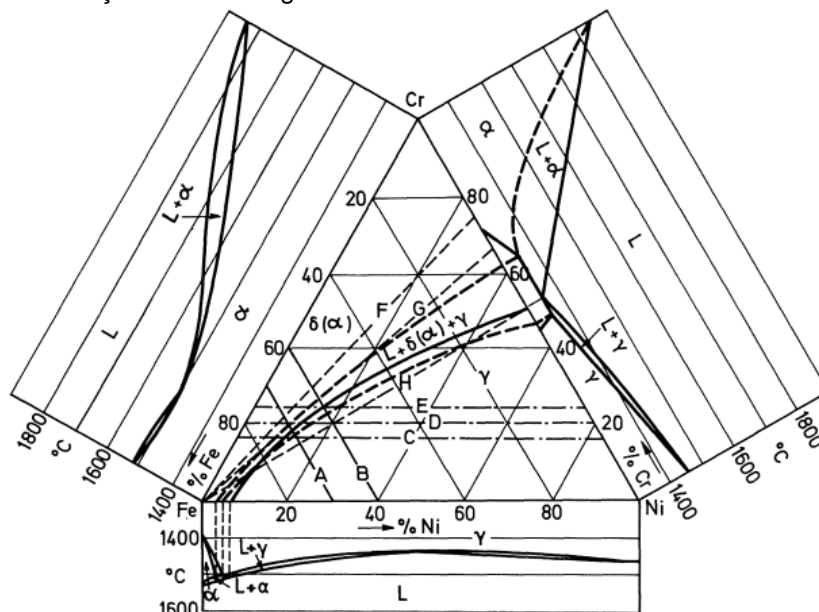
Figura 2. 10. Diagramas pseudobinários e com variações de %Cr e %Ni. (a) 70% Fe, (b) 60% Fe



Fonte: Adaptado de (GUNN, 2003).

O diagrama da Figura 2. 11 serve para melhor entendimento da correlação entre o diagrama ternário e os binários.

Figura 2. 11. Diagrama com destaque nas linhas liquidus e solidus nos diagramas binários Fe-Cr, Fe-Ni e Cr-Ni e suas correlações com o diagrama ternário



Fonte: (FOLKHARD et al., 1988)

As expressões para determinar os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} variam de autor para autor. As expressões abaixo apresentam apenas os elementos com maiores influências para as fases ferrítica e austenítica. A expressão do Cr_{eq} apresenta os elementos estabilizadores da ferrita, entretanto, o efeito causado por cada elemento varia (os efeitos de cada elemento serão explanados em item posterior). O mesmo acontece para a expressão Ni_{eq} que apresenta o grupo com elementos estabilizadores da austenita (GUNN, 2003).

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \cdot \%Nb \quad \text{Equação 1}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \cdot \%C + 20 \cdot \%N + 0,25 \cdot \%Cu \quad \text{Equação 2}$$

Com relação a corrosão dos AID, ela é dependente da microestrutura do material e seu comportamento eletroquímico quando exposto a diferentes meios corrosivos. A degradação do material causada por esta interação físico-química entre o material e o meio pode torná-lo inadequado para o seu uso (GENTIL, 2003). Os AID possuem excelente resistência à corrosão generalizada, além de elevada resistência à corrosão intergranular associado ao baixo teor de carbono.

Porém, na presença das fases intermetálicas, que são ricas em elementos de liga do próprio material, este fica susceptível à corrosão devido sua perda das características de proteção. A precipitação de fases intermetálicas afeta tanto as propriedades mecânicas quanto as propriedades de corrosão, principalmente a localizada. Isso ocorre devido as zonas adjacentes aos precipitados ficarem empobrecidas de elementos como o cromo e níquel (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

2.3 Influência dos Elementos de Liga no Diagrama Ternário

Os elementos de liga têm um papel importante nos AID, pois, através deles, é possível modificar as características do material, sejam elas mecânicas, microestruturais ou de resistência à corrosão. Em seguida serão citados alguns elementos de liga e suas influências sobre o material.

Cromo (Cr)

Sua principal função é promover resistência à corrosão. Tem um efeito especial em ambientes oxidantes através de ácido nítrico. Com o acréscimo de Cr um óxido estequiométrico $(Fe,Cr)_2O_3$ se forma na superfície do metal. A presença do Cr melhora a estabilidade do óxido devido a grande afinidade tanto com o Oxigênio quanto com o Ferro. Quando o teor de Cr é superior a 10,5% em peso, o aço é considerado inoxidável. Quanto mais agressivo for o ambiente, maior quantidade de Cromo é necessária para manter o óxido estável. É um elemento ferritizante. Com o aumento do teor de Cr, além promover a formação da Ferrita, promove a sua permanência nas classes martensítica, austenítica e duplex. O Cr também é um forte formador de carbonetos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

As solubilidades do O e do N nos aços austeníticos Cr-Ni são maiores que no Ferro em grande parte devido ao Cr (LANCASTER, 1999).

Através da formação da camada passiva que se forma, que é o filme de óxido, é importante salientar também o aumento da resistência à corrosão localizada (pite e/ou fresta) quando se adiciona Cr, ou seja, aumento do teor de cromo dos AID aumenta o PRE (*pitting resistance equivalents*), que é a fórmula de resistência equivalente de pite. Para os aços inoxidáveis duplex, quando o PRE tem valor superior a 40, o aço em questão recebe a designação de superduplex (AISD). O PRE_N (ou PRE_W) é definido em função da composição química e apresentado nas equações (GUNN, 2003):

$$PRE_N = (\%Cr) + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad \text{Equação 3}$$

$$PRE_W = (\%Cr) + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16(\%N) \quad \text{Equação 4}$$

Entretanto, existe um limite benéfico de acréscimo do Cr para cada aço e, se esse limite for ultrapassado, pode causar a formação de intermetálicos tais como a fase sigma (σ). A formação de fases ricas em cromo como a fase sigma, nitretos e carbonetos, geralmente conduz a um decréscimo de resistência à corrosão, ductilidade e tenacidade (GUNN, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Molibdênio (Mo)

Este elemento tem como função aumentar a resistência à corrosão por pites e por fresta em meios contendo cloretos. Tal importância é demonstrada pela presença deste elemento em ambas as equações 3 e 4. Elemento ferritizante, assim como Cr, também favorece a formação da fase σ , nesse caso se o Mo exceder o limite de 4% (GUNN, 2003).

Em aços inoxidáveis austeníticos, o Mo também melhora a resistência em elevadas temperaturas (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

O Mo, forma fase Fe_2Mo (η), com aproximadamente 45% de Mo. Fases intermetálicas em geral com fórmula A_2B são chamadas de *Laves*. Existe também a fase intermetálica de nome Chi (χ) cuja fórmula é $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$. As três fases intermetálicas σ , η e χ tem efeitos deletérios – em particular quando expostas a altas temperaturas e após tratamentos térmicos – na tenacidade e resistência à corrosão nos aços inoxidáveis que contém o Mo e nos metais de solda destes (FOLKHARD et al., 1988).

Níquel (Ni)

Elemento estabilizante da austenita a temperatura ambiente e inferiores. Não é um forte formador de fases intermetálicas nem de carbonetos. O Níquel é associado com o decréscimo da resistência à corrosão por tensão (*stress corrosion cracking - SCC*) (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

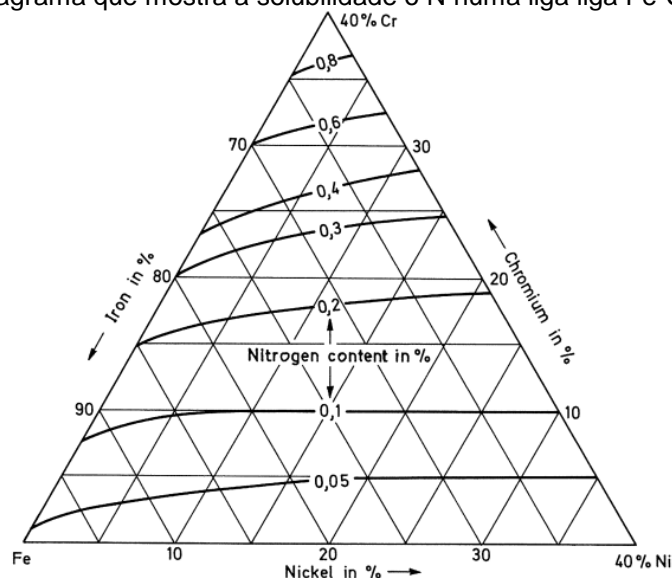
Para tornar o aço duplex, o nível de Ni irá depender primeiramente da quantidade de Cr. Excessiva quantidade de Ni em solução diminui a quantidade de ferrita na microestrutura e, como consequência, esta ferrita será mais rica em Cr e Mo. Dessa forma, fases intermetálicas podem ocorrer numa faixa de 650° a 950°. Uma alta quantidade de Ni acelera a formação de α prime, que é um intermetálico fragilizante na ferrita (GUNN, 2003).

Nitrogênio (N)

O Nitrogênio está presente como impureza em muitos aços inoxidáveis, mas nos aços austeníticos e nos duplex ele é intencionalmente colocado. O N é um poderoso endurecedor por solução sólida e adições, mesmo que pequenas como 0,15% em peso, são capazes de aumentar a resistência drasticamente de aços austeníticos. Nos Duplex, o N além de aumentar a resistência mecânica, também é capaz de aumentar a resistência de corrosão por pite e fresta. Importante salientar que a solubilidade do N é baixa, principalmente na ferrita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Porém, como foi comentado na seção sobre o Cr, a solubilidade do N em aços γ Cr-Ni é maior do que no Fe. No processo TIG (GTAW) o padrão de adsorção do N no AID é similar ao do Fe quando se utiliza mistura de Ar com N (LANCASTER, 1999). Portanto, para aços duplex, existe possibilidade da perda de N durante a soldagem por arco e para diminuir esse problema, N pode ser adicionado no gás de proteção para a manutenção dos níveis necessários (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Folkhard menciona sobre a perda do N durante a soldagem a arco elétrico, particularmente se for utilizado um arco “comprido”. Quanto maior o teor de Cr, maior o limite de solubilidade do N na liga. A Figura 2. 12 mostra a solubilidade do N no líquido contendo a liga Fe-Cr-Ni em 1600°C (FOLKHARD et al., 1988). O N é forte austenizante, portanto, precisa ter %N controlado para manter o balanço das fases.

Figura 2. 12. Diagrama que mostra a solubilidade do N numa liga Fe-Cr-Ni em 1600°C

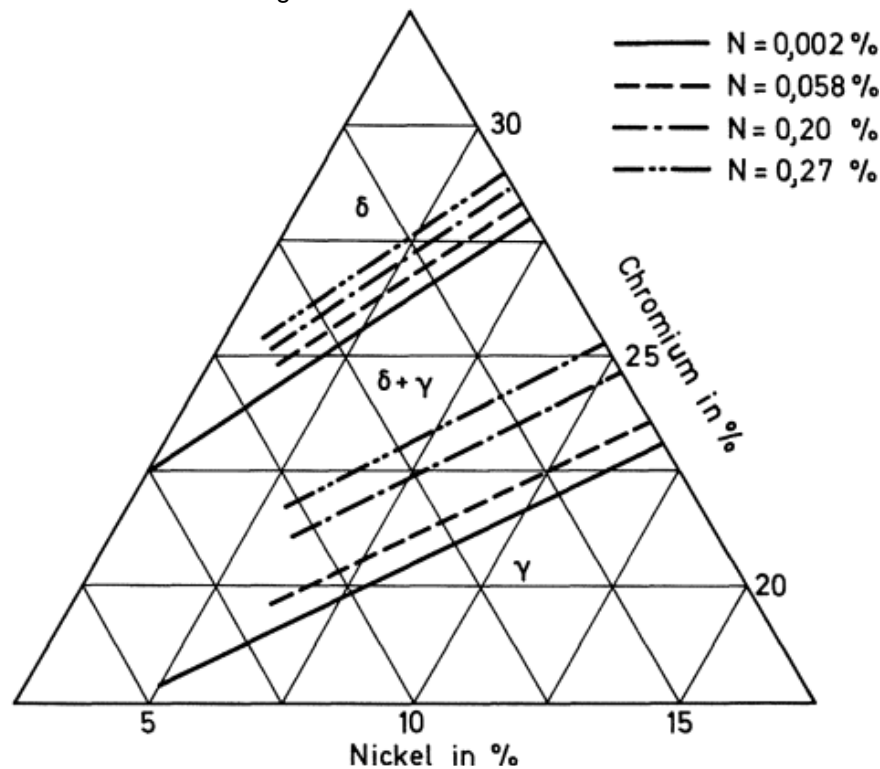


Fonte: (FOLKHARD et al., 1988)

A perda pode ser controlada pelo acréscimo de elementos que formam nitretos (Ti, Al) que neutralizam seus efeitos na matriz. A adição de Mn aumenta a solubilidade do N. No Duplex, Cr_2N irá precipitar na ferrita se exceder o limite de solubilidade, fato que pode ser observado na poça de fusão e na (ZTA) de aços austeníticos, formados durante o resfriamento partindo de 1100°C . (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Caso a fase σ precipite, parte do Cr ficará retido nela e então a matriz ficará empobrecida em Cr que levará a uma redução da solubilidade do N posteriormente. O N diminui a formação da ferrita δ no sistema Fe-Cr-Ni, como mostra a Figura 2. 13 (FOLKHARD et al., 1988).

Figura 2. 13. Corte isotérmico do diagrama Fe-Cr-Ni em 1200° . Influência do N na formação de δ e γ



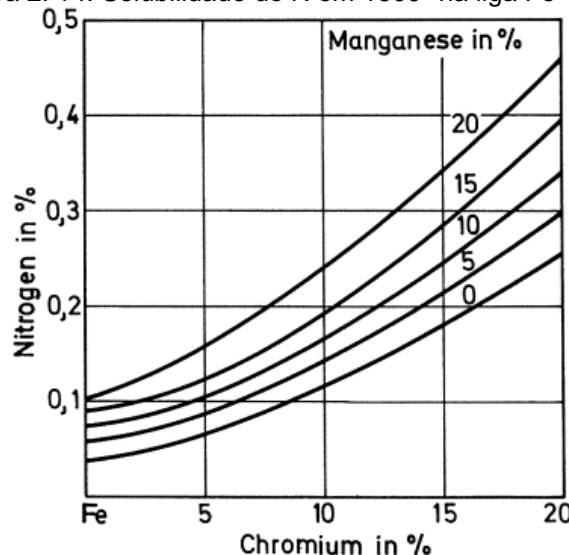
Fonte: (FOLKHARD et al., 1988)

O N tem a habilidade de estabilizar as ligas duplex contra a precipitação de intermetálicos, tais como a fase δ e chi (χ) através da redução da partição do Cr. É interessante salientar que o aumento do teor de N diminui a possibilidade da formação de nitretos. Apesar de parecer contraditório, isso ocorre devido o aumento do conteúdo de austenita e então possibilita a redução da distância entre as ilhas de austenita. Além de estabilizar a austenita, o N possibilita a reformulação dela na ZTA da solda (GUNN, 2003).

Manganês (Mn)

Em aços austeníticos é comum de 1 a 2% Mn em peso. Historicamente o Mn é adicionado para prevenir a fragilidade a quente. Esta forma de trinca a quente é associada com a formação do eutético com baixo ponto de fusão, formado entre Fe-S. O que ocorre é que o Mn tem maior afinidade com o S do que o Fe e sua adição quando suficiente forma o MnS e, dessa forma, elimina efetivamente a fragilidade a quente (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Porém, o MnS pode diminuir a temperatura crítica para pite, provavelmente por aumentar a possibilidade do MnS agir como um sítio de iniciação de pites. Todavia, a adição combinada de Mn e N melhora a resistência ao pite e neutraliza os possíveis problemas associados com o Mn (GUNN, 2003). É consenso de diversos autores que o Mn é um formador de austenita (FOLKHARD et al., 1988; GUNN, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Mas o grau de formação de austenita propiciado pelo Mn depende da quantidade de Ni presente (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O Mn também aumenta a solubilidade do Nitrogênio (Figura 2. 14) (FOLKHARD et al., 1988).

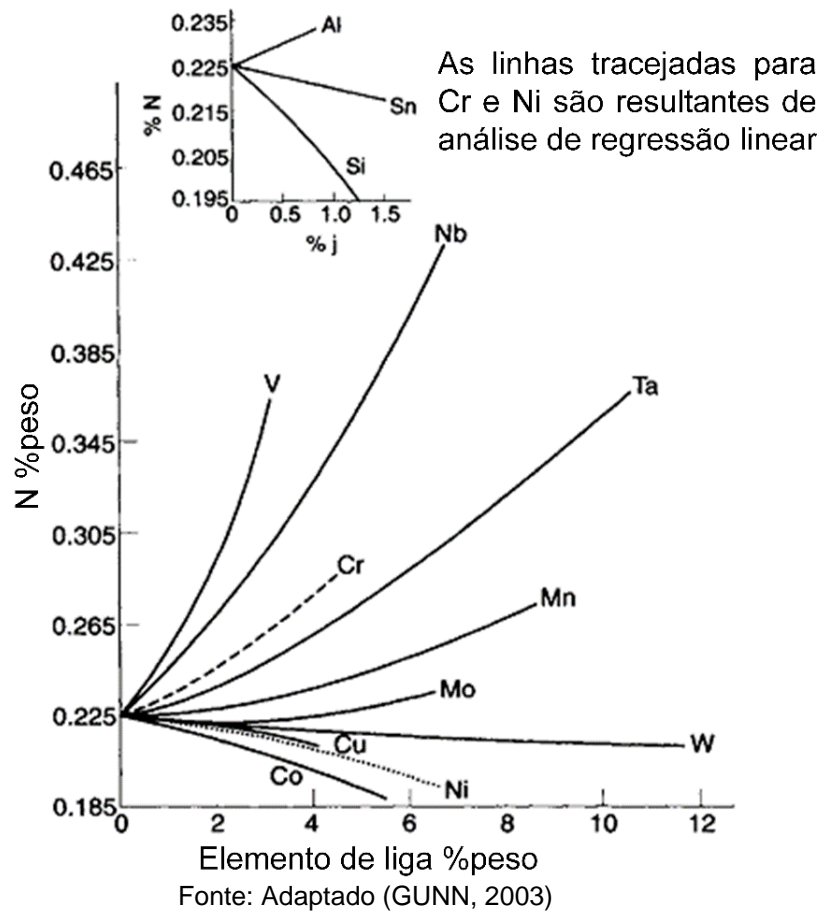
Figura 2. 14. Solubilidade do N em 1600° na liga Fe-Cr-Mn



Fonte: (FOLKHARD et al., 1988)

Com a adição de Mn se consegue um aumento na resistência por abrasão e ao desgaste nos aços inoxidáveis. Obtém-se uma melhoria na resistência mecânica sem perda de ductilidade e também há um aumento na solubilidade sólida de N em γ (Figura 2. 15). Então, a adição combinada de Mn e N em AID causa uma melhoria na resistência à corrosão por pites (GUNN, 2003).

Figura 2. 15. Efeitos dos elementos na solubilidade do N na liga Fe-18%Cr-%Ni a 1600° a 1atm N₂



Cobre (Cu)

Níquel e Cobre são totalmente solúveis um no outro. Por outro lado o Cr se mostra praticamente insolúvel pelo Cu (FOLKHARD et al., 1988).

Os elementos Al, Ti, Cu e Mo podem ser adicionados nos aços inoxidáveis para prover uma precipitação que aumenta a dureza do material. Aços austeníticos *PH* (*precipitation-hardenable*) normalmente contém Ti e Al e formam precipitados Ni₃Ti e Ni₃Al [*gama prime* (γ')] que são similares aos precipitados que endurecem as superligas a base de Ni. O Cu em si é um fraco formador de austenita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Silício (Si)

O Si está virtualmente presente nos aços inoxidáveis, pois ele é adicionado para desoxidar o banho durante a fusão na produção. Na maioria das ligas ele está

presente numa faixa entre 0,3 e 0,6% em peso. O Si forma vários tipos de silicatos com o Fe e forma o intermetálico Cr_3Si (fase β), todos fragilizantes para a estrutura. O Si é conhecido por segregar durante a solidificação, resultando na formação de um eutético de baixo ponto de fusão, particularmente em combinação com o Ni. Por essa razão ele é usado abaixo de 1%. Esse eutético se aplica principalmente em aços com formação primária de cristais de γ e podem causar trinca a quente quando, na fase líquida, se concentram Si, Ni e Nb (FOLKHARD et al., 1988; LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Outro fato importante para manter o percentual de Si menor que 1% é que ele promove a precipitação da fase σ (GUNN, 2003).

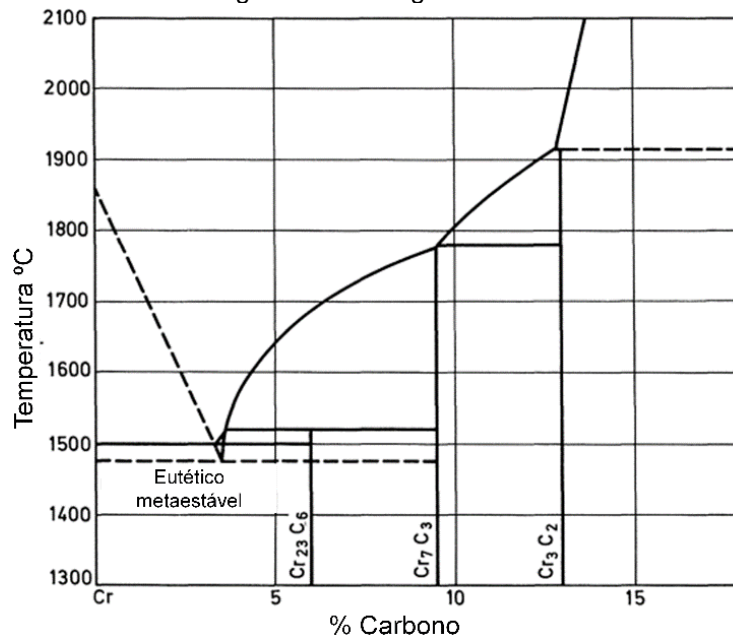
O Si diminui a faixa de fase γ , ou seja, promove a formação de fase δ enquanto diminui da austenita (FOLKHARD et al., 1988; GUNN, 2003). O Si também aumenta a atividade do Carbono. Significa dizer que a precipitação de carbonetos do tipo M_{23}C_6 (M: qualquer metal) é aumentada pelo Si. Se N também for adicionado, contudo, um carbo-nitreto (fase π) é precipitado além do M_{23}C_6 . Portanto, o N tem um efeito positivo no Silício contido num aço austenítico de base Cr-Ni devido à diminuição da precipitação da fase δ e tipo M_{23}C_6 pela formação de fase π (FOLKHARD et al., 1988).

Carbono (C)

O teor de C na maioria dos AID é limitado entre 0,02 – 0,03% para suprimir a formação de carbonetos ricos em Cromo (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 e Cr_3C_2) (Figura 2. 16), pois estes atuam como regiões de iniciação da corrosão por pites e intergranular (FOLKHARD et al., 1988; GUNN, 2003).

É sabido que o C é um ótimo endurecedor da matriz por solução sólida intersticial, particularmente em altas temperaturas. O Carbono, juntamente com o Nitrogênio, são os maiores formadores de austenita e, por esse motivo, seus teores devem ser controlados para manter o balanço das fases que se quer formar. Uma maneira é através de elementos formadores de carbonetos e nitretos, tais como Nb, Ti; e Ti e Al no caso de nitretos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O C influencia a formação da fase σ (FOLKHARD et al., 1988).

Figura 2. 16. Diagrama Cr-C



Fonte: (FOLKHARD et al., 1988)

Nióbio (Nb)

O Nb possui uma grande afinidade pelo C. Juntamente com o carbono, o Nb forma carbonetos muito estáveis (NbC, Nb₄C₃).

Outro critério importante é a influência do Nb na precipitação de fases intermetálicas indesejadas. Então é importante não ter Nb em excesso, pois ele também influencia na precipitação da fase sigma no sistema Fe-Cr-Ni. O efeito do Nb é similar ao do Mo, ou seja, ele promove primeiramente a precipitação da fase sigma. Mas, devido ao fato de que o excesso de Nb irá formar outras fases tais como as Laves Fe₂Nb, simultaneamente com NbC, o efeito do Nb na precipitação de σ pode assim ser minimizado ou totalmente suprimido. O Nb forma fosforetos de baixo ponto de fusão junto com o Fósforo, Cromo e Manganês e inclusões de Óxidos-sulfetos de baixo ponto de fusão com Silício, Manganês e Cromo. Essas fases podem provocar trincas a quente. Porém, o Nb terá o efeito deletério de trinca a quente se a solidificação do metal de solda for pelo caminho de formação de cristais primários de γ , isto é, se um metal de solda totalmente austenítico for formado. Se, a solidificação da ZF for pelo caminho de formação de δ , na temperatura ambiente, o efeito desfavorável do Nb na trinca a quente será fortemente compensado (FOLKHARD et al., 1988).

Titânio (Ti)

O Ti também possui uma grande afinidade pelo C. É utilizado, assim como o Nb para aprisionar o C em forma de carboneto de Ti estável.

Juntamente ao C, o Ti forma um carboneto altamente estável TiC. O titânio também mostra uma grande afinidade com o N, que normalmente está presente nos aços inoxidáveis em quantidades maiores que 0,05%. Juntamente com o N, o titânio forma o nitreto TiN e, juntamente com o carbono o carbonitreto de titânio Ti(CN). Junto ao Ni, o Ti forma um composto (Ni_3Ti) com cerca de 25%Ti, que é utilizado para o endurecimento por precipitação proposto em casos de alta quantidade de Ni e em ligas a base de níquel. O Ti não forma fases de baixo ponto de fusão (FOLKHARD et al., 1988).

Tungstênio (W)

O W é conhecido pelo fato de estimular a formação de intermetálicos entre 700 e 1000° C e também por estimular a formação da austenita secundária no metal de solda. Acredita-se que é termodinamicamente equivalente, mas cineticamente não equivalente, ao Mo em relação à formação da fase σ . Todavia, em teores entre 1 e 3% tem mostrado restringir a formação de σ nos contornos e, em vez disso, a precipitação ocorre de forma intragranular. Quando da adição de W em metais de solda o depósito mostra a formação da fase chi mais rápida do que em depósitos similares, mas sem a adição de W (GUNN, 2003).

Enxofre (S)

Normalmente os teores de enxofre são controlados no sentido de minimizá-lo ao máximo, porém sem eliminá-lo totalmente, pois a presença de uma pequena quantidade de S é importante para a penetração do cordão de solda (GUNN, 2003).

O Enxofre auxilia na usinabilidade mas diminui a resistência à corrosão (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O grande problema do S é a possibilidade de trincas a quente durante a soldagem por arco devido a formação de fases com baixo ponto de fusão. A situação é agravada pelo fato do S ser quase totalmente insolúvel no Ni. O

limite de solubilidade é menor que 0,006% S. Cr e S formam um eutético em 1350° C. Quando o metal de solda no sistema Fe-Cr-Ni solidifica como δ é menos susceptível a trincas a quente e, com isso, o efeito do enxofre é menos severo do que se solidificasse como γ . A solução conhecida para minimizar o eutético Fe-S nos aços é o acréscimo de Mn, pois este forma o MnS com ponto de fusão em 1620° C. Porém, o efeito do Mn é reduzido na presença de Ni e a formação do Ni-S se torna mais aparente. Nesse contexto é importante o fato que os dois sulfetos, MnS e Ni₃S₂, são completamente solúveis um no outro no estado líquido, mas mostram baixíssima solubilidade no estado sólido (FOLKHARD et al., 1988).

Fósforo (P)

Assim como o S, o P também forma eutético com baixa temperatura de fusão com os elementos básicos dos aços inoxidáveis, isto é, Fe-Cr-Ni. Todavia, ao contrário do S, ambos Fe e Ni são capazes de dissolver relativamente grandes quantidades de P no ponto eutético, ou seja, 0,25% P no Fe- γ e 0,17% P no Ni. Em termos teóricos, significa que os eutéticos de Fósforo podem se formar apenas se os limites de solubilidade forem excedidos. Por outro lado, o P tem efeitos negativos no comportamento da trincas a quente em combinação com outros elementos de fases com baixos pontos de fusão, ou seja, sulfetos, silicetos ou boretos.

A solubilidade do P é mais baixa no metal de solda totalmente austenítico que solidifica através da formação primária em cristais austeníticos do que no caso de cristais de ferrita δ . A solubilidade do P é 0,25% nos cristais austeníticos a 1150° C em comparação com os 2,8% na ferrita em 1050° C (FOLKHARD et al., 1988). Brooks e Lambert recomendam que, para se ter uma solda livre de trincas, de aços austeníticos que mostram depois da soldagem apenas pequenos conteúdos de ferrita ou totalmente sem ferrita no metal de solda depositado, a quantidade total de P e S deve ser mantido abaixo do valor 0,01% (BROOKS; LAMBERT JR, 1978).

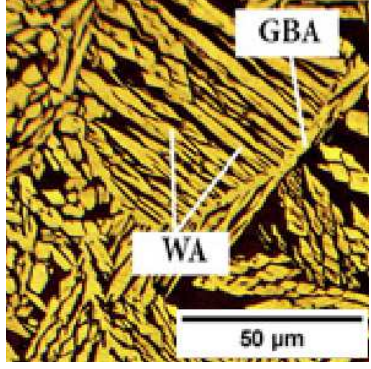
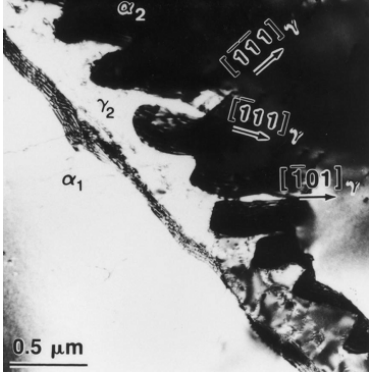
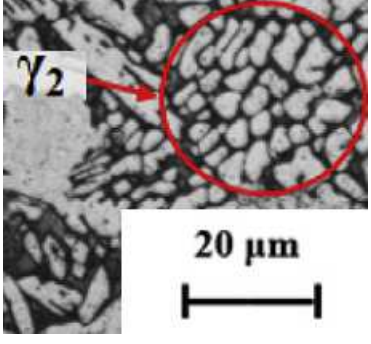
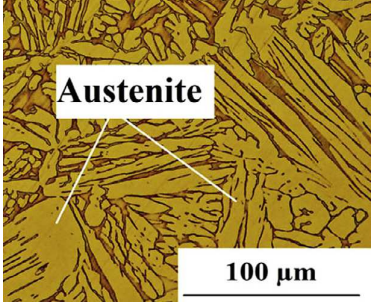
Cobalto (Co)

O Co promove a formação da austenita (FOLKHARD et al., 1988; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

2.4 Morfologia das fases

As possíveis morfologias formadas no SAF 2205 serão abordadas nesse item.

Tabela 2- 1. Morfologias das fases e descrições

Morfologia	Características
	<p><u>Austenita alotriomófica de contorno de grão</u></p> <p>Se forma no contorno de grão - <i>allotriomorphic grain boundary austenite (GBA)</i> - (EGHLIMI; SHAMANIAN; RAEISSI, 2014). Segundo Lai (LAI et al., 2016), a sequência de formação é: γ alotriomófica no contorno de grão, depois placas laterais de Widmanstätten e por último γ como precipitados intragranulares.</p>
	<p><u>Widmanstätten (WA)</u></p> <p>O grão de γ_2 nucleia, tanto dos contornos de grão α/α de maneira alotriomófica, ou cresce a partir da γ para dentro da α. quando a orientação da interface γ_2/α alcança a relação K-S, o crescimento se torna preferencial com γ_2 projetando-se dentro da α, com a formação de agulhas de Widmanstätten (LAGE; ASSIS; MATTOS, 2015; LAI et al., 2016; SHEK et al., 2000).</p>
	<p><u>γ_2</u></p> <p>É um tipo de formação intragranular da austenita - <i>intragranular austenite (IGA)</i> – com crescimento cooperado com partículas equiaxiais de Cr_2N (EGHLIMI; SHAMANIAN; RAEISSI, 2014; LAGE; ASSIS; MATTOS, 2015).</p>
	<p><u>Dendritas de γ</u></p> <p>No caso de AID ocorre uma formação dendrítica de α a partir do líquido. Posteriormente ocorre formação da γ no estado sólido (SADEGHIAN; SHAMANIAN; SHAFYEI, 2014).</p>

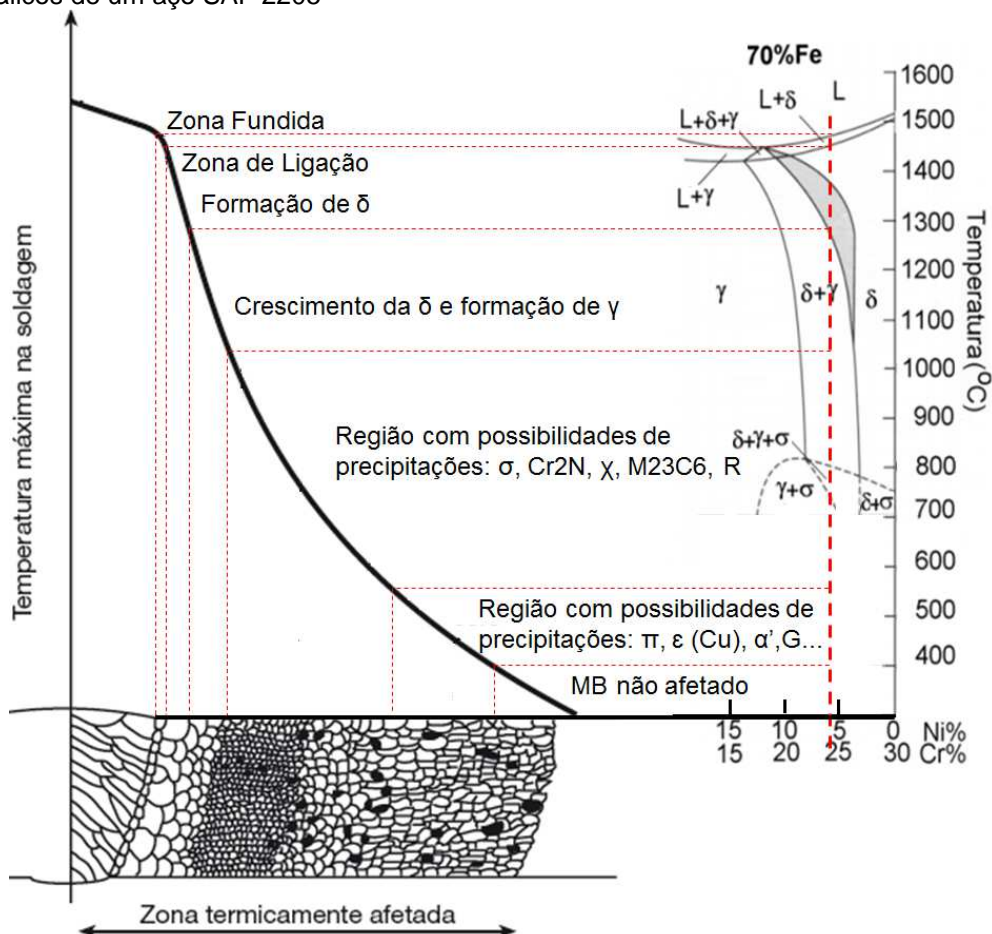
2.5 Precipitação de fases intermetálicas

A alta suscetibilidade de formação de intermetálicos nos AID é frequentemente atribuída a composição química da ferrita, rica em elementos formadores da fase σ (Cr, Mo e Si) e pobre em estabilizadores da γ (C, N e Ni) (ESCRIBA et al., 2009).

Os intermetálicos σ e *laves*, Fe_2Mo , sempre ocorrem em aços inoxidáveis γ . (TOTTEN, 2006, p. 710). Os três intermetálicos mais encontrados frequentemente em Aços Inoxidáveis são o σ , χ , e *laves* (η). A precipitação de intermetálicos acaba por empobrecer a matriz de elementos essenciais (Cr, Mo e Nb) que por sua vez geram consequências indesejáveis como as perdas de ductilidade, de tenacidade e de resistência à corrosão (TOTTEN, 2006, p. 711).

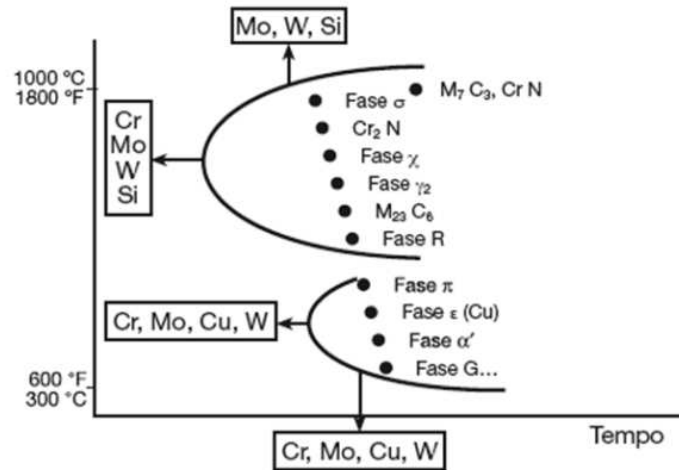
A Figura 2. 17 mostra, esquematicamente, os intermetálicos possíveis quando se combina Cr e Ni. A Figura 2. 18 mostra, esquematicamente, os efeitos dos elementos de liga na precipitação dos intermetálicos.

Figura 2. 17. Esquema mostrando o diagrama pseudobinário Cr-Ni, a partição térmica e possíveis intermetálicos de um aço SAF 2205



Fonte: Adaptado pelo autor (COLPAERT, 2008; GUNN, 2003)

Figura 2. 18. Curva TTT esquemática dos possíveis intermetálicos em aços inoxidáveis dúplex

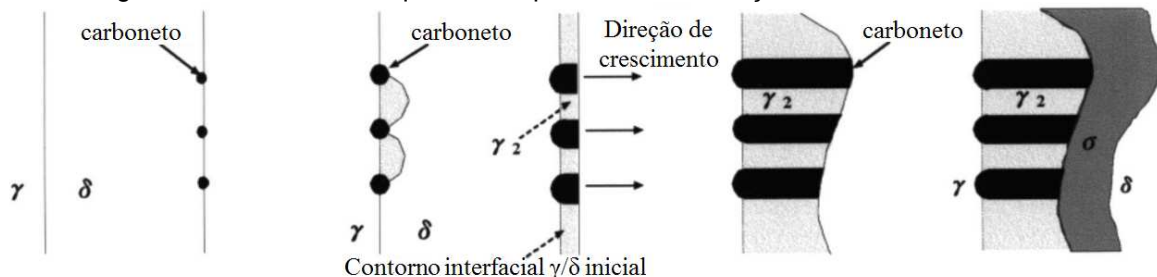


Fonte: (COLPAERT, 2008)

2.5.1. Fase Sigma (σ)

A σ e a γ são precipitados na matriz α através de decomposição eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$ (HAN; HONG, 1999, p. 279; LEE; CHO; CHOI, 1999). Esta fase σ surge na faixa de temperatura entre 550 e 900°C, com uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), formada por Fe-Cr-Mo. Dentre todos os intermetálicos formados, a σ , cuja cinética de precipitação ocorre rapidamente se atingida a temperatura necessária, é a que mais prejudica, pois interfere negativamente na resistência à corrosão em meios contendo cloretos e na tenacidade com aumento da dureza (GUNN, 2003; TOTTEN, 2006). Lee e colaboradores observaram que a precipitação da fase σ ocorre na interface δ/γ e δ/δ crescendo para o interior do grão da ferrita. Segundo estes autores, a precipitação de fase σ ocorre através da formação de carbonetos de cromo segundo a reação $\delta \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$ nos primeiros minutos da solidificação (Figura 2. 19).

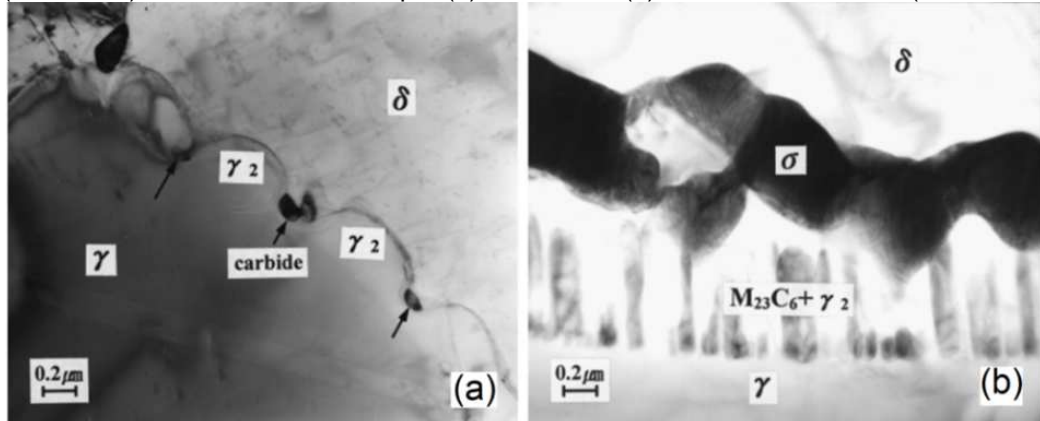
Figura 2. 19. Desenho esquemático que mostra a evolução microestrutural lamelar



Fonte: Adaptado pelo autor (LEE; CHO; CHOI, 1999)

No final da reação coexistem as fases δ , $M_{23}C_6$, σ e γ_2 (LEE; CHO; CHOI, 1999) (Figura 2. 20).

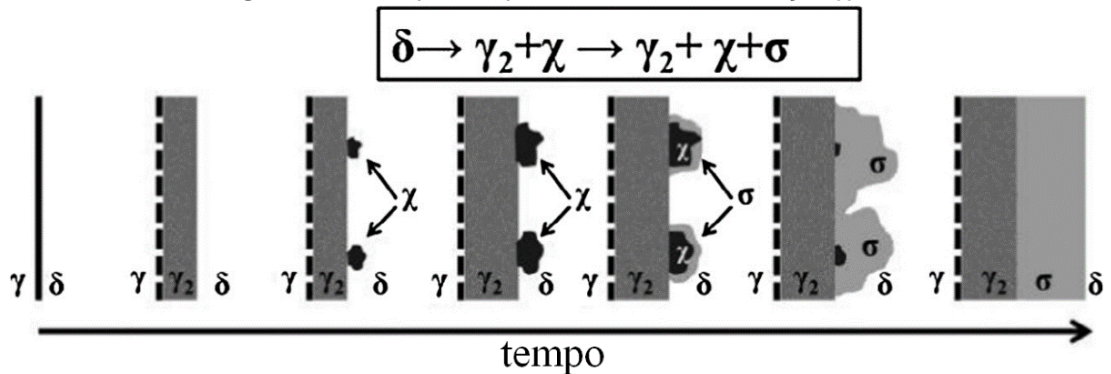
Figura 2. 20. Fases δ , $M_{23}C_6$, σ e γ_2 coexistindo ao final da reação eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$. Micrografia de Transmissão mostrando o carboneto $M_{23}C_6$ nucleado na interface δ/γ no aço inoxidável duplex UNS 31803 (SAF 2205) envelhecido a 800°C por (a) 15 minutos (b) 120 min. Modificado (LEE et al., 1999)



Fonte: (LEE; CHO; CHOI, 1999)

Gunn (GUNN, 2003) cita que em aços de baixo carbono ($C < 0,02\%$) a precipitação de carbonetos de cromo pode ser diminuída. Outros autores (YANG et al., 2015) mostram que o mecanismo para crescimento da fase σ depende da precipitação de χ , como mostra a Figura 2. 21.

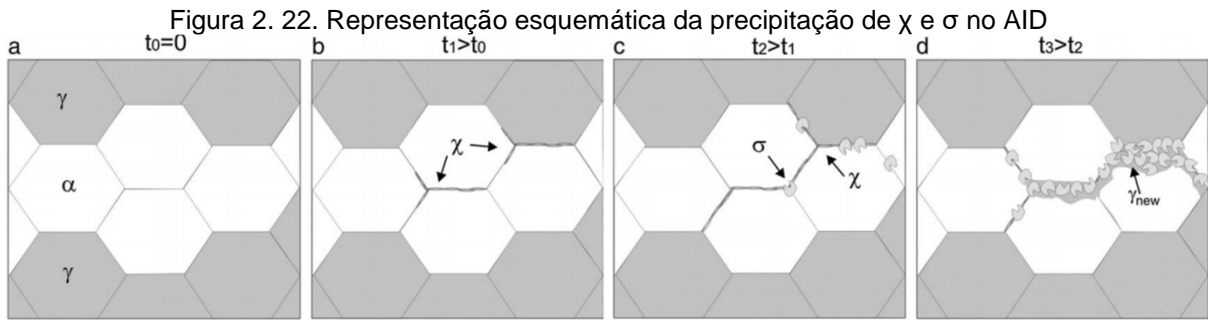
Figura 2. 21. Esquema que mostra a transformação $\chi \rightarrow \sigma$



Fonte: Adaptado (YANG et al., 2015)

2.5.2. Fase Chi (χ)

A fase χ , que pode ser $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ e a fase σ , coexistem, e muitas vezes é difícil a sua diferenciação, pois as duas fases provocam efeitos deletérios similares (GUNN, 2003). Por outro lado, análises mais detalhadas (ESCRIBA et al., 2009) mostram que χ surge antes de σ , é mais rica em Mo e tem caráter “metaestável”, ou seja, é substituída por σ se existirem condições necessárias.

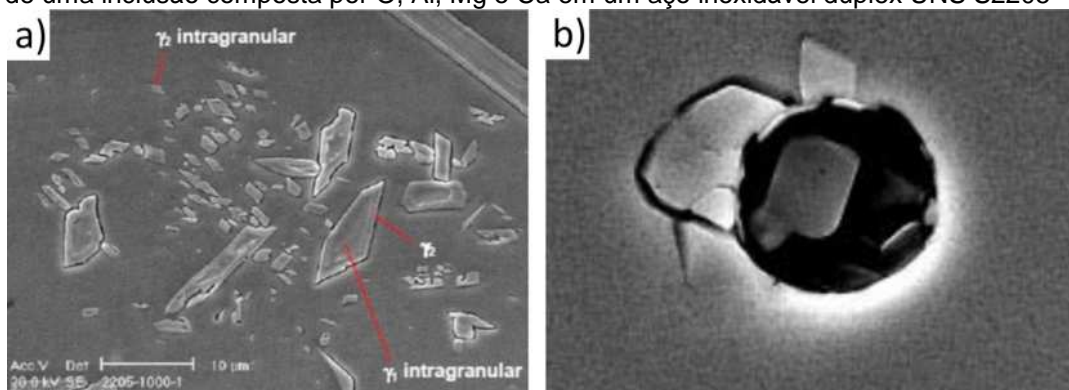


2.5.3. Austenita Secundária (γ_2)

Em condições de resfriamento rápido a partir de elevadas temperaturas, na ZF ou na ZTA, a relação entre a quantidade de ferrita e a quantidade de austenita tende a ser muito maior que a condição de equilíbrio para uma dada composição química. Logo, torna-se necessário, na maioria das vezes, um reaquecimento do material para permitir uma difusão adicional, ocasionando o crescimento da austenita existente (austenita primária) ou a nucleação de uma nova austenita, ou seja, austenita secundária (γ_2).

Estudos realizados sobre alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex, demonstraram dois mecanismos de formação da austenita secundária (RAMIREZ, 2001). O primeiro, mostra que a γ_2 simplesmente cresce a partir da austenita existente Figura 2. 23 (a). O outro mecanismo vem a ser uma nucleação no interior da ferrita, nos nitretos de cromo previamente precipitados ou em inclusões Figura 2. 23 (b).

Figura 2. 23. Fotomicrografia mostrando: a) precipitação da γ_2 a partir da γ_1 , b) Precipitação da γ_2 a partir de uma inclusão composta por O, Al, Mg e Ca em um aço inoxidável duplex UNS S2205



A presença de austenita secundária provoca uma melhora na tenacidade do material, mas estudos mostram algumas evidências que a presença de γ_2 pode

acarretar uma diminuição na resistência à corrosão por pites. Este fato pode ser explicado pelo mais baixo teor de nitrogênio encontrado no γ_2 (0,19 a 0,26%N) quando comparado com o γ_1 , que apresenta em torno de 0,43 a 0,54%N, uma vez que o N é um elemento de liga muito importante para o aumento da resistência à corrosão por pites (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

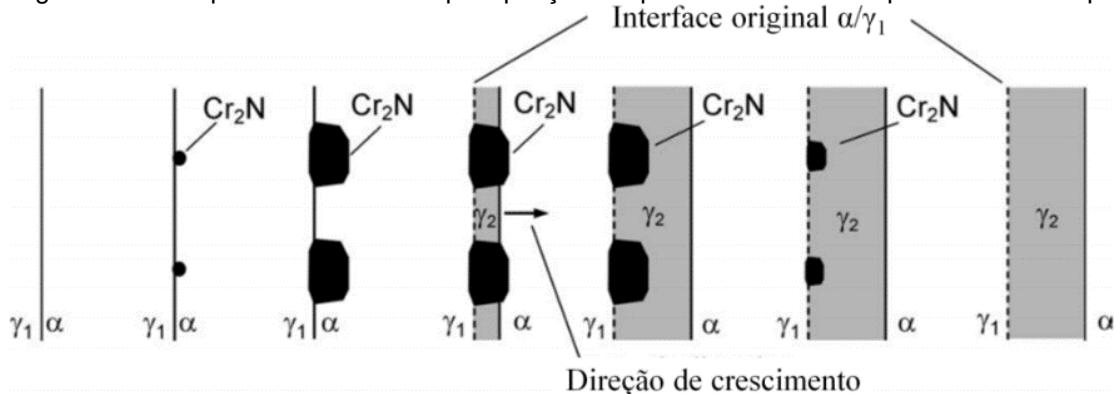
2.5.4. Precipitação de $M_{23}C_6$

$M_{23}C_6$ surge rapidamente na faixa de temperatura entre 650-950°C, precisando de poucos minutos para se formar quando exposto a 800°C. Preferencialmente, se forma nos contornos δ/γ , mas também pode se formar nos contornos δ/δ e γ/γ , e em menor intensidade, no interior dos grãos de ferrita e austenita (GUNN, 2003).

2.5.5. Nitretos de Cromo (Cr_2N e CrN)

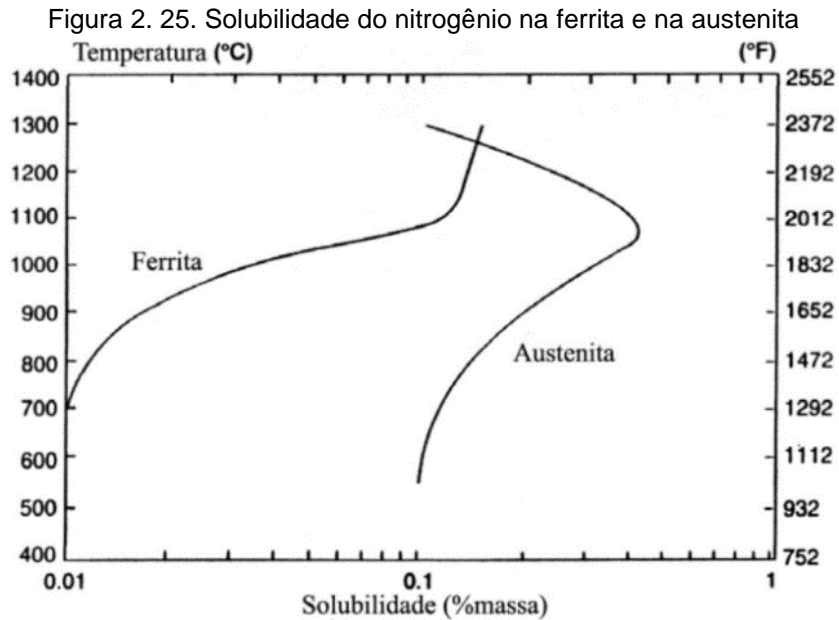
A precipitação de nitretos de cromo ocorre abaixo de 700°C para a ferrita e 1050°C para austenita, após estar solubilizado acima destas temperaturas (GUNN, 2003; LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Pesquisadores (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003) descreveram a precipitação dos nitretos de forma esquemática na Figura 2. 24. A precipitação intergranular (Figura 2. 26 (a)) ocorre por nucleação heterogênea na interface α/γ_1 . Essa nucleação é facilitada devido a baixa energia interfacial entre o nitreto, α e γ . Essa precipitação arrecada Cr, Mo e V (fortes ferritizantes) ao redor da α e rejeita Ni e Cu (austenitizantes) para a α . Ao mesmo tempo ocorre o suprimento de N que está supersaturado. Com isso, a composição química se modifica na vizinhança da ferrita para o nitreto gerar condição favorável para precipitar γ_2 .

Figura 2. 24. Esquema mostrando a precipitação cooperativa de nitreto e γ_2 na interface α/γ_1



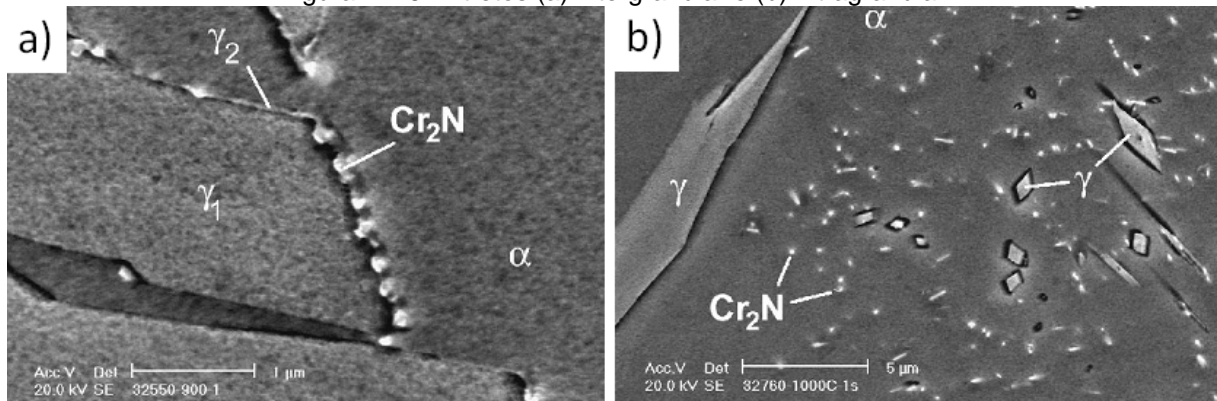
Fonte: (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003)

A precipitação intragranular ocorre quando a ferrita está supersaturada em nitrogênio (Figura 2. 25), que favorece a formação de nitretos de Cr (Cr_2N) (Figura 2. 26 (b)). A soldagem também favorece a formação CrN na ZTA (GUNN, 2003).



Fonte: (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

Figura 2. 26. Nitretos (a) intergranular e (b) intragranular



Fonte: (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003)

Fontes para ocorrência da precipitação do Cr_2N na forma de finas placas nas interfaces podem ser as inclusões, os subgrãos e/ou as discordâncias. Estes nitretos podem afetar a resistência à corrosão por pites, pois servem como pontos de nucleação do pites (GUNN, 2003). Além disso, podem servir também como porta de entrada de hidrogênio, favorecendo assim o aparecimento de trincas por hidrogênio (KOKAWA; TSORY; NORTH, 1995).

2.6 Processo de Soldagem por Atrito/Fricção

O processo de soldagem por atrito utiliza o aquecimento gerado mecanicamente pela rotação ou movimento relativo entre dois materiais no estado sólido, que se encontram em contato com atuação de uma força compressiva (ASM INTERNATIONAL, 1993). Embora considerado por alguns autores, que sob algumas circunstâncias possa existir um filme de material fundido na interface, porém não exibe evidências de uma estrutura fundida. Entretanto, a maioria dos autores considera que o processo ocorre no estado sólido (CROSSLAND, 1971).

As principais características do material após a soldagem por atrito realizada são: ausência de uma região fundida, pequena zona termicamente afetada (ZTA) e formação característica de material deformado plasticamente ao redor da união conhecido como “*flash*”. Para que a união metalúrgica aconteça com sucesso são necessárias algumas condições básicas tais como a remoção dos filmes de óxido e de materiais adsorvidos das superfícies a serem unidas além da existência de substancial deformação plástica das camadas superficiais do metal.

No método por atrito convencional uma das peças encontra-se em rotação com velocidade constante enquanto a outra peça é fixa, entrando em contato com a primeira. É exercida uma força axial para que haja o atrito, após um determinado tempo ou deslocamento axial das peças a rotação é cessada e então aplicada uma força axial de maior ou igual intensidade por alguns segundos, denominada etapa de forjamento e finalizando o processo (LESSA, 2011).

2.6.1. Processo de Soldagem/Reparo por Fricção com Pino Consumível

O processo de soldagem por atrito com pino consumível, que seria uma tradução do nome registrado como “Friction Hydro Pillar Processing” (*FHPP*), é uma técnica relativamente recente de soldagem no estado sólido. Inventada pelo *TWI - The Welding Institute* - em 1991. Esta técnica ainda está em desenvolvimento, mas já se apresenta como promissora para unir e reparar chapas espessas de materiais ferrosos e não ferrosos. Esta técnica apresenta um forte atrativo industrial, principalmente para indústrias do petróleo e gás, devido à capacidade de utilização deste processo no reparo de discontinuidades do material, principalmente trincas, através de processamento por atrito, em estruturas offshore, tubulações de gás e

petróleo, bem como na indústria naval (JARDIM et al., 2007). Este processo consiste de duas etapas principais: uma primeira de furação e uma segunda de enchimento. Nesta última, o consumível ou material de enchimento que é um pino metálico equivalente ao material a ser reparado, é rotacionado em alta velocidade (geralmente acima de 1000 rpm), posteriormente é prensado contra a chapa que pode ou não ter um furo de geometria similar ao pino. As etapas são demonstradas na Figura 2. 27.

Figura 2. 27. Etapas e processamento

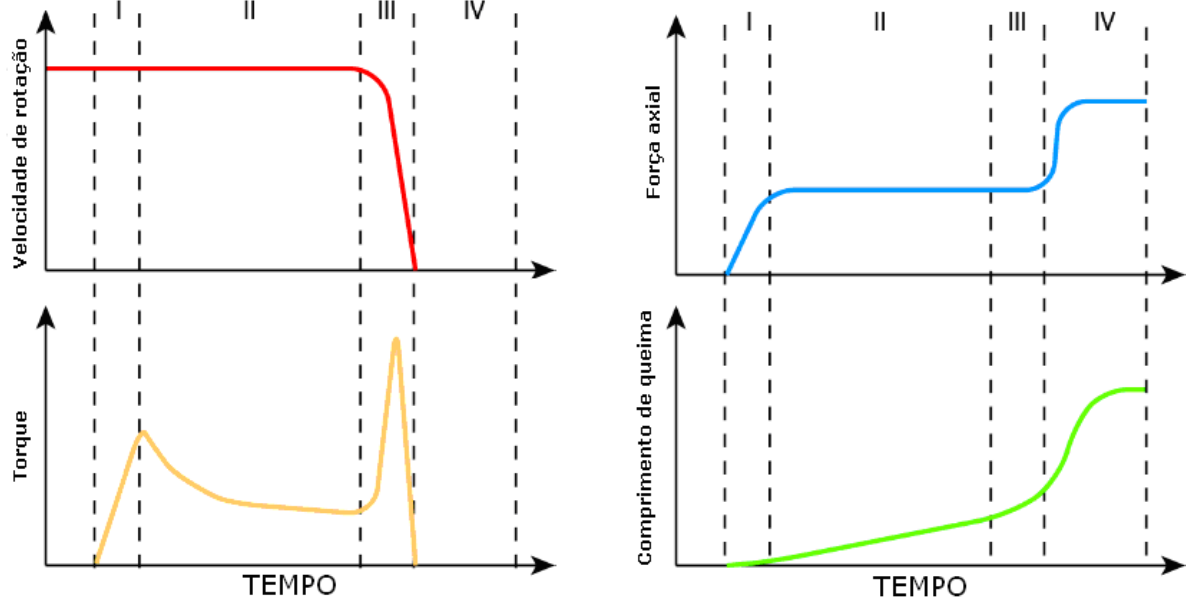


Devido ao atrito e força axial o material vai escoando e preenchendo o furo com grande penetração, pois tem capacidade de preencher todo o furo. Com isso, ocorre é uma união plástica no estado sólido.

Devido ao contato inicial do consumível com o fundo da cavidade, é gerado calor por fricção, promovendo assim o escoamento do material plastificado ao longo do plano de cisalhamento na base do consumível, gerando camadas plastificadas.

A divisão do processo em diferentes etapas é uma forma comum para descrever o ciclo de soldagem e seus mecanismos. A subdivisão mais aceita, que é a de quatro etapas, está representada na Figura 2. 28.

Figura 2. 28. Ilustração esquemática das etapas durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional. I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: Forjamento



Fonte: Adaptado (MEYER, 2003)

Atrito

Na etapa de atrito acontece o primeiro contato entre os dois materiais, que nivela suas superfícies devido aos fenômenos de microadesão e emperramento. A quebra dessas microadesões também induz um aquecimento adicional. Isso ocorre devido a rugosidade das superfícies e, assim, é gerado uma alta pressão em pequenos pontos, dessa forma ocorrem deformações plásticas e elásticas (MEYER, 2003).

Devido aos processos descritos acima, ocorre o rompimento dos óxidos, das camadas de adsorção e a remoção de possíveis contaminações presentes na interface de contato entre os materiais durante o processamento. Novos óxidos serão formados devido às reações químicas induzidas por atrito e pelas bruscas elevações locais de temperatura que ocorrem em um curto intervalo de tempo. Partículas isoladas são transportadas para fora da região de atrito devido as elevadas forças radiais, conhecido como efeito de hidroextração (CROSSLAND, 1971).

Aquecimento

Na segunda etapa do processamento (etapa II, Figura 2. 28), o aquecimento inicia-se após o pico de torque de atrito atingir seu máximo. Assim um contato entre

as superfícies ocorre e, por consequência aumenta o coeficiente de atrito. A partir desse momento ocorre um auto ajuste da temperatura do processo, isso porque a medida que o material aquecido e plastificado entra em contato com áreas mais frias da solda ocasiona um atrito intenso novamente.

Desaceleração

Se o método por atrito convencional for aplicado, a etapa de desaceleração inicia com uma redução controlada da velocidade rotacional (etapa III, Figura 2. 28). Devido ao efeito de auto-ajuste descrito acima a temperatura cai. Além disso, ocorre aumento na resistência de cisalhamento devido à menor taxa de deformação e, como consequência, o torque de atrito atinge seu segundo pico. Este aumento no torque de atrito provoca deformação adicional em materiais que ainda não tenham sofrido deformação. É importante ressaltar que a resistência a deformação nestas áreas é relativamente baixa, desde que estejam próximas da temperatura de atrito superficial (devido à saturação térmica na direção axial) antes de serem sujeitas a deformação de fato (MEYER, 2003).

Uma velocidade rotacional inferior resulta em um comprimento de queima (*burn off*) maior. O aumento da temperatura de rebarba (*flash*) é causado pela compressão entre os materiais. Num momento crítico a rotação é reduzida a um nível tão baixo que as temperaturas das superfícies de atrito não podem ser mantidas, então a resistência ao cisalhamento do material aumenta e a deformação angular ocorre em uma região maior ao longo da peça. O torque de atrito aumenta consideravelmente, sendo constante por alguns milissegundos (THOMAS et al., 1992).

União

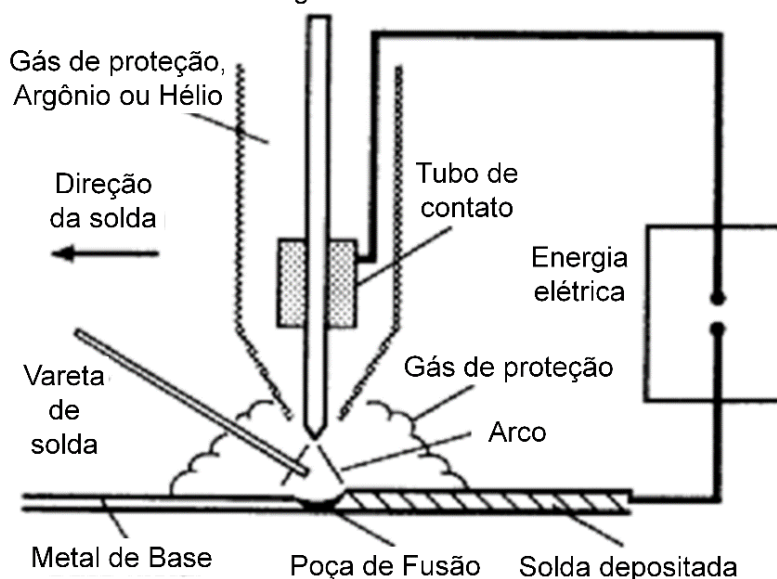
O mecanismo de união inicia na etapa de aquecimento (etapa IV, Figura 2. 28), apesar da união não ser homogênea ao longo da superfície de contato. Uma união homogênea é alcançada ao longo de toda a seção quando uma força de forjamento é aplicada durante a etapa de união. Embora a opinião mais aceita seja de que o uso da força de forjamento melhora significativamente as propriedades da solda, alguns ensaios mostram que soldas de boa qualidade podem ser obtidas sem que seja

preciso aumentar a força após concluir a rotação. A variação no atrito devido à força de forjamento deverá ocorrer no final da etapa de desaceleração. A elevada força de soldagem resulta em um aumento brusco do *burn off* e do torque de atrito. As camadas de óxidos causadas pelo atrito insuficiente são expulsas das regiões externas da solda. Após a rotação ser interrompida, o processo de amolecimento dinâmico, ou seja, a deformação é concluída, mas os processos de difusão prosseguem. Como o material começa a resfriar lentamente, ocorre recristalização estática, regeneração cristalina e um lento processo de fluência. As tensões internas são consideravelmente eliminadas, caracterizando um fator determinante para as propriedades mecânicas de uma solda por atrito (MEYER, 2003).

2.7 Processo de Soldagem/Reparo por TIG

No processo de soldagem e/ou reparo por TIG (*Tungsten Inert Gas*), a temperatura necessária para fusão dos materiais é obtida através da manutenção no arco entre o eletrodo de Tungstênio e a peça de trabalho (Figura 2. 29). A temperatura da poça de fusão pode alcançar 2500 °C. Um gás inerte sustenta o arco e protege o metal fundido da contaminação atmosférica. O gás inerte utilizado normalmente para AID é o Argônio (ASM INTERNATIONAL, 1993, p. 1221).

Figura 2. 29. Esquema mostrando os detalhes do processo TIG
Eletrodo de Tungstênio



Fonte: Adaptado (ASM INTERNATIONAL, 1993)

O balanço entre as fases é uma questão importante na soldagem de AID por TIG. A maneira mais efetiva para verificar o balanço entre fases é através análise de imagens (ASM INTERNATIONAL, 1993, p. 1222; ESCRIBA et al., 2009). Os percentuais de ferrita aceitos no metal de solda e ZTA ficam entre 35 e 65%.

O exame microestrutural é um fator importante na qualificação da junta soldada pelo processo TIG, pois esta investigação averigua a precipitação de fases intermetálicas (ex.: σ , carbonetos, nitretos, entre outros) que geralmente são deletérias (ASM INTERNATIONAL, 1993, p. 1222).

O metal de adição precisa ser enriquecido de Ni. Esse sobre teor de Ni serve para melhorar o balanço de fase como soldado e para aumentar a quantidade de austenita (ASM INTERNATIONAL, 1993, p. 1223).

2.8 Resistência ao impacto

O processo *FHPP*, por se tratar de um processo não convencional de soldagem, não prevê qualificação pelo ensaio Charpy. Alguns pesquisadores adaptaram o ensaio (CUI et al., 2014a).

Os aços AID apresentam, no geral, boa resistência ao impacto, garantida pela sua microestrutura formada pelas fases ferrita e austenita. Porém, essa propriedade não se mantém quando ocorre a precipitação de fases intermetálicas no material (BØRVIK et al., 2010; LIPPOLD; VAROL; BAESLACK III, 1994).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material Base

O material utilizado para os processamentos deste trabalho é denominado aço inoxidável duplex SAF 2205. A composição química do SAF 2205 e propriedades mecânicas, conforme certificados do material, são apresentadas na Tabela 3-1 e na Tabela 3-2 respectivamente.

Tabela 3-1. Composição química da liga SAF 2205 conforme certificado do fornecedor

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N
2205	≤0,03	≤1	≤2	≤0,03	≤0,02	21-23	2,5-3,5	4,5-6,5			0,07				0,2-0,8

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor

Tabela 3-2. Propriedades mecânicas da liga SAF 2205

Tensão de escoamento [MPa]	Tensão de ruptura [MPa]	Alongamento (%)	Dureza Rockwell [HRC]
448	700	25	30

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor

3.2. Consumível de Solda

Para a soldagem TIG, foi utilizada a vareta AWS SFA-5.9 ER 2209 (DIN 8556 SGX2CrNiMoN22.9.3). Conforme o fornecedor, a vareta deposita um metal de solda de aço inoxidável duplex de microestrutura austenítico-ferrítica ligado ao Cr-Ni-Mo-N para temperaturas de operação pós solda de até 280°C. O depósito de solda apresenta excelente resistência à corrosão localizada (pitting) em meios contendo cloretos. Indicada para soldagem TIG de aços inoxidáveis duplex de composição química similar a dos tipos: 1.4462 (X2CrNiMoN22-5-3) UNS S31803 -S31500 - S31200 - S32304 (TECBRÁS, 2015).

O fornecedor enviou o certificado da composição química da vareta, com valores conforme os previstos pela norma AWS A5.9 Tabela 3-3.

Tabela 3-3. Composição química da vareta consumível conforme certificado do fornecedor

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N
ER 2209	≤0,03	≤0,9	0,5-2,0	≤0,03	≤0,03	21,5-23,5	2,5-3,5	7,5-9,5		≤0,75					0,2-0,8

Fonte: Fornecedor

Posteriormente, será verificada a composição química no equipamento marca SPECTRO, modelo Spectrolab, que será mostrada nos resultados.

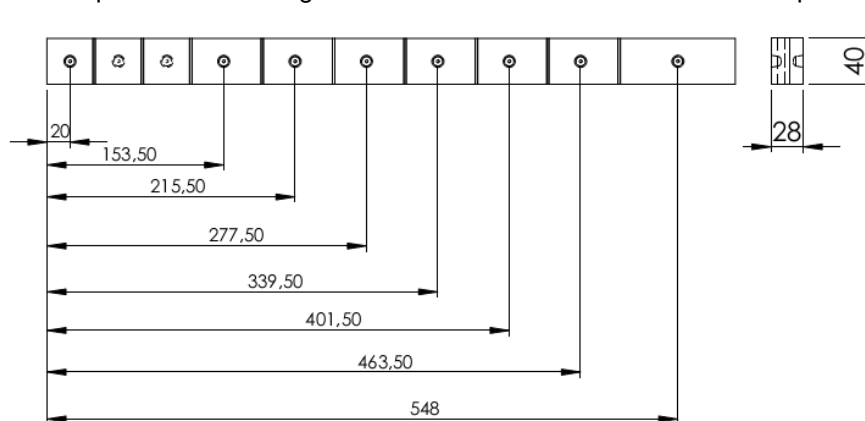
Figura 3. 1. Vareta consumível como recebida. Diâmetro 2 mm



3.3. Geometrias entre Pino e MB

Primeiramente foi usinada uma barra para transformá-la em bases para soldagens com tamanhos para análise térmica, Charpy e demais análises.

Figura 3. 2. Croqui mostrando as geometrias dos materiais confeccionados para os ensaios



Na Figura 3. 3 é mostrado o croqui das usinagens das barras, sendo que a Figura 3. 4 (a) foi a primeira geometria (G1) testada, as Figura 3. 4 (b) e 3. 4 (c) segunda (G2) e terceira (G3) geometrias testadas, respectivamente. A diferença principal entre as geometrias G1 e G2 são os raios do fundo do furo no MB e o raio da ponta do pino, que no caso são raios 1 e 3 mm. Já entre G2 e G3 os raios se mantiveram em 3 mm, porém foram variadas as alturas dos furos no MB de 10,6 mm para 8,6 mm e as alturas dos cones do pino de 22 para 18 mm. Por consequência, a espessura diminuiu de 15 em G1 e G2 para 12 mm em G3. Na Tabela 3-4 é

apresentado o resumo das geometrias. As geometrias e parâmetros que seguem para o processo *FHPP* foram escolhidas com base em estudos já realizados por diversos autores (BAOSHENG et al., 2010; JARDIM et al., 2007; MEYER, 2003; MEYER et al., 2001; PIRES, 2007; SANTOS et al., 2012; YEH et al., 2013).

Figura 3. 3. Croqui mostrando as geometrias dos materiais confeccionados para os ensaios

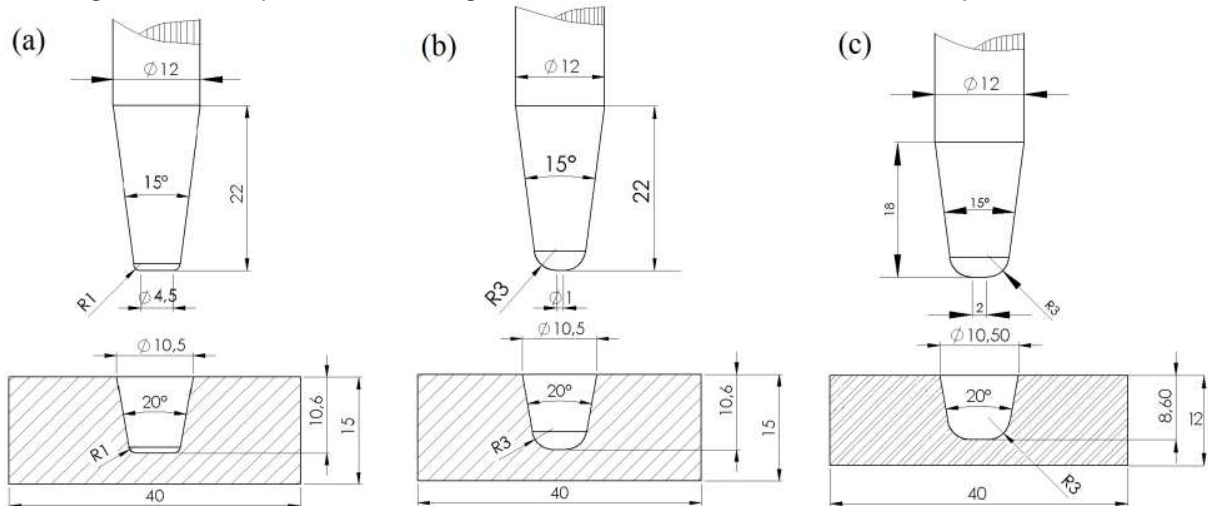


Tabela 3-4. Resumo das mudanças na geometria

Geometria	Raio	Altura	Cone do pino	MB espessura
G1	1 mm	10,6 mm	22 mm	15 mm
G2	3 mm	10,6 mm	22 mm	15 mm
G3	3 mm	8,6 mm	18 mm	12 mm (28 mm*)

Nota: * Para fins de estudos, posteriormente foi utilizada espessura do MB 28 mm*.

Para melhor entendimento das geometrias, a nomenclatura utilizada para apresentar os resultados da sequência de experimentos seguirá a seguinte metodologia: XXYY; onde “XX” significa a Força utilizada e “YY” significa a Geometria utilizada. Para fins de comparação, as geometrias dos MB nas soldas TIG seguiram o mesmo padrão da G3 de 12 mm e 28 mm.

3.4. Equipamentos e Parâmetros de Soldagem

Após a obtenção do MB e do Pino consumível nas geometrias mencionadas, estes foram processados na máquina MSA 50 para soldagem *FHPP*. A MSA 50 é um equipamento desenvolvido no LAMEF-UFRGS (Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul) (Figura 3. 4).

Figura 3. 4. Máquina para processamento *FHPP* MSA 50

Fonte: Lamef

O parâmetro Força do processo de soldagem *FHPP* para reparos dos MB com os pinos consumíveis seguiu a matriz mostrada na Tabela 3-5. Os demais parâmetros, Rotação, *burn off* (consumo do pino), forjamento e tempo estão na Tabela 3-6.

Tabela 3-5. Parâmetros de Força de Soldagem *FHPP* que foram utilizadas

	5	10	18	25
Geometria	[kN]	[kN]	[kN]	[kN]
G1	-	-	x	-
G2	x	x	x	x
G3	-	-	x	x

Tabela 3-6. Parâmetros de Soldagem *FHPP*

Força [kN]	Vel. de Rotação [rpm]	Força de Forjamento [kN]	<i>Burn-off</i> [mm]	Tempo de Forjamento [s]
5	5000	5	7	10
10	5000	10	7	10
18	7000	18	9	10
25	7000	25	9	10

Desde que se inovou com o processo *FHPP* (THOMAS et al., 1992), vem-se buscado torná-lo o mais portátil possível. Tem-se procurado diminuir o tamanho do equipamento, ao mesmo tempo que se busca diminuir a Força necessária para que se obtenha uma união sem defeitos. Para materiais diferentes, vários autores utilizaram forças efetivas entre 25 kN a 400 kN (JARDIM et al., 2007; UNFRIED et al.,

2009; YEH et al., 2013). Nesse estudo as melhores práticas de trabalhos anteriores foram levadas em consideração para aprimorar a técnica.

Os processamentos iniciais tiveram como objetivo obter juntas soldadas sem defeitos, para tanto, seguiram duas etapas (Etapa I e Etapa II):

- Etapa I: Batelada 5G2, 10G2, 18G2 e 18G1 (Tabela 3-7). Nessa etapa o foco principal foi testar diferentes forças e geometrias.

Tabela 3-7. Geometrias e Forças da Etapa I

Geometria	5 [kN]	10 [kN]	18 [kN]	25 [kN]
G1			x	
G2	x	x	x	X
G3			x	X

Diante dos resultados da Etapa I, se optou por realizar novos processamentos com a força de 25 kN, a Etapa II irá averiguar se uma nova mudança na geometria produzirá alguma diferença na união com a força de 25 kN e, ao mesmo tempo, verificar se esta irá manter-se como junta soldada.

- Etapa II: Averiguação de nova geometria (G3) para 25 kN (Tabela 3-8).

Tabela 3-8. Geometria e Força da Etapa II

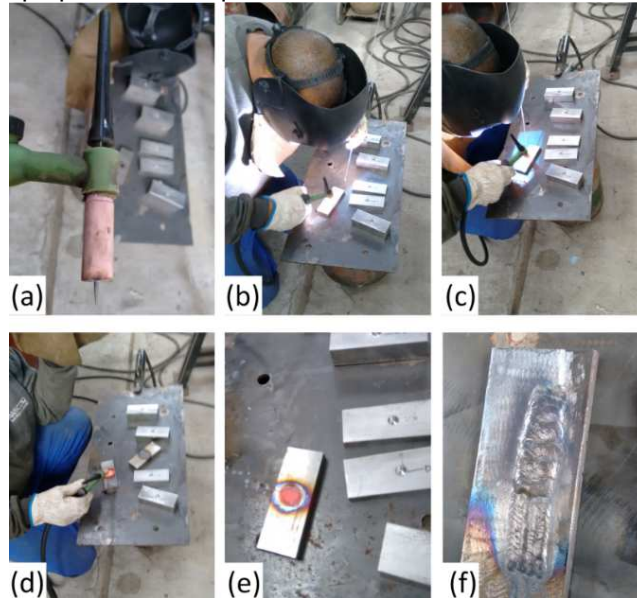
Força [kN]	5	10	18	25
G1			x	
G2	x	x	x	x
G3			x	x

O método mais efetivo utilizado para reparar estruturas duplex é a utilização de processo GTAW, também conhecido como TIG, pois geralmente é o que apresenta melhores valores de ensaio de impacto (FOLKHARD et al., 1988).

Os parâmetros da soldagem TIG para reparos dos MB tiveram como base orientações de fornecedores de consumíveis e soldadores (INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2012; SANDVIK, 2000) Figura 3. 5. A indicação inicial é de que a corrente fique na faixa de 50-80A e a vazão de gás de mesmo valor que o Ø Bocal , ou seja 14 l/min. O procedimento para o preenchimento foi o de fundir um pouco do material no fundo da junta para criar uma poça e então preencher

com o arame consumível. O movimento precisa ser o de circundar o furo até o total preenchimento.

Figura 3. 5. Processo de Soldagem TIG. (a) Bocal com eletrodo W/ThO_2 . (b) Início da poça de fusão. (c) introdução do consumível AWS ER2209. (d) Vazão de gás de proteção após o preenchimento. (e) Reparo realizado. (f) Chapa para análise química conforme AWS A5.9



Fonte:Autor

No reparo por processamento de soldagem TIG, se utilizaram os mesmos parâmetros geométricos do furo utilizado para *FHPP*. A soldagem foi realizada na empresa Mascolo. A ideia é manter as condições semelhantes e apenas variar o processo. Desta forma, se mantiveram os mesmos valores de espessura e demais medidas. Importante salientar que a geometria de junta utilizada é adequada para o processamento *FHPP*, porém não é indicada para o processamento TIG. Os parâmetros previstos são os mostrados na Tabela 3-9.

Tabela 3-9. Parâmetros de Soldagem TIG

Processo	GTAW (TIG)
Corrente [A]	(CC-) 90-180
Tensão [V]	220
Vazão Gás [l/min]	14-17
Tipo de Gás	Ar 100%
Eletrodo	W/ThO ₂
Ø Bocal [mm]	14

Para garantir o isolamento da base que seria soldada, ou seja, para que a base da máquina não interferisse na extração de calor durante o processamento de soldagem *FHPP* e influenciasse a formação de fases, foi utilizada uma manta de fibra

cerâmica (manta refratária, Figura 3. 6) com 25 mm de espessura e densidade 64kg/m^3 , que suporta no mínimo 1200°C .

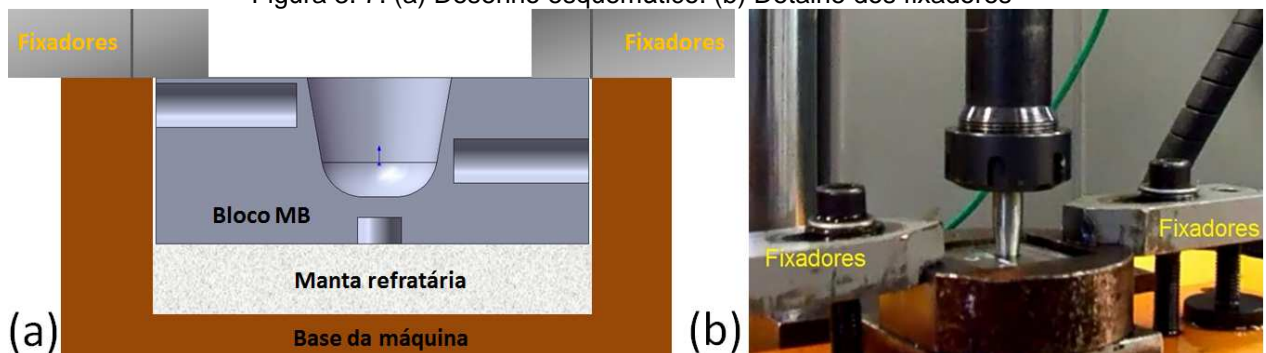
Figura 3. 6. Manta Refratária a base de fibra cerâmica



Fonte: Autor

Essa manta foi fixada entre o bloco de MB para ser soldado e a base da máquina, conforme mostra a Figura 3. 7 (a). Na mesma figura são perceptíveis as três diferentes alturas dos termopares na espessura do MB.

Figura 3. 7. (a) Desenho esquemático. (b) Detalhe dos fixadores



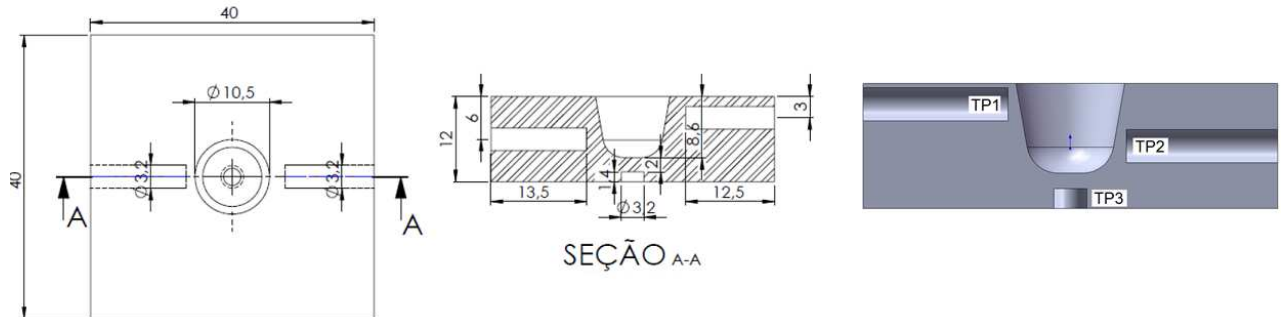
Fonte: Autor

3.5. Aquisição de Temperaturas

Para a aquisição térmica foi utilizado o Módulo condicionador de sinais marca Lynx modelo ADS050008W e Termopares (TP) tipo K não encapsulados. O termopar possui dois fios na ponta chamados de Cromel/alumel. Quando ocorre variação de temperatura, há emissão de uma diferença de potencial que é lido pelo Módulo condicionador de sinais. Os dois fios dos TPs foram unidos na ponta e soldados diretamente no fim do furo através de solda capacitiva/ eletrostática. O diâmetro do furo é de 3 mm e o diâmetros dos TPs é 1,5 mm. Os TPs Foram denominados como TP1 o termopar que fica próximo a superfície superior do MB, TP2 o que fica no centro

da espessura do MB e o TP3 o que fica próximo a superfície inferior do MB. A Figura 3. 8. mostra o projeto para a posição dos furos e colocação dos Termopares.

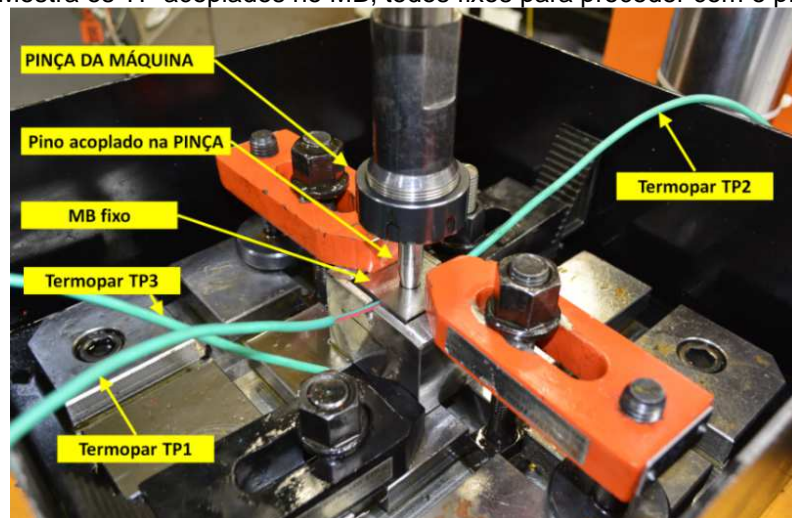
Figura 3. 8. Posições dos Termopares para *FHPP* e TIG



Fonte: Autor

Posteriormente, se fixou o MB na máquina com os TP fixos (Figura 3. 9) para em seguida se iniciar o processamento e aquisição dos sinais que foram traduzidos em valores com o objetivo de obter ciclos de temperatura.

Figura 3. 9. Mostra os TP acoplados no MB, todos fixos para proceder com o processamento



Fonte: Autor

3.6. Avaliação Macro e Microestrutural

Para a avaliação, são necessários cortes na junta soldada afim de preparar o corpo de prova para proceder com a preparação metalográfica. As análises cobriram toda as zonas da junta soldada, mas por se tratar de uma união, houve um aprofundamento das análises das microestruturas próximas a zona de mistura entre os dois materiais.

Para revelar as fases, o reagente utilizado foi o Behara modificado: 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada, 2 g de bifluoreto de amônio e 1 g de metabissulfito de potássio.

Posteriormente, para a visualização foi utilizado o microscópio ótico OLYMPUS modelo BX51M e microscópio eletrônico de varredura (MEV) SHIMADSU modelo SSX-550 Superscan, com sistema de análise de imagens e EDX acoplado.

Para ponderação quanto à qualidade da união realizada por atrito se fez a avaliação dos percentuais de fases α e γ (DET NORSKE VERITAS AS, 2012), avaliação do espaçamento interaustenítico (DET NORSKE VERITAS, 2008) e avaliação do percentual de fases intermetálicas e precipitados deletérios (E04 COMMITTEE, 2008, 2011, 2013), todos os procedimentos conforme normas citadas.

Para identificar as fases e intermetálicos presentes, a técnica utilizada foi de Difração de Raios-X. Os difratogramas foram obtidos utilizando uma fonte de Cu(α) e difratômetro da marca Phillips, modelo X'pert.

3.7. Avaliação de Microdureza

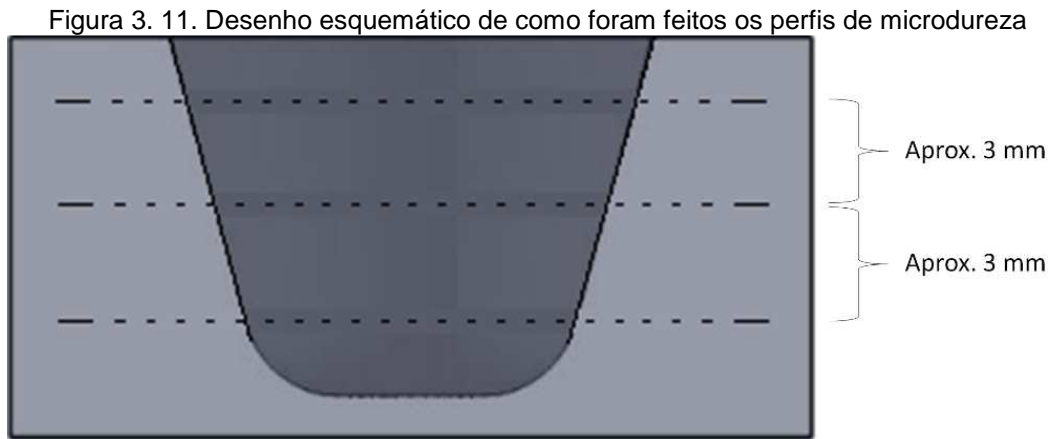
Foram realizados perfis horizontais nas amostras de macrografia, perfilando através das zonas de soldagem entre o MB e Pino. O objetivo dos perfis foi de mensurar a variação de microdureza da junta soldada. Estas medições foram feitas com o microdurômetro INSTRON Tukon 2100-B (Figura 3. 10).

Figura 3. 10. Microdurômetro utilizado



Fonte: Site do fornecedor

Foi usada a escala HV0.5 com espaçamento de 0,25 mm entre as indentações por 10 segundos cada uma (Figura 3. 11). Este ensaio levou em conta estudos anteriores (CUI et al., 2014b; UNFRIED S. et al., 2010).

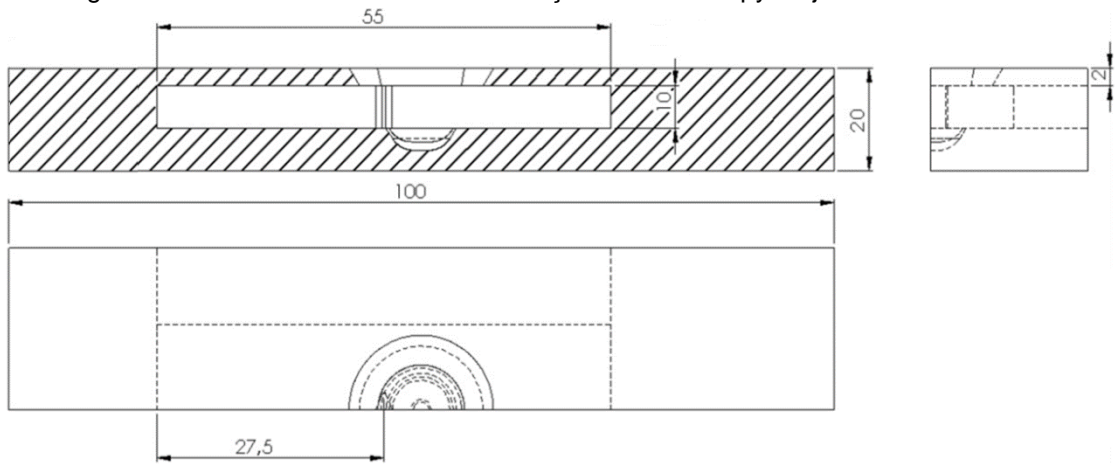


3.8. Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy é amplamente utilizado, sendo importante para aceitação de material, principalmente para materiais utilizados em baixa temperatura. É sabido que, tendo fases intermetálicas, estas influenciam na resistência ao impacto do material. A energia de impacto absorvida pelo material foi obtida em um equipamento INSTRON e modelo SI-103 instrumentado com capacidade de 406,7J.

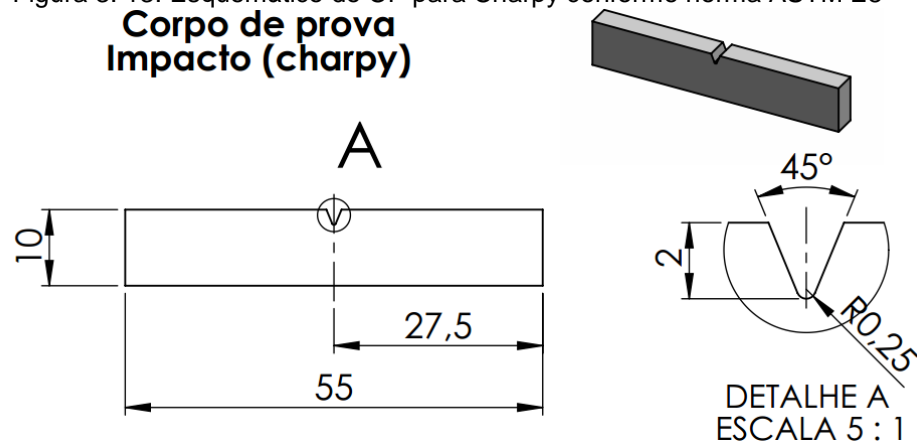
Primeiramente, foi necessário fazer uma macrografia, através do reagente Behara descrito anteriormente, das juntas soldadas para poder marcar a linha do entalhe do Corpo de Prova (CP) Charpy. Como o processo *FHPP* não possui normas padrão para ensaios, o CP para o ensaio Charpy foi adaptado para a junta soldada por *FHPP* (Figura 3. 12), conforme norma ASTM E8 (subzise) (Figura 3. 13). Esta adaptação teve como base estudos anteriores (CUI et al., 2014a; LIPPOLD; VAROL; BAESLACK III, 1994). A norma referente ao ensaio foi a ASTM E23 (ASTM E23, 2012, p. 23). Importante salientar que o resultado da solda entre o pino e o MB irá formar um tronco de cone. Portanto, o entalhe pegará o pino processado e também parte do MB.

Figura 3. 12. Desenho mostrando a extração do CP Charpy da junta soldada FHPP



Fonte: Autor

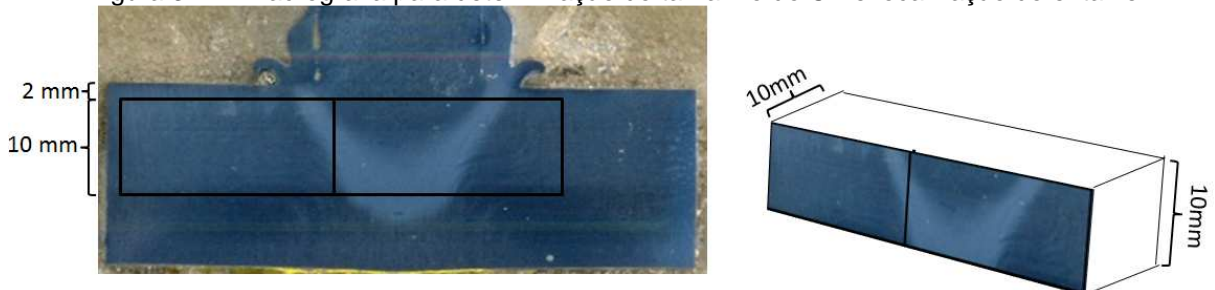
Figura 3. 13. Esquemático do CP para Charpy conforme norma ASTM E8



Fonte: (ASTM E8/E8M-13A, [s.d.], p. 8)

Após a macrografia, foi possível determinar o tamanho padrão e localização do entalhe do CP, conforme mostra a Figura 3. 14.

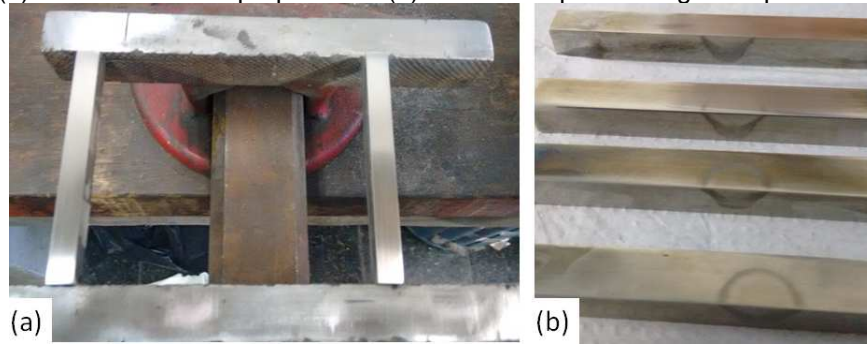
Figura 3. 14. Macrografia para determinação do tamanho do CP e localização do entalhe



Fonte: Autor

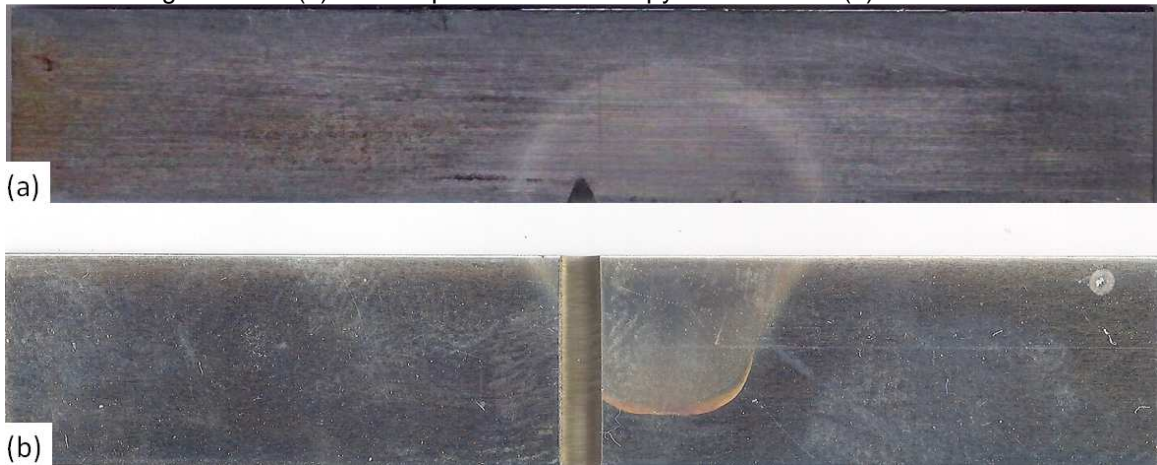
Após a obtenção dos tamanhos padrões, os CPs foram novamente lixados e preparados para marcação definitiva do entalhe Figura 3. 15. Por fim, obtenção dos CPs prontos para serem ensaiados Figura 3. 16.

Figura 3. 15. (a) Amostras sendo preparadas. (b) CPs c/ ataque macrográfico para determinar entalhe



Fonte: Autor

Figura 3. 16. (a) Vista superior do CP Charpy com entalhe. (b) Vista frontal



Fonte: Autor

Para o material utilizado, a norma prevê temperatura mínima de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ASTM E23, 2012). A Figura 3. 17 mostra a preparação para obtenção da temperatura conforme norma. Foi utilizada uma cuba desenvolvida especialmente para este tipo de procedimento contendo álcool e gelo seco. Para aquisição da temperatura um termopar “tipo T” acoplado a um equipamento de aquisição de dados da marca Spider, que utiliza o software Catman.

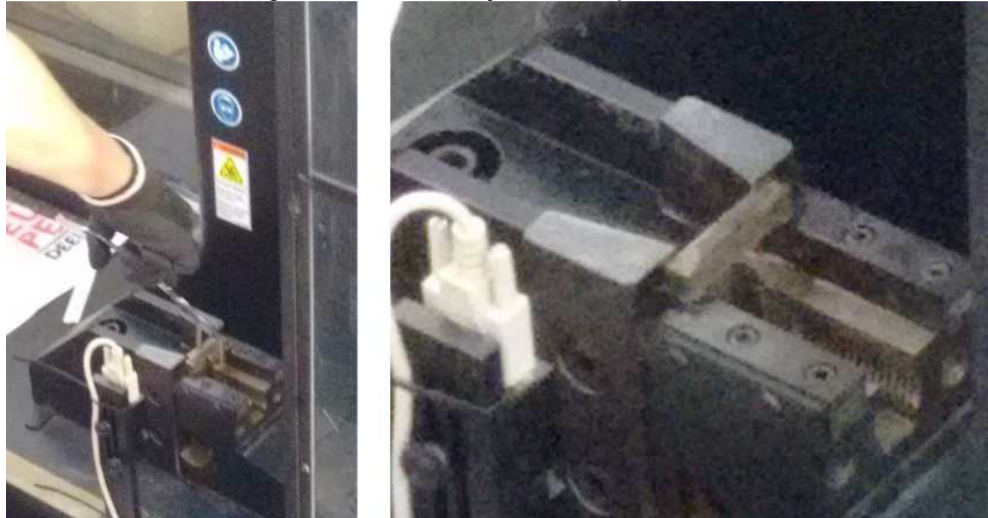
Figura 3. 17. Caixa térmica contendo os CPs para os ensaios Charpy



Fonte: Autor

Após alcançar e permanecer na temperatura mínima de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, o CP é colocado na máquina de ensaio e esta é acionada o mais rápido possível (Figura 3. 18) para garantir a temperatura adequada de ensaio previsto em norma.

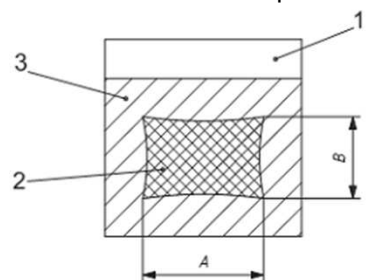
Figura 3. 18. Colocação do CP para ensaio



Fonte: Autor

Com os CPs rompidos, além da energia absorvida, pode ser medida a aparência da fratura (em %) numa lupa de baixo aumento. A análise posterior, para corroborar, será a verificação do padrão de fratura (fractografia) para constatação se o material processado e nas condições impostas é dúctil e/ou frágil (Figura 3. 19 (a)).

Figura 3. 19. Padrão da fratura através do percentual de cisalhamento.



- 1 – Entalhe
- 2 – Área de clivagem (frágil)
- 3 – Área de cisalhamento (dúctil)

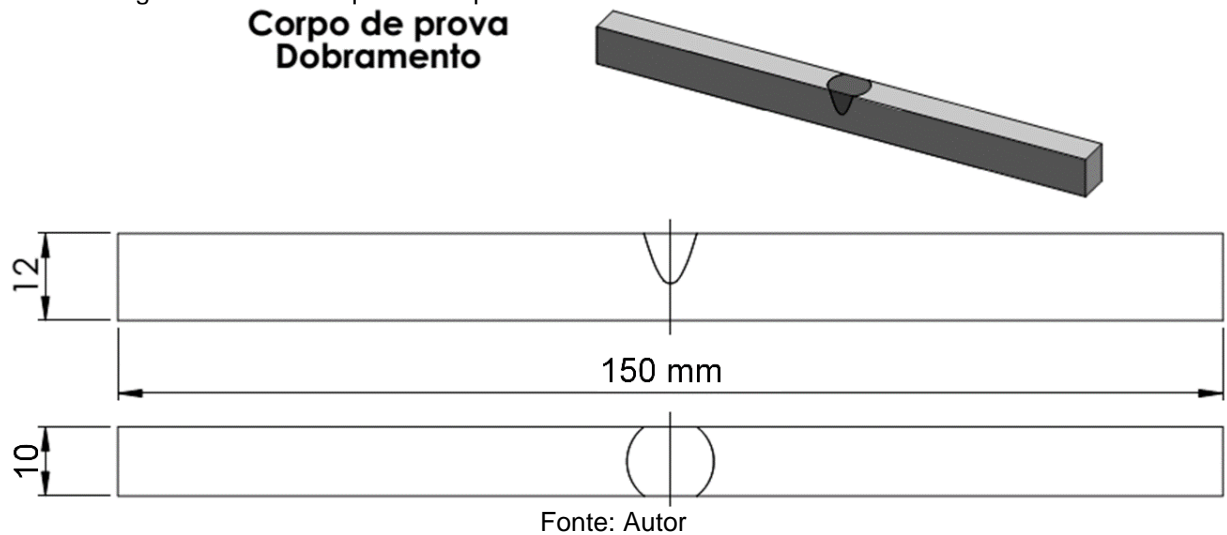
Fonte: internet

A análise do padrão de fratura, também será adaptada para o processo de soldagem *FHPP*. Ao todo, serão ensaiados 4 CPs para cada condição.

3.9. Ensaio de Dobramento

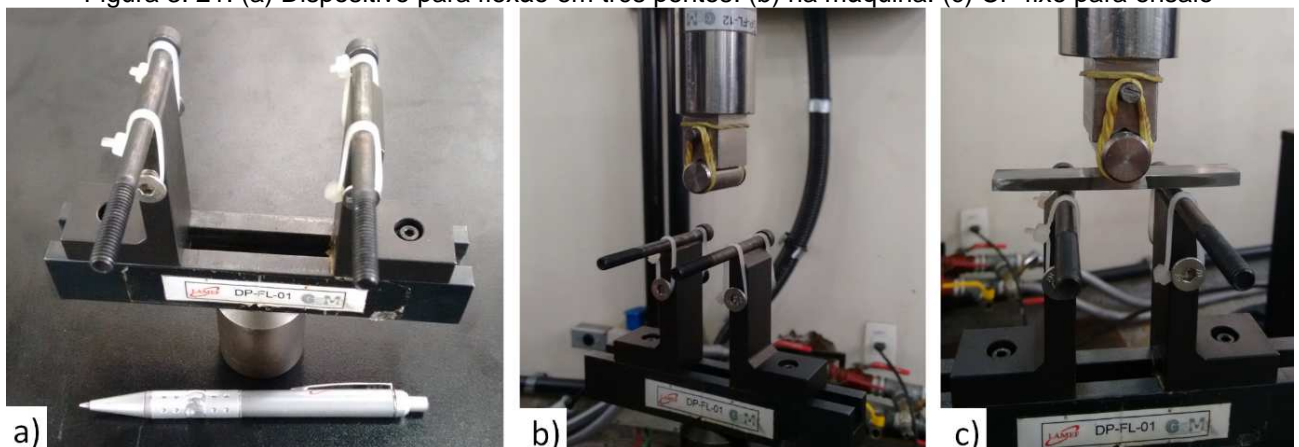
Para o ensaio de dobramento, foi utilizada a norma ASTM E190-08. Foi utilizada a máquina de ensaio eletromecânica Instron 8555H para o procedimento. O corpo de prova seguiu o modelo da ASTM A370 (Figura 3. 20).

Figura 3. 20. CP esquemático para ensaio de dobramento conforme da ASTM A370



O procedimento é montar junto à máquina o dispositivo de flexão em três pontos (Figura 3. 21 (a), (b)) e posteriormente será fixado o CP para a ensaiar (Figura 3. 21 (c)).

Figura 3. 21. (a) Dispositivo para flexão em três pontos. (b) na máquina. (c) CP fixo para ensaio



3.10. Simulações Termodinâmicas

Para análise termodinâmica da formação das fases, foi utilizado o software FactSage®, das siglas F.A.C.T., que significa *Facility for the Analysis of Chemical Thermodynamics*.

FactSage® é um programa desenvolvido em conjunto pelos grupos CRCT – (*Center for Research in Computacional Thermochemistry*) de Montreal - Toronto e *GTT-Technologies*) de Aachen – Alemanha, e é o resultado da fusão entre os programas FACT-Win/F*A*C*T e ChemSage/SOLGAMIX. Ele é composto por uma série de módulos de informações, bancos de dados, cálculos e simulações que possibilitam o acesso e a combinação de substâncias puras e soluções. Esta ferramenta permite a realização de uma ampla faixa de cálculos termoquímicos. Adicionalmente, este programa fornece informações sobre as fases formadas, suas proporções e composições, as atividades individuais de cada componente químico e as propriedades termodinâmicas para várias composições, pressões e temperaturas (BALE et al., 2002).

Para o presente estudo, serão criados diagramas através das composições químicas dos materiais envolvidos. Da mesma forma, será possível mensurar a atividade das possíveis fases que termodinamicamente tem tendência a precipitar durante os processamentos.

3.11. Ensaio de Corrosão

A polarização potenciodinâmica é a técnica usada para obtenção da curva de polarização do material. O comportamento eletroquímico do material foi avaliado através de curvas de polarização potenciodinâmica cíclica em solução 3,5% NaCl (em peso) em temperatura ambiente, simulando o meio marinho. Os CPs utilizados foram extraídos das amostras soldadas por *FHPP* e TIG, mais propriamente a Zona de Mistura-*FHPP* e a Zona Fundida-TIG. Ambos CPs foram usados como eletrodo de trabalho com área da superfície exposta de aproximadamente 0,5 cm², todas as áreas foram medidas por análise de imagens para os cálculos de densidade de corrente. O eletrodo de referência usado foi de calomelano saturado (ECS) e um bastão de platina como contra-eletrodo. O potencial de circuito aberto (OCP) foi monitorado por uma

hora e a média dinâmica dos últimos 5 min foi utilizada como potencial de referência para voltametria. A taxa de varredura de potencial foi de 1mV/s, com potencial inicial de 250mV abaixo do potencial de circuito aberto até um limite superior de 3000 mV; um critério de reversão de corrente foi aplicado para inverter o sentido da varredura assim que a densidade de corrente atingisse a faixa de 10^{-3} A/cm². O ensaio encerrava-se no potencial de 250mV abaixo do potencial de circuito aberto (OCP). O corpo de prova foi embutido em baquelite e sua superfície foi lixada até a lixa 600, atendendo a recomendação da norma ASTM G61.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Materiais – análise química e microestrutural

Após análise química dos materiais para reparo, MB e Pino, constatou-se que a composição química está de acordo com as especificações do SAF 2205 e certificado do fornecedor (Tabela 4- 1).

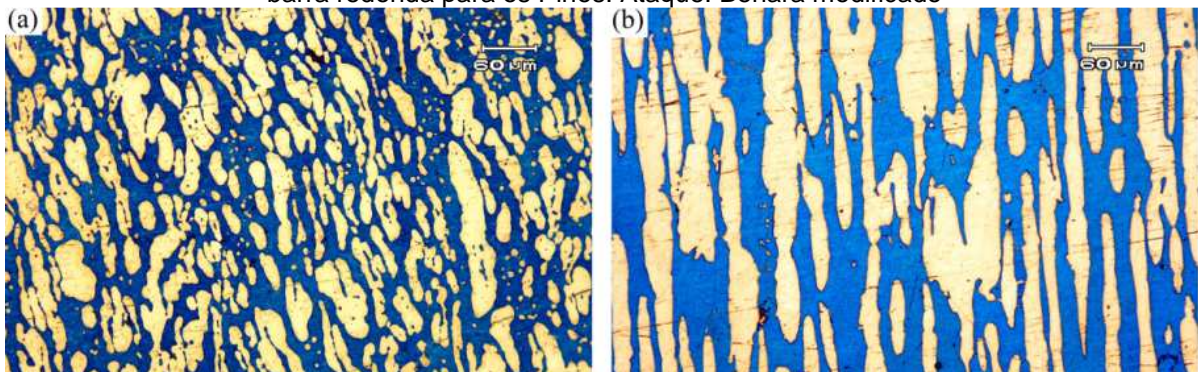
Tabela 4- 1. Composição química da liga SAF 2205 como recebida

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N
Fornecedor	≤0,03	≤1	≤2	≤0,03	≤0,02	21-23	2,5-3,5	4,5-6,5			0,07				0,2-0,8
MB	0,02	0,52	1,65	0,02	0,003	22,9	3,16	4,74	0,05	0,19	0,03	0,004	0,08	0,09	0,2
Pino	0,03	0,57	1,45	0,02	0,003	23	2,72	5,09	0,04	0,08	0,03	0,004	0,07	0,09	0,3

OBS.: Bal. Fe.

A análise microestrutural dos materiais como recebido mostrou a presença das fases ferrita (fase escura) e austenita (fase clara) (Figura 4. 1).

Figura 4. 1. Material como recebido, ambos na direção de laminação. (a) barra chata para o MB. (b) barra redonda para os Pinos. Ataque: Behara modificado



A análise química da vareta que utilizada para processamento TIG é mostrada na Tabela 4- 2. Importante citar que o resultado mostrou valores diferentes do especificado no certificado que foi cedido pelo fornecedor. Na tabela, foram destacados os elementos que estão fora da faixa especificada.

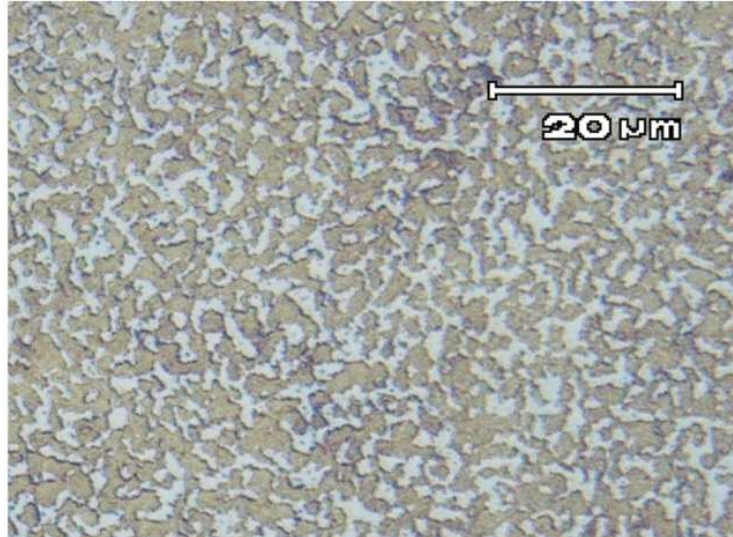
Tabela 4- 2. Composição química da vareta consumível conforme certificado do fornecedor

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N
Fornecedor	≤0,03	≤0,9	0,5-2,0	≤0,03	≤0,03	21,5-23,5	2,5-3,5	7,5-9,5		≤0,75					0,2-0,8
Vareta-TIG	0,058	0,44	1,23	0,034	0,01	17,24	2,21	6,37		0,04					

OBS.: Bal. Fe.

A análise microestrutural da vareta TIG também mostrou a presença das fases ferrita (fase escura) e austenita (fase clara)

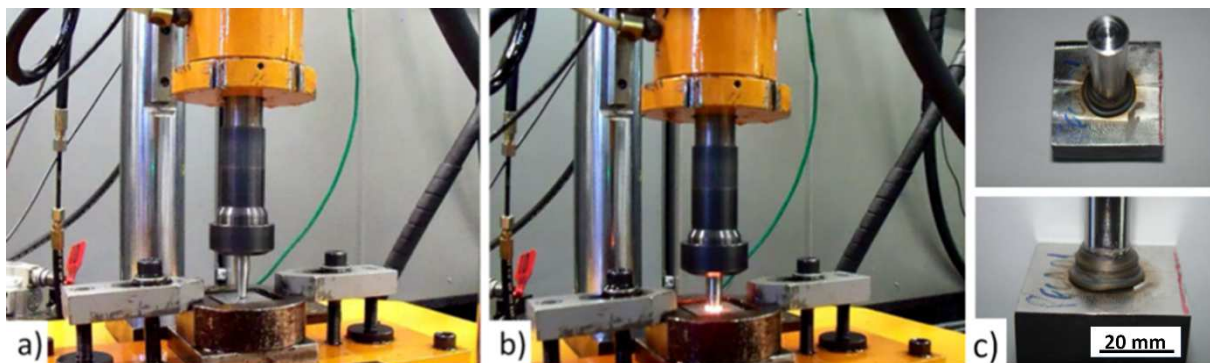
Figura 4. 2. Microestrutura da vareta TIG como recebida: Behara modificado



4.2. Processamentos iniciais da soldagem FHPP (Etapa I)

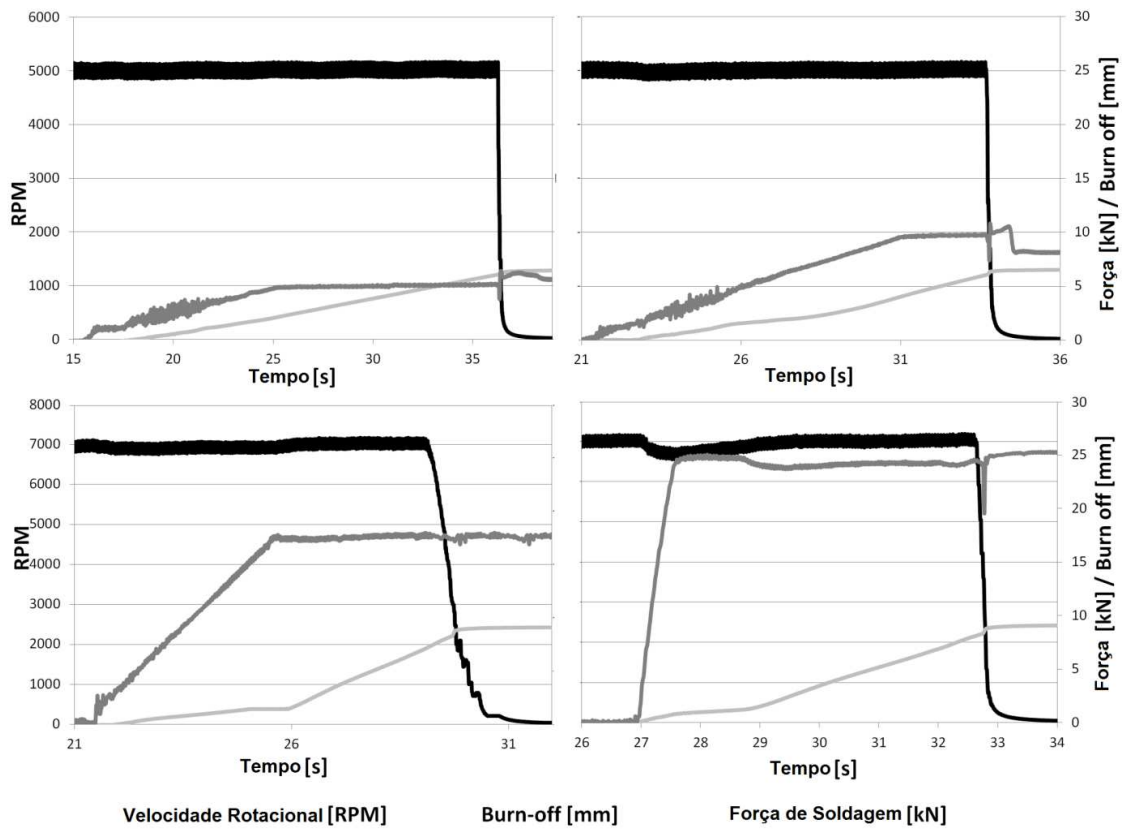
O acionamento da máquina começou com a velocidade rotacional. Após atingir a velocidade requerida, o Pino começou a ser prensado contra a base fixada, até consumir a altura determinada no sistema (*burn off*). Como resultado, se tem a produção de uma união, que poderá vir a ser uma junta soldada (Figura 4. 3.)

Figura 4. 3. (a) O Pino sendo rotacionado. (b) Pino pressionado contra o MB. (c) união



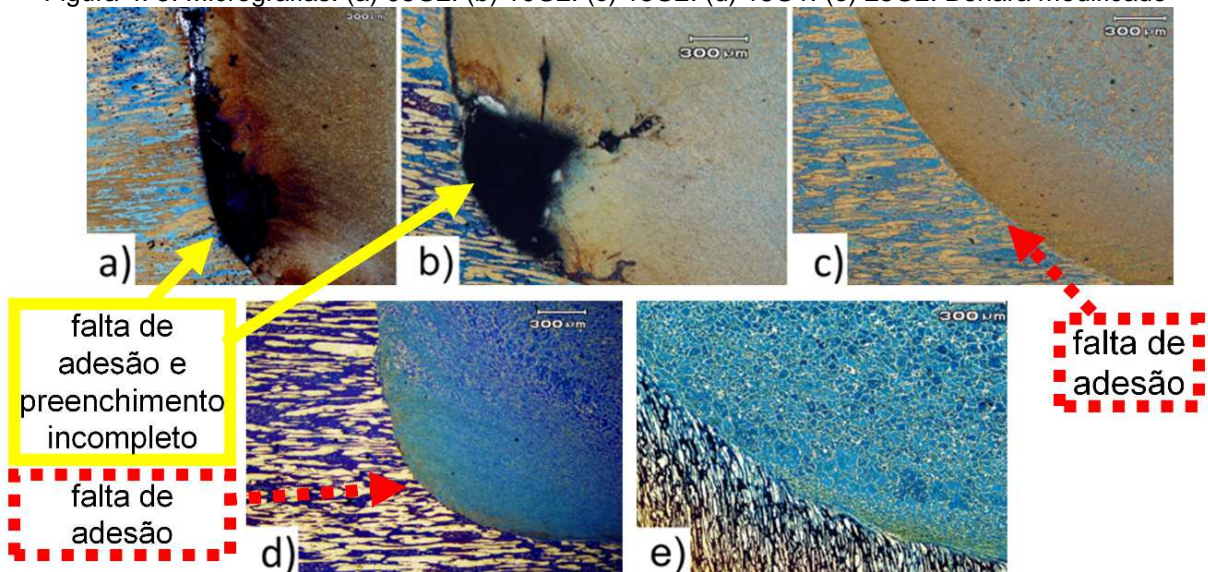
O tempo dos processamentos é resultado da sinergia dos parâmetros Força, *burn off* e velocidade rotacional. Nota-se que quanto maior a força, menor o tempo.

Figura 4. 4. Aquisição de dados nas diferentes condições de soldagem



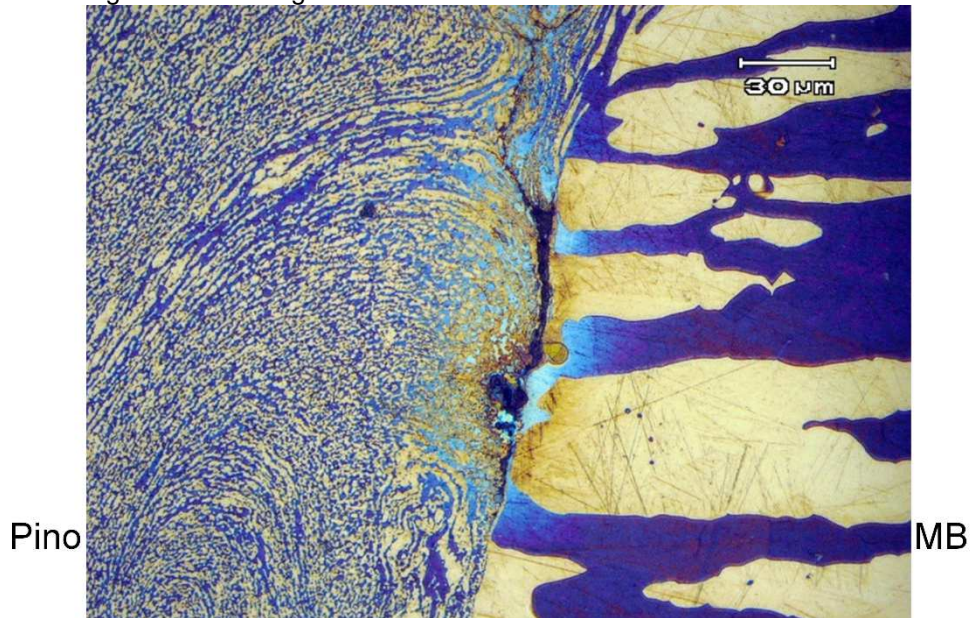
As tentativas de união previstas na Etapa I descrita anteriormente, resultou nas geometrias de juntas soldadas, onde se destaca a 05G2 e a 10G2 (Figura 4. 5 (a) e (b)), que tiveram defeitos de falta de adesão e preenchimento incompleto grandes, que são característicos de baixa rotação e baixa força (ELLIS, 1972; MEYER, 2003).

Figura 4. 5. Micrografias. (a) 05G2. (b) 10G2. (c) 18G2. (d) 18G1. (e) 25G2. Behara modificado



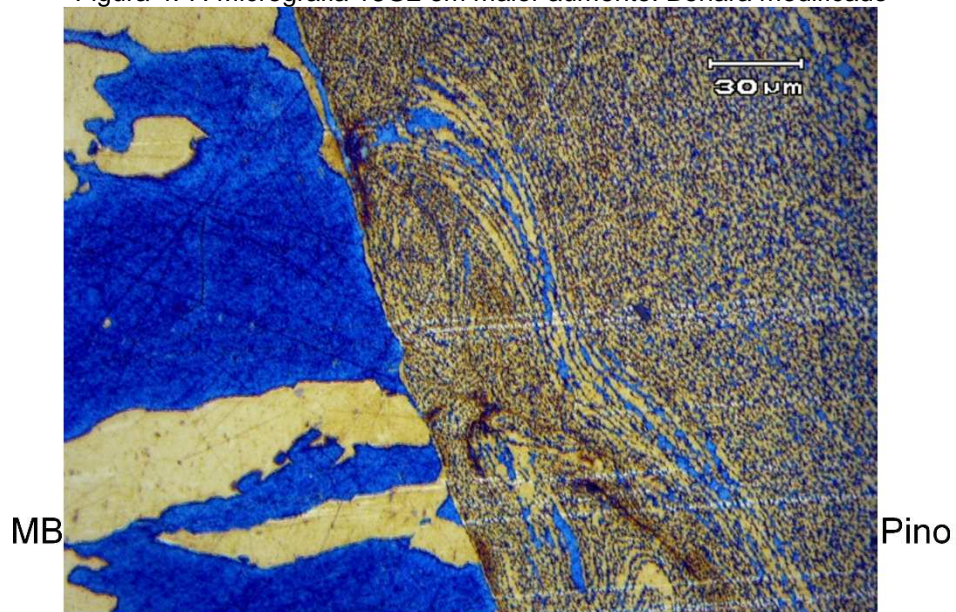
Em outra tentativa de união, com força de 18 kN na geometria G1 (Figura 4. 5(d)), quando analisada com maior aumento (Figura 4. 6), também foi possível perceber o defeito de falta de adesão e/ou mistura.

Figura 4. 6. Micrografia 18G1 em maior aumento. Behara modificado

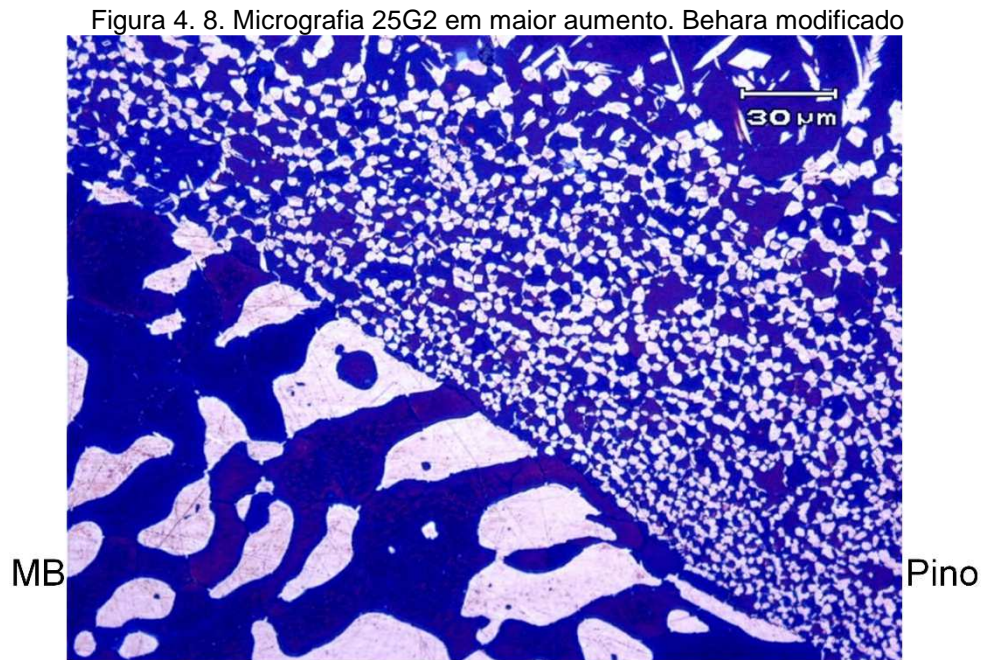


Mesmo parecendo menor na Figura 4. 7, se comparar as duas micrografias, também ocorreu falta de adesão com a união 18G2.

Figura 4. 7. Micrografia 18G2 em maior aumento. Behara modificado



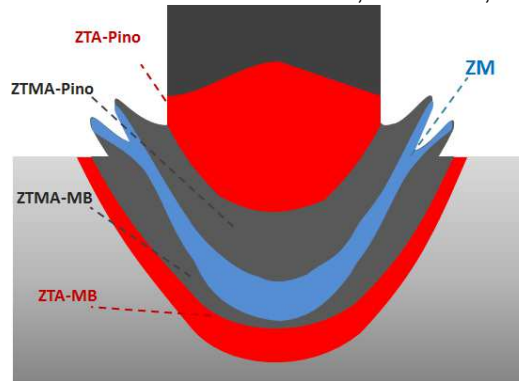
Já na tentativa de união 25G2, esta não mostrou defeitos semelhantes aos anteriores. Porém, ocorreu uma variação microestrutural que poderia agir como um entalhe metalúrgico, ou seja, um entalhe pela diferença microestrutural (YEN; DOLAN, 1952). Esse defeito metalúrgico consiste no fato de ocorrer uma variação abrupta na microestrutura, que no caso da união 25G2 se percebe uma diferença no tamanho dos grãos, que são maiores no MB em relação ao Pino (Figura 4. 8)



Da etapa I pode-se concluir que a diferença entre os raios da G1 para a G2, de 1 mm para 3 mm diminuem o tamanho do defeito falta de adesão quando se compara as análises obtidas na Figura 4. 6 e na Figura 4. 7. Alguns autores apontam que a utilização de blocos com fundos arredondados possibilita um grande incremento na qualidade da solda (JARDIM et al., 2007) e no caso do raio 3 mm faz com que tanto o bloco quanto o pino fiquem com fundo e ponta arredondados.

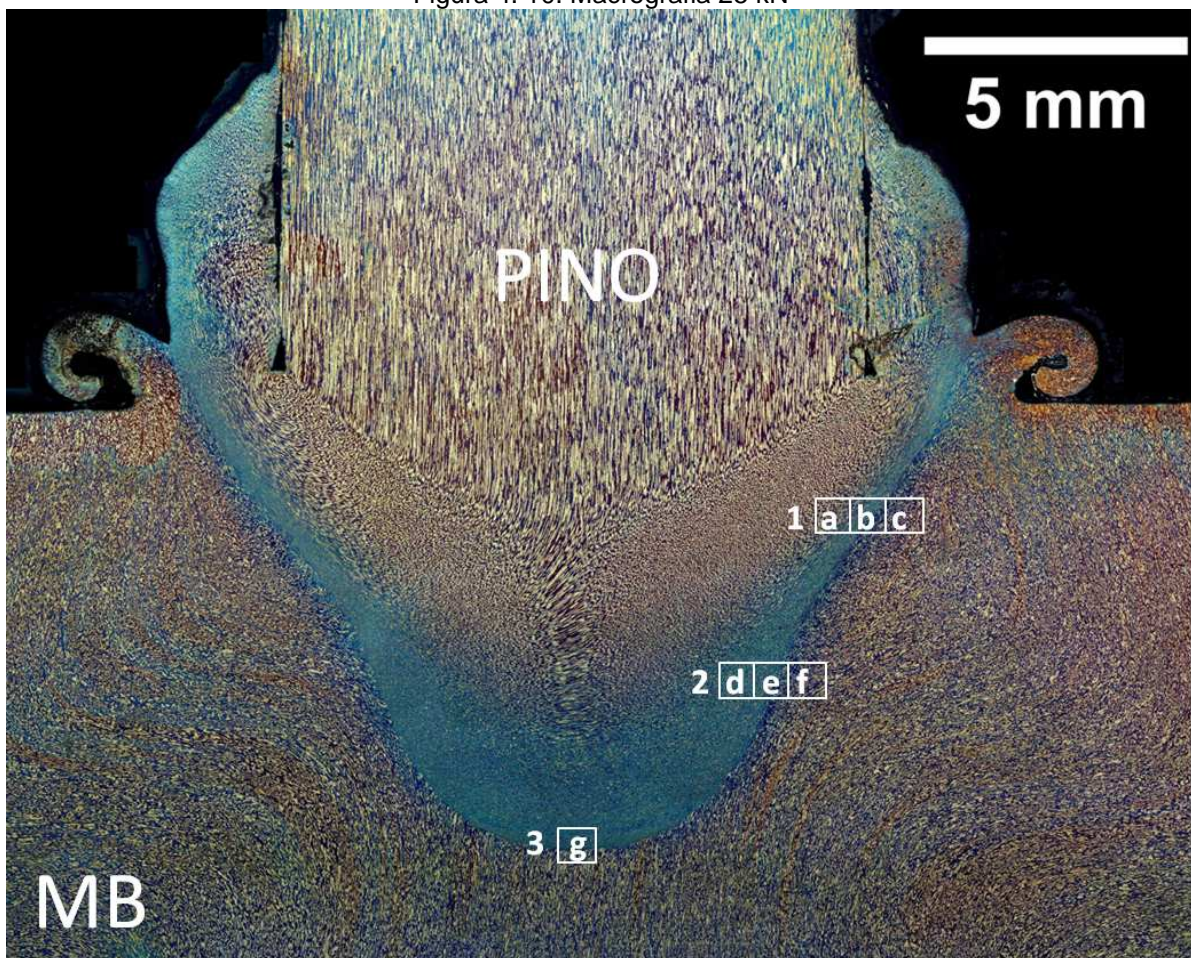
Diante dos resultados da Etapa I, se optou por realizar novos processamentos com a força de 25 kN. A Etapa II averigou a nova mudança na. Nesta etapa a análise foi além da busca por defeitos, ou seja, os experimentos foram avaliados através de macrografias, micrografias e microdureza. Portanto, após os processamentos, as juntas soldadas foram cortadas e preparadas para avaliação. Num primeiro momento, foram identificadas as zonas típicas (PAES; POPE, 2009) de *FHPP* (Figura 4. 9 e Figura 4. 10).

Figura 4. 9. Esquema mostrando as zonas formadas. ZM, ZTA-Pino, ZTA-Pino, ZTMA-MB, ZTA-MB



- ✓ ZM: Zona de Mistura;
- ✓ ZTA-Pino: Zona Termicamente Afetada no Pino;
- ✓ ZTMA-Pino: Zona Termomecanicamente Afetada no Pino;
- ✓ ZTMA-MB: Zona Termomecanicamente Afetada no Metal Base;
- ✓ ZTA-MB: Zona Termicamente Afetada no Metal Base.

Figura 4. 10. Macrografia 25 kN

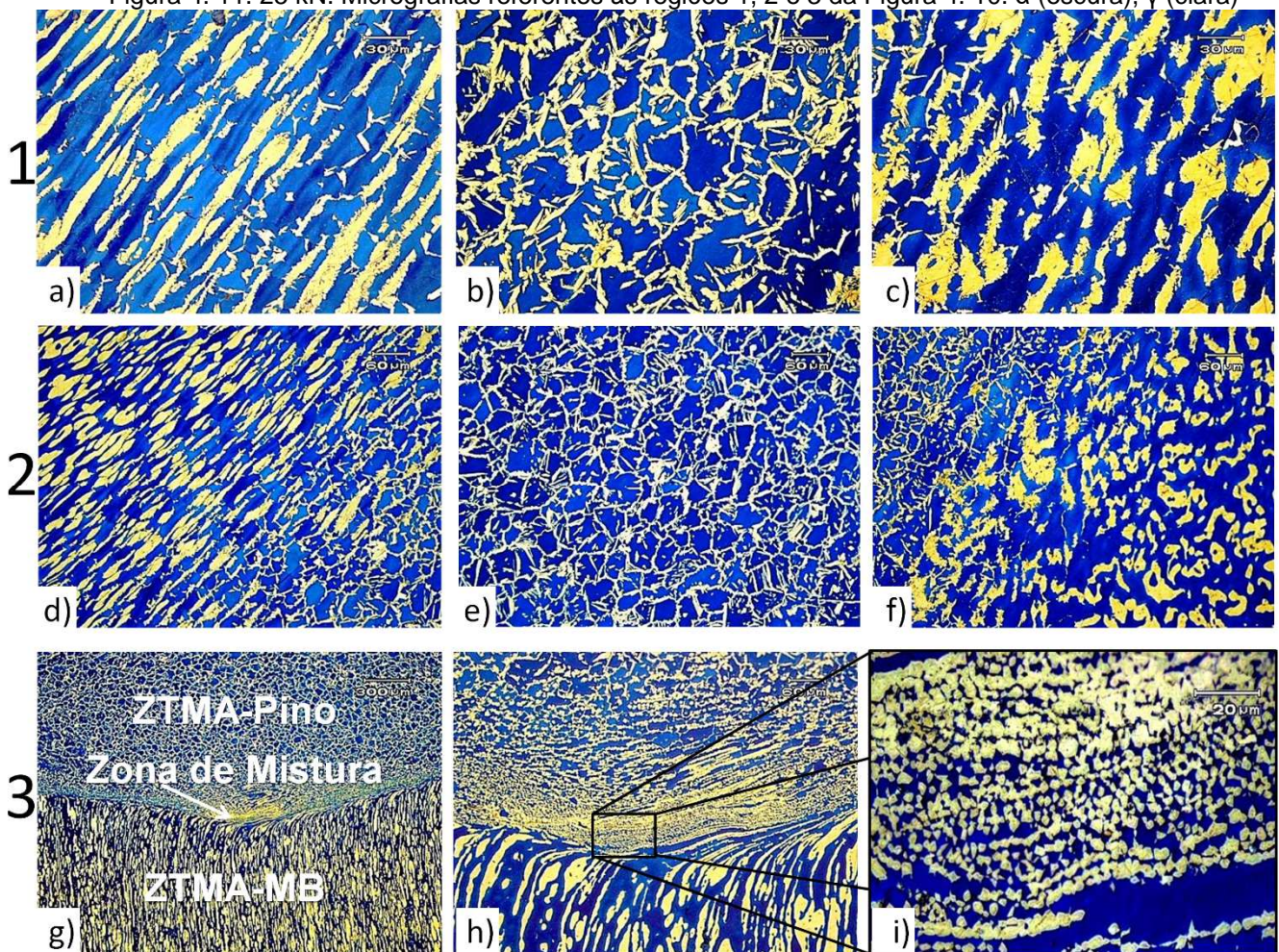


Como mostra a Figura 4. 10, as zonas, por sua vez, foram divididas em três regiões: 1, 2 e 3.

Em seguida foram feitas micrografias referentes às regiões da união de força 25 kN conforme mostrado na Figura 4. 10 (a), ou seja:

- ✓ região 1: Figura 4. 11 a, b, c;
- ✓ região 2: Figura 4. 11 d, e, f;
- ✓ região 3: Figura 4. 11 g, h, i.

Figura 4. 11. 25 kN. Micrografias referentes às regiões 1, 2 e 3 da Figura 4. 10. α (escura), γ (clara)



No presente estudo, optou-se por fração do volume de α determinada por análise quantitativa por imagem por este método ser mais confiável conforme estudos (ESCRIBA et al., 2009).

Nas zonas da junta soldada, ficou evidente que a quantidade da fase α está um pouco acima da quantidade encontrada inicialmente, tanto no MB quanto, no Pino, porém esta quantidade de fase e precisão relativa (%RA) são aceitáveis conforme normas (DET NORSKE VERITAS, 2008; DET NORSKE VERITAS AS, 2012).

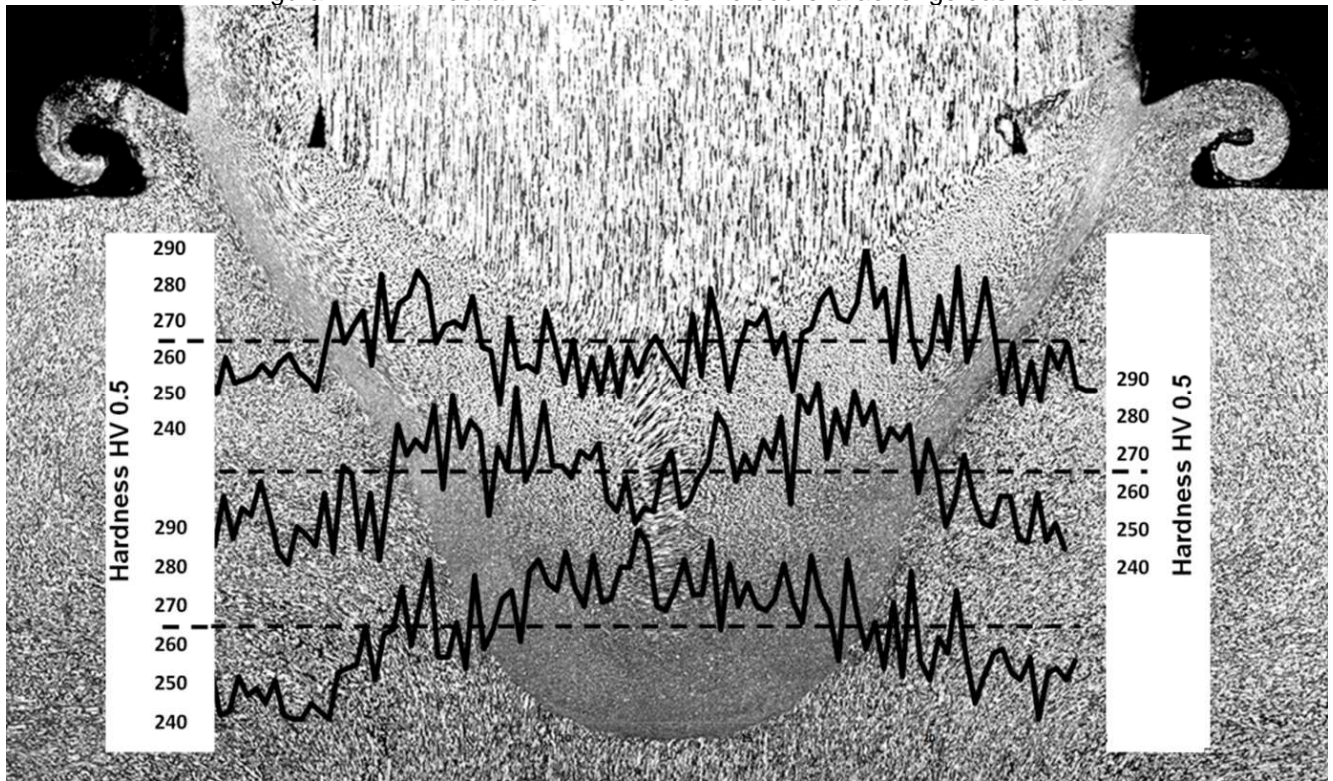
A análise mostrou uma razão α/γ balanceada e de acordo com as normas citadas. Segundo Lippold, taxas intermediárias de extração de calor ($\sim 50^\circ\text{C/s}$) e um balanço entre α/γ resultam em uma boa tenacidade relativa em materiais de base ($\sim 200\text{J}$ em -20°C) (LIPPOLD; VAROL; BAESLACK III, 1994). Testes confirmam que materiais com espaçamento pequeno entre fases tem maior resistência contra trincas induzidas por hidrogênio do que materiais com espaçamentos grandes. Um espaçamento γ é considerado pequeno quando é menor que $30\ \mu\text{m}$ (DET NORSKE VERITAS, 2008). A Tabela 4- 3 mostra que com o processamento houve uma redução do espaçamento γ quando se compara as regiões da solda com o material não processado (Pino e MB). É importante salientar que na ZM percebeu-se uma diminuição gradual do espaçamento γ quando se vai da região 1 até 3.

Tabela 4- 3. 25 kN. Percentuais de fases γ e α , espaçamento γ

Região	Zona	% α	%RA α	% γ	%RA γ	Espaçamento γ (μm)	%RA Espaçamento γ
1	ZTMA-Pino	57,63	9,32	42,37	7,94	10,39	4,47
	ZM	67,69	12,51	32,31	4,34	22,78	6,96
	ZTMA -MB	61,17	5,75	38,83	5,96	14,76	3,34
2	ZTMA-Pino	64,70	7,25	35,3	5,12	18,83	5,82
	ZM	61,09	11,54	38,91	6,07	19,26	7,38
	ZTMA -MB	66,43	9,89	33,57	4,64	17,70	6,49
3	ZTMA-Pino	61,09	8,21	38,91	6,08	23,43	4,83
	ZM	55,83	14,03	44,17	8,25	9,03	9,16
	ZTMA -MB	59,98	7,18	40,02	7,76	22,43	8,65
Material não processado	Pino Longitudinal	49,63	4,80	50,37	4,93	31,54	6,73
	Pino Transversal	55,01	5,28	44,99	4,46	24,43	6,80
	MB	49,69	7,56	50,31	7,39	25,76	5,14

O modelo de perfil utilizado no estudo teve como base estudos anteriores (CUI et al., 2014b; LESSA, 2011; MEYER, 2003). O perfil de microdureza resultante da junta soldada, representado pelas linhas pontilhadas na Figura 4. 12 mostra que os valores variaram entre 250 e 290 HV0.5 na ZTMA-Pino.

Figura 4. 12. Amostra 25 kN. Perfil de microdureza ao longo das zonas



Valores próximos da ZTA-Pino e ZTA-MB, ficaram entre 245 e 280 HV0.5. É importante salientar que essas variações são consideradas baixas, pois o MB apresentou microdureza entre 240 e 250 HV0.5.

É notável uma elevação da microdureza, quando se observa o perfil, na passagem da ZTMA-MB para ZM, provavelmente essa diferença ocorra devido a formação de austenita com formato de Widmanstätten na ZM e austenita secundária. Também ocorre a diminuição da microdureza quando passa da ZTMA-Pino para a ZTA-Pino. Trabalhos anteriores (AMBROZIAK; GUL, 2007; MEYER et al., 2001) mostraram que essa variação na distribuição é comum nesse processo.

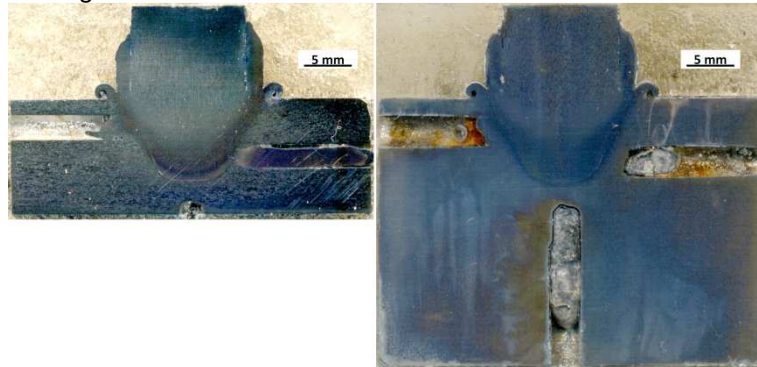
Com os experimentos da etapa II foi possível produzir uniões sem defeitos físicos, como falta de adesão e de preenchimento. Se percebeu uma pequena melhora no “defeito” entalhe metalúrgico, ou seja, a variação microestrutural foi menor. Portanto, na G3 com 25 kN houve uma mistura de material visivelmente melhor. Com isso se finaliza a etapa II, ou seja, os processamentos iniciais alcançaram o objetivo de produzir uniões sem defeitos.

4.3. Novos processamentos FHPP (Etapa II)

4.3.1. Aquisição Térmica

Com a obtenção de juntas soldadas com a força de 25 kN, novos processamentos foram repetidos para esta força, ou seja, com as mesmas características e procedimentos experimentais. A modificação feita foi na espessura do bloco MB, agora com duas espessuras, sendo de 12 e de 28 mm (Figura 4. 13)

Figura 4. 13. Macrografia mostrando os TPs das amostras de 12 e 28 mm respectivamente



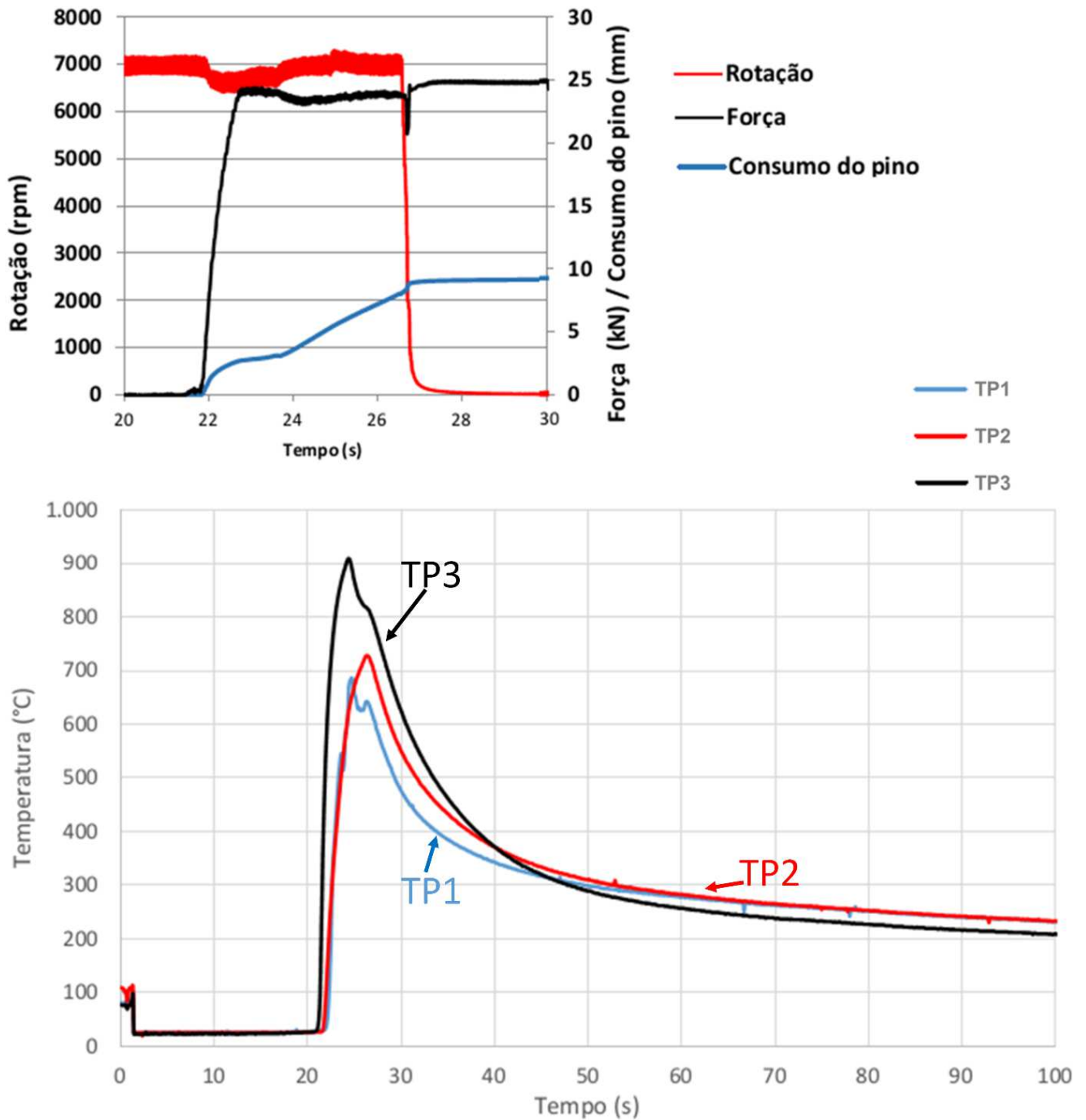
Os termopares utilizados são os do tipo K não encapsulados. É importante mencionar que a medição de temperatura não medirão será exata devido a entre os TPs e o ponto onde ocorrerá a mistura do material MB com o pino durante o processamento. A distância, já utilizada por outros autores, entre os termopares e onde ocorrerá o processamento foi de 2mm (PAES, 2009; UNFRIED et al., 2009).

Para comparar a extração térmica, foram utilizadas duas espessuras. A seguir, são mostrados os gráficos dos processamentos das juntas com espessuras de 12 mm e 28 mm juntamente com os de aquisição térmica (Figura 4. 14 e Figura 4. 15).

O processamento utilizando 25 kN e espessura de 12 mm teve um pouco de ruído na curva de temperatura durante a aquisição térmica, Figura 4. 14, em virtude do pequeno movimento do bloco MB durante a soldagem, devido a manta de fibra cerâmica que estava situada abaixo deste.

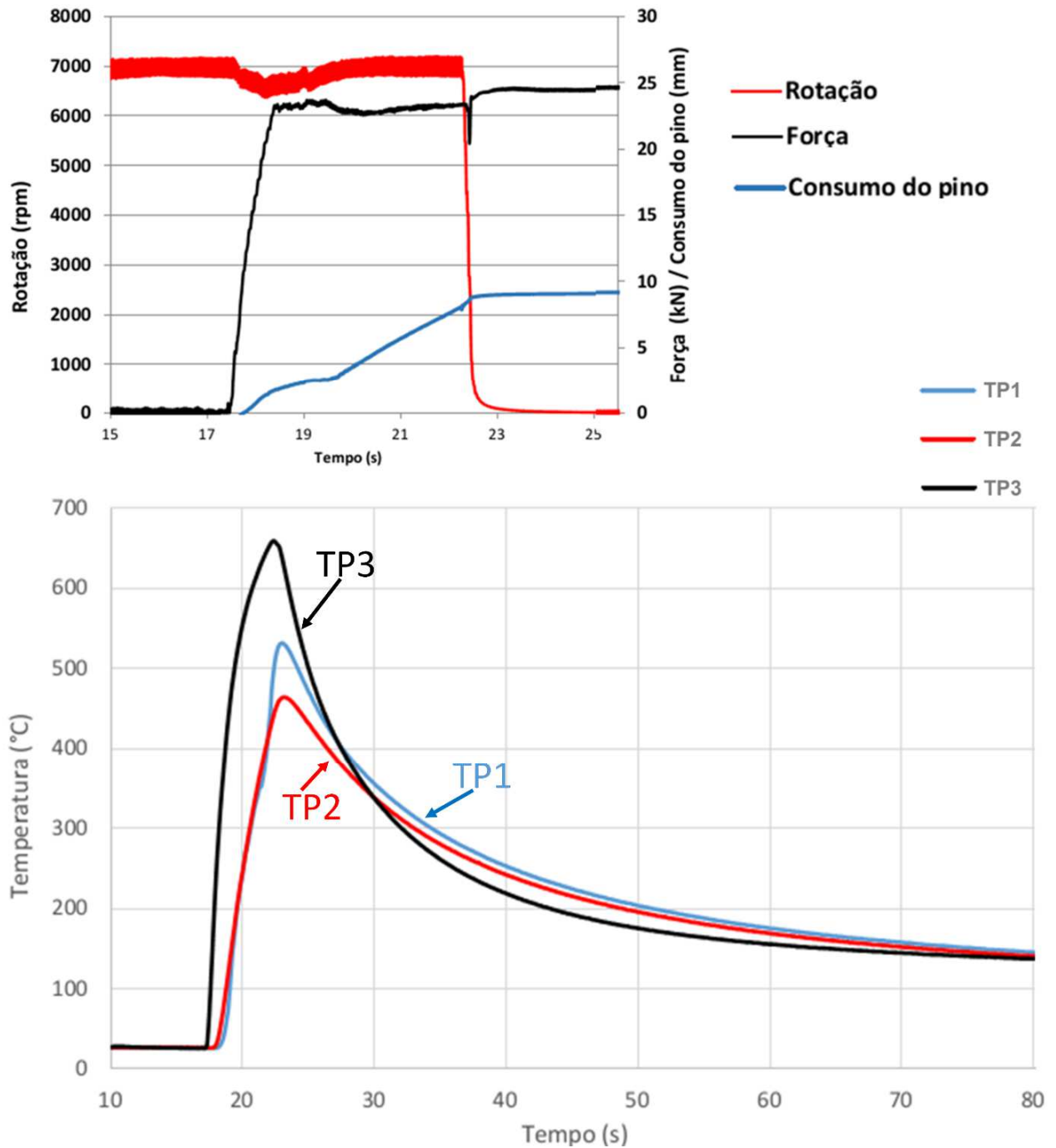
Este ruído este, que não foi visualizado na espessura de 28 mm por esta ser mais espessa e, dessa forma, estar melhor assentada na base da máquina de FHPP durante a soldagem e a aquisição térmica (Figura 4. 15).

Figura 4. 14. Força 25 kN e base com 12 mm de espessura



O processamento começa de fato quando a força aumenta de zero até 25kN, que no caso de ambos os processamentos teve um tempo de aproximadamente 5 segundos, tempo suficiente para o consumo do pino (*burn off*) ocorrer, ou seja, os 9 mm programados conforme o procedimento de soldagem, que pode ser comprovado nas figuras mencionadas.

Figura 4. 15. Força 25 kN e base com 28 mm de espessura

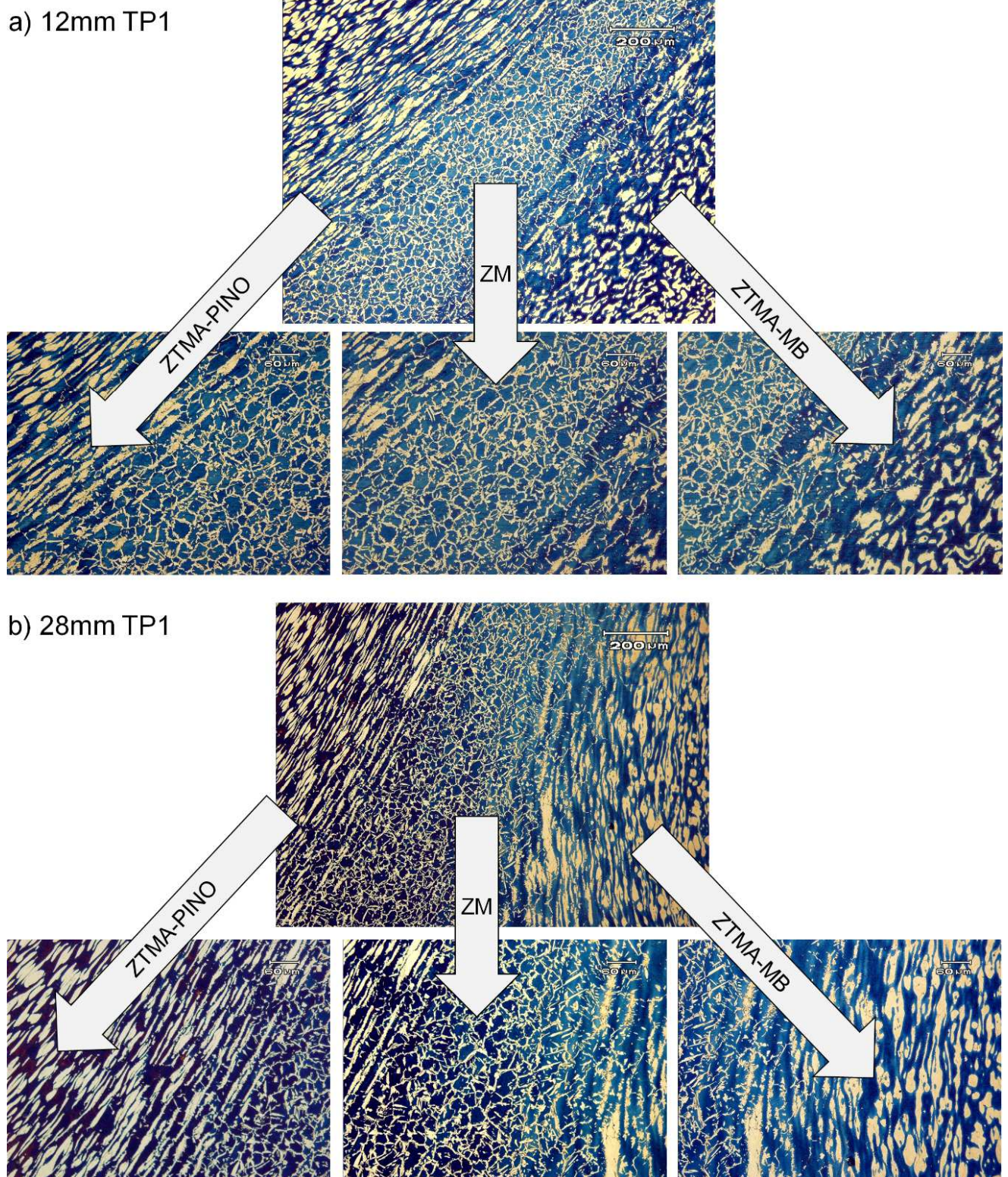


O pico de temperatura atingido pelo termopar TP3 na espessura de 12 mm, de aproximadamente 900 °C, enquanto na amostra de 28 mm foi de 650 °C. O motivo principal pode ter sido causado por ser maior a espessura, pois esta extrai calor mais rápido que a extração da espessura menor (MACHADO, 2000), que fica mais evidente ainda quando se percebe no gráfico que o TP2 de 12 mm alcançou maior temperatura que o TP1 para amostra de 12 mm enquanto que na de 28 mm foi ao contrário, ou seja TP1>TP2.

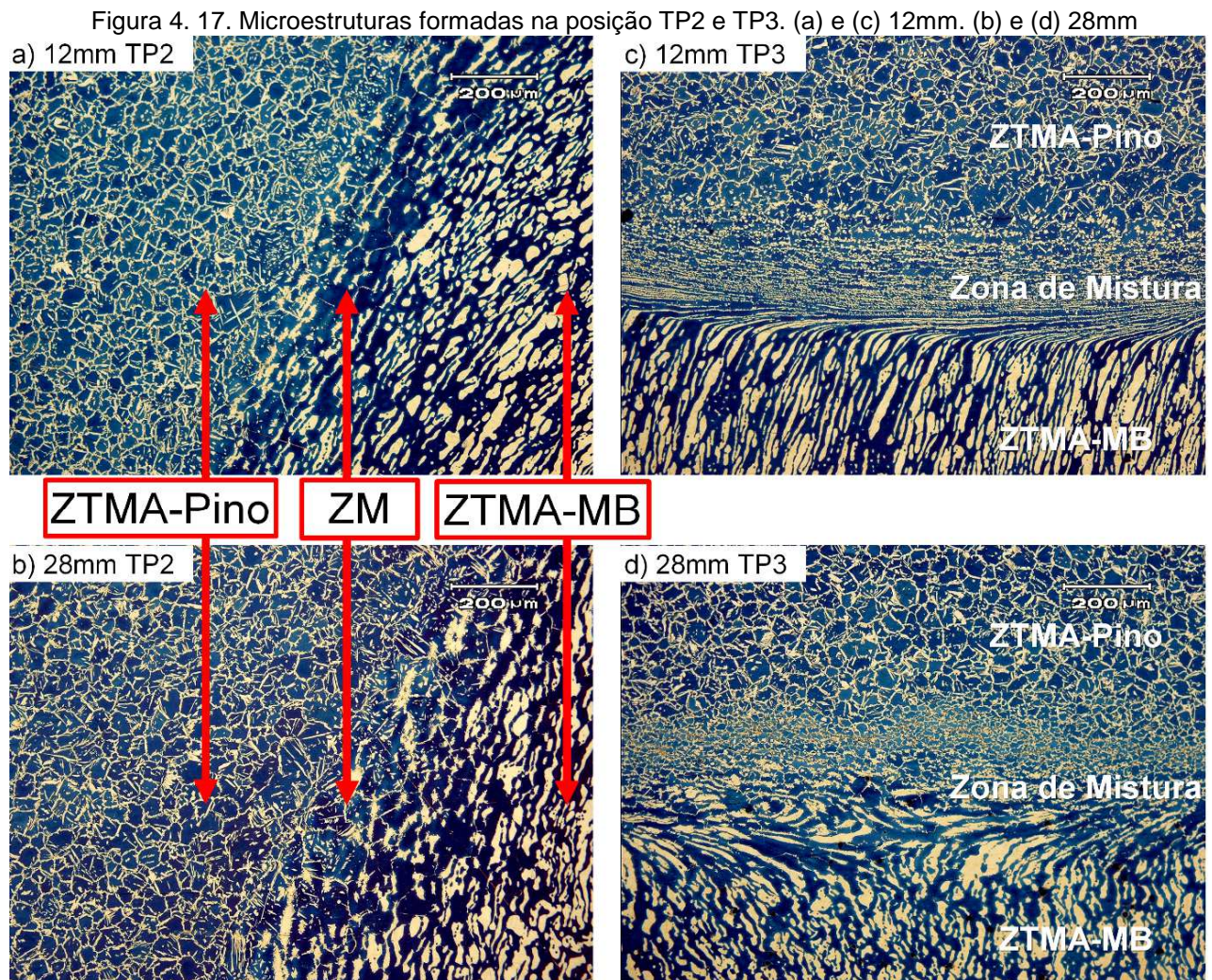
4.3.1.1. Características microestruturais

Se fez necessária a averiguação das microestruturas formadas nas diferentes posições dos Termopares. TP1(12mm) $\approx 690^\circ\text{C}$ e TP1(28mm) $\approx 530^\circ\text{C}$, Figura 4. 16.

Figura 4. 16. Microestruturas formadas na posição TP1. (a) 12mm. (b) 28mm



Na Figura 4. 15 é possível observar as micrografias das posições TP2(12mm) $\approx 720^\circ\text{C}$ (Figura 4. 17 (a)), TP2(28mm) $\approx 470^\circ\text{C}$ (Figura 4. 17 (b)), TP3(12mm) $\approx 910^\circ\text{C}$ (Figura 4. 17 (c)) e TP3(28mm) $\approx 660^\circ\text{C}$ (Figura 4. 17 (d)).




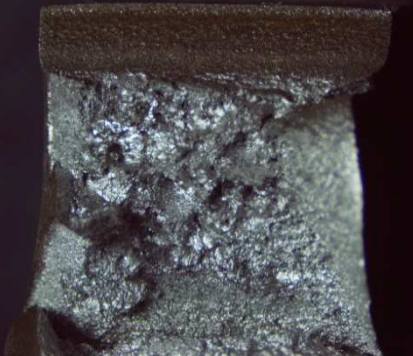

Tanto os processamentos com 12mm, quanto os de 28 mm não apresentaram defeitos que comprometessem a união. Observando as imagens das diferentes posições dos termopares, se verifica em TP2(12mm) e TP2(28mm) praticamente as mesmas microestruturas, enquanto em TP3(12mm) e TP3(28mm) algumas diferenças, principalmente quando se observa os MBs da Figura 4. 17 (c) e (d), provavelmente devido a extração de calor ocorrer de maneiras diferentes devido as espessuras 12mm e 28mm durante os processamentos.

Os ensaios Charpy foram feitos para estas duas espessuras e serão apresentados no próximo item.

4.3.2. Ensaio de Impacto

Os resultados mostraram leve vantagem da Energia absorvida média dos corpos de prova extraídos da espessura de 12 mm em relação a de 28 mm, observado na Tabela 4- 4.

Tabela 4- 4. Resultados dos Ensaio de Impacto Charpy para *FHPP*

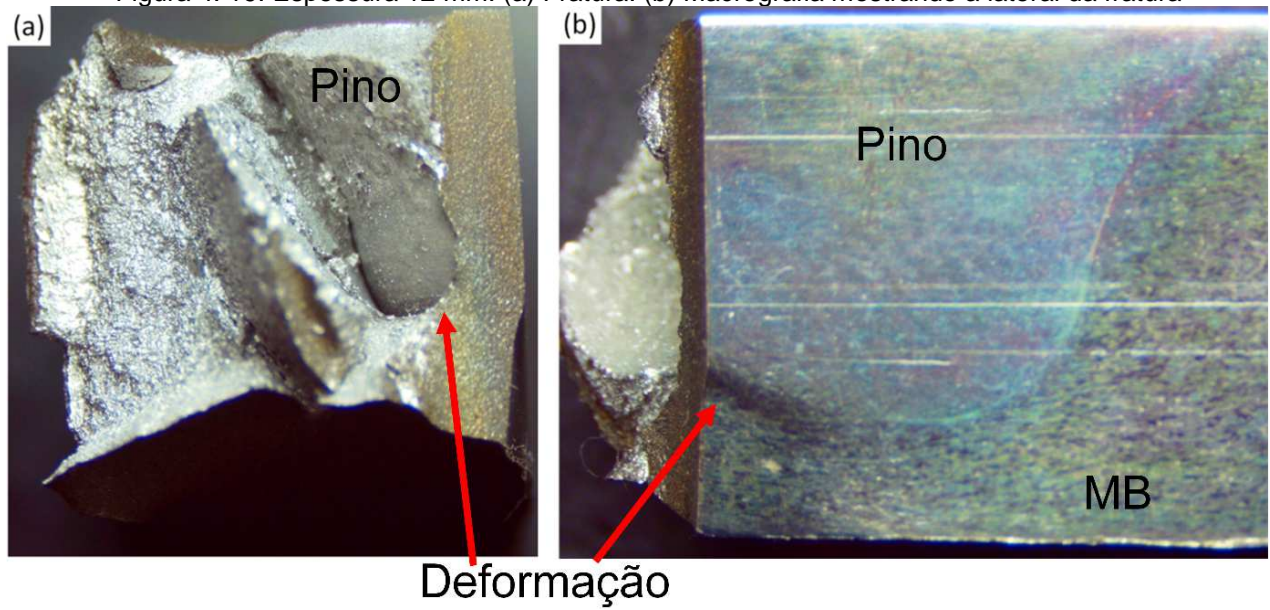
CP/espessura [mm]	Média Energia absorvida[J]	Fratura
12	237 ± 37	
28	201 ± 23	
MB	342 ± 26	

Porém houve, para ambas as espessuras, ensaios que não romperam totalmente e outros que mostraram nítido arrancamento do pino soldado em relação ao MB. Na Figura 4. 19 o CP 12 mm mostra destaque para a macrografia e a deformação que aparece em ambas figuras na parte inferior próxima ao entalhe.

Figura 4. 18. Alguns dos CPs rompidos durante o ensaio. O 4º CP não rompeu.

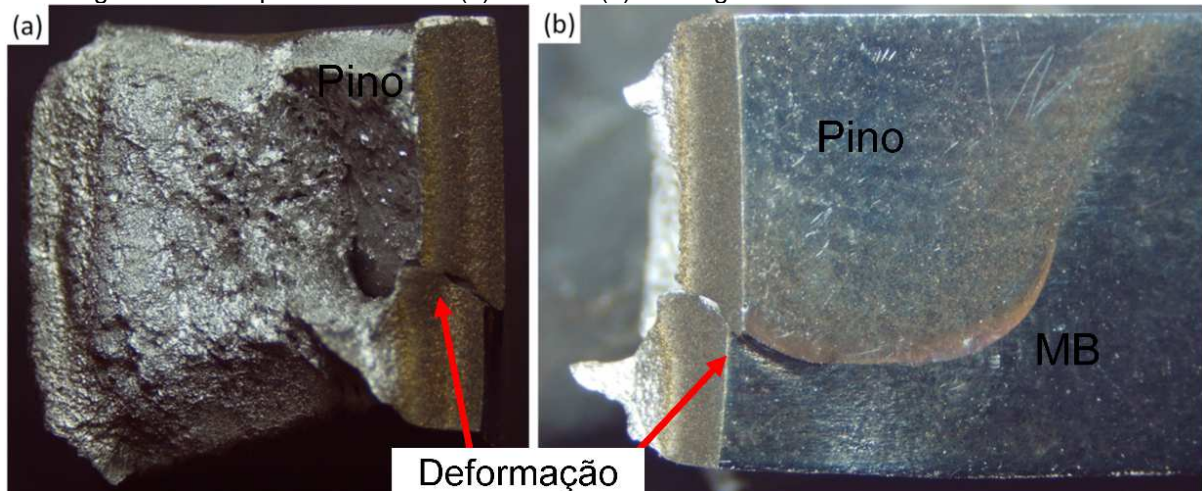


Figura 4. 19. Espessura 12 mm. (a) Fratura. (b) Macrografia mostrando a lateral da fratura



O arrancamento e deformação ficam mais nítidos ainda no CP 28 mm, como pode ser visto na Figura 4. 20.

Figura 4. 20. Espessura 28 mm. (a) Fratura. (b) Macrografia mostrando a lateral da fratura



Conforme o critério de aceitação de norma (ASTM A923-14, 2014) para o material em questão, o valor mínimo é de 54J de energia de impacto. A mesma norma afirma que, caso fique abaixo deste valor mínimo, é permitido um novo ensaio com dois corpos de prova, onde ambos devem mostrar valor acima do mínimo. Para este estudo foram realizados quatro ensaios para cada condição estudada.

4.3.3. Ensaio de Dobramento

Os critérios utilizados foram o diâmetro do rolete superior com 15 mm e ângulo de dobramento de 180°. No caso do CP *FHPP*, após o dobramento não houve qualquer tipo de descontinuidade e, dessa forma, para o processamento *FHPP* o resultado permite afirmar que a solda produziu uma união de qualidade.

Figura 4. 21. (a) CP durante ensaio. (b) CP ensaiado

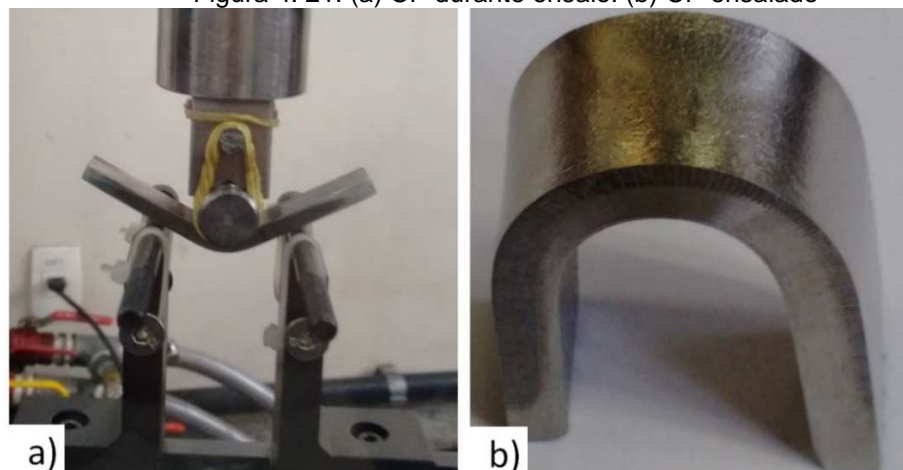


Figura 4. 22. CP ensaiado sob diferentes ângulos de visão



4.4. Processamentos TIG

4.4.1. Características microestruturais

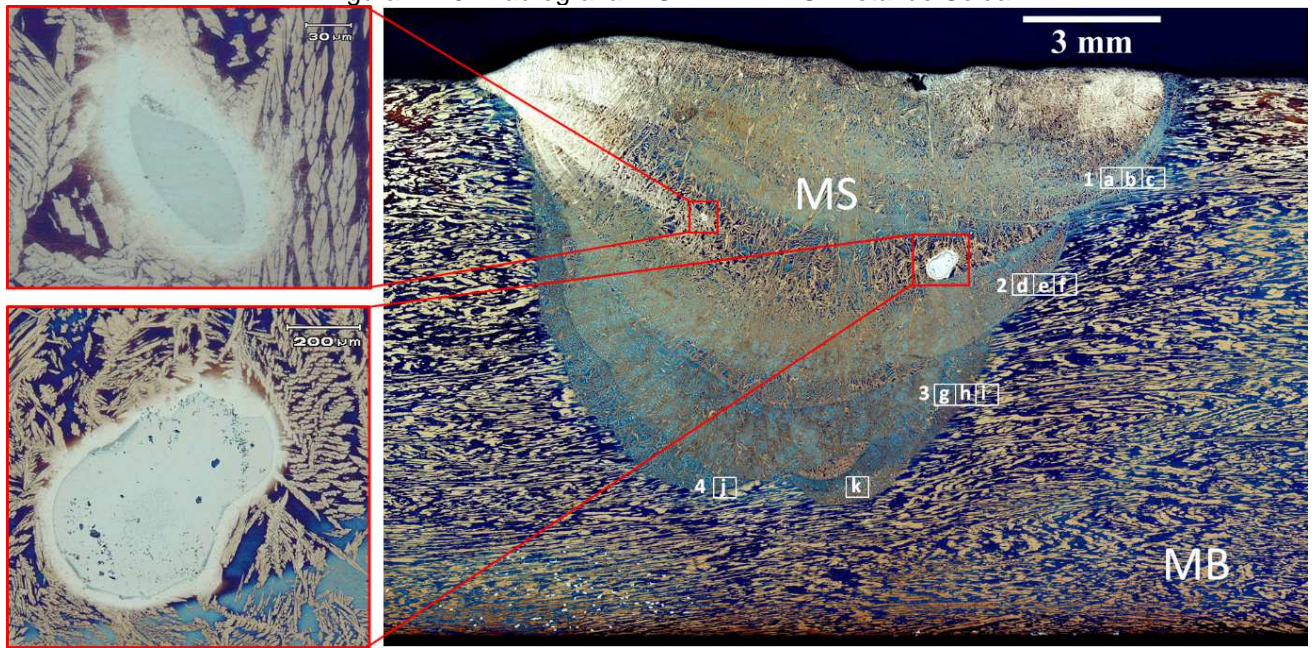
Com a orientação especificada, tanto para a faixa de corrente quanto para a vazão de gás previstas na metodologia, não foi possível iniciar o arco. Após algumas tentativas se chegou nos valores da Tabela 4- 5, que mostra os parâmetros utilizados no reparo com o processo TIG e também os tempos médios resultantes.

Tabela 4- 5. Parâmetros do processo TIG

Espessura [mm]	12	28
Corrente [A]	150	180
Tensão [V]	220	220
Vazão Gás [l/min]	17	17
tempo médio [s]	66±1s	69±1s

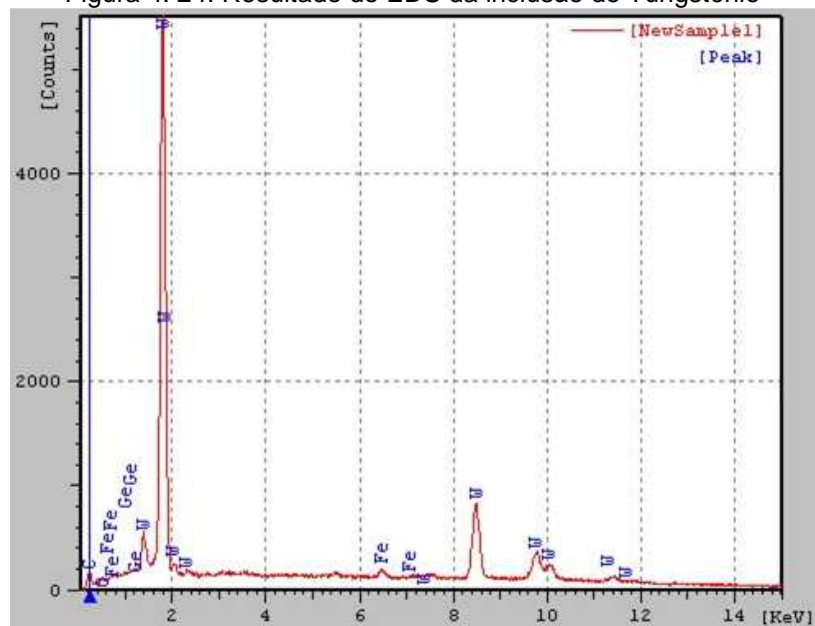
Houve uma dificuldade durante o processamento, pois o ângulo de bisel estava muito estreito para efetuar o reparo. Porém, se o diâmetro (\emptyset) do Bocal fosse menor, logo iria aumentar a vazão de gás e poderia gerar porosidades. Houve a tentativa de utilizar a mesma corrente para as duas espessuras, mas foi necessário aumentar de 150 para 180A para o bloco de maior espessura (28mm). A Macrografia obtida após o processamento (Figura 4. 23) mostrou duas inclusões de Tungstênio, ocorrida provavelmente com a quebra do eletrodo devido a alta corrente necessária para processar a soldagem.

Figura 4. 23. Macrografia TIG 12 mm. MS: Metal de Solda



Para a confirmação quanto às inclusões, foi realizada análise por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS, também chamada de EDX) das amostras, cujo resultado está na Figura 4. 22. A dureza Vickers apresentada foi de $612,5 \pm 56,8$ HV0.5.

Figura 4. 24. Resultado do EDS da inclusão de Tungstênio



A Figura 4. 23 mostrou uma separação em quatro diferentes regiões. Na Figura 4. 25 se destaca a Região 1, e na Figura 4. 26 a Região 2.

Figura 4. 25. Micrografias TIG 12 mm da região 1 indicada na Figura 4. 23. (a) Formação γ -dendrítica. (b) Crescimento epitaxial. (c) ZTA: Zona Termicamente Afetada

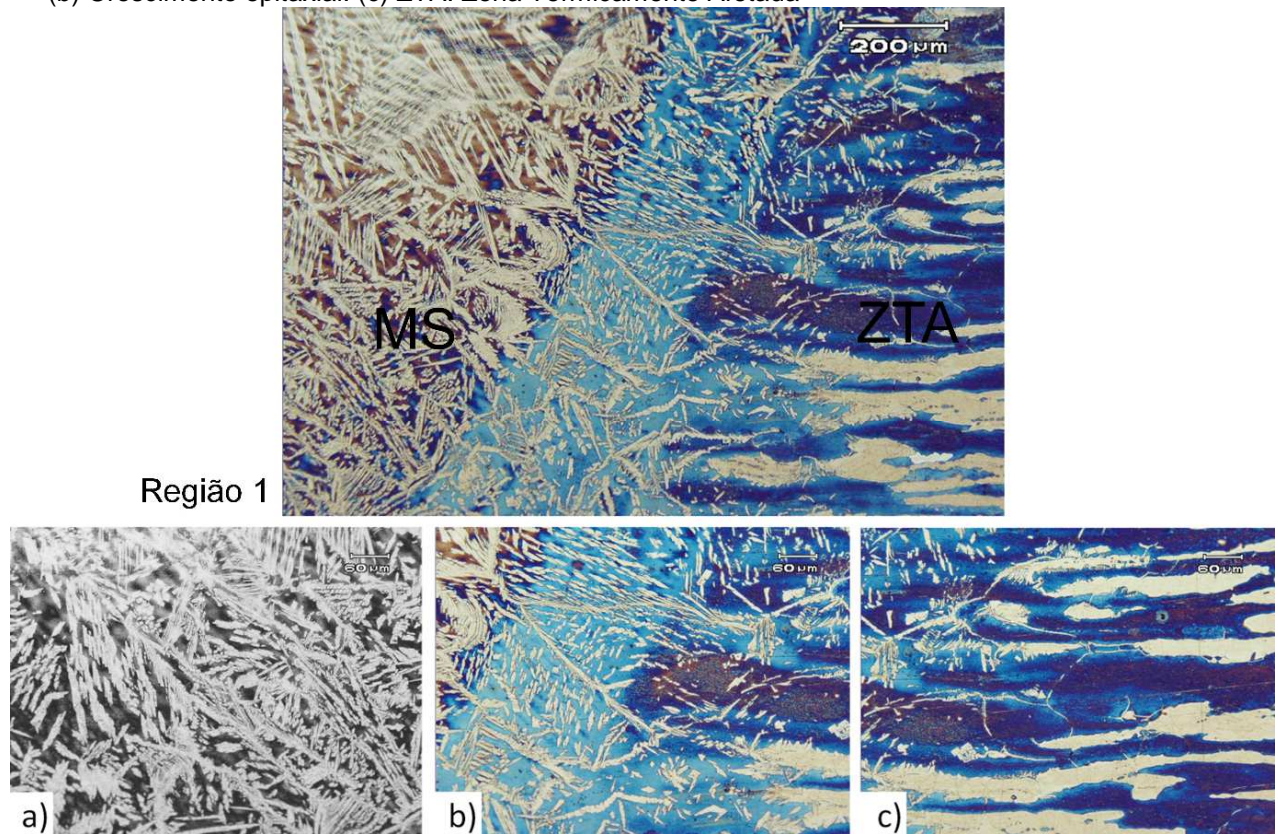
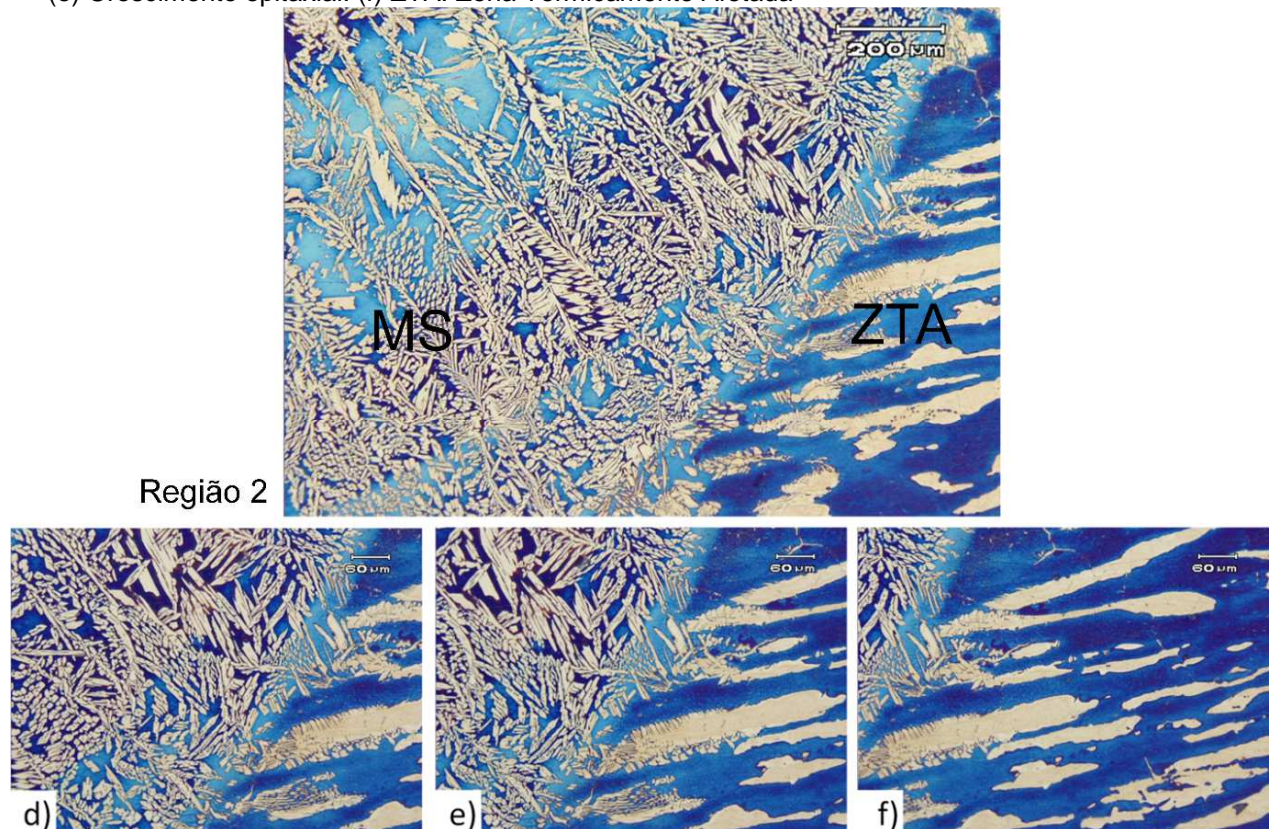


Figura 4. 26. Micrografias TIG 12 mm da região 2 indicada na Figura 4. 23. (d) Formação γ -dendrítica. (e) Crescimento epitaxial. (f) ZTA: Zona Termicamente Afetada



Na Figura 4. 27 e na Figura 4. 28 estão as regiões 3 e 4.

Figura 4. 27. Micrografias TIG 12 mm da região 3 indicada na Figura 4. 23

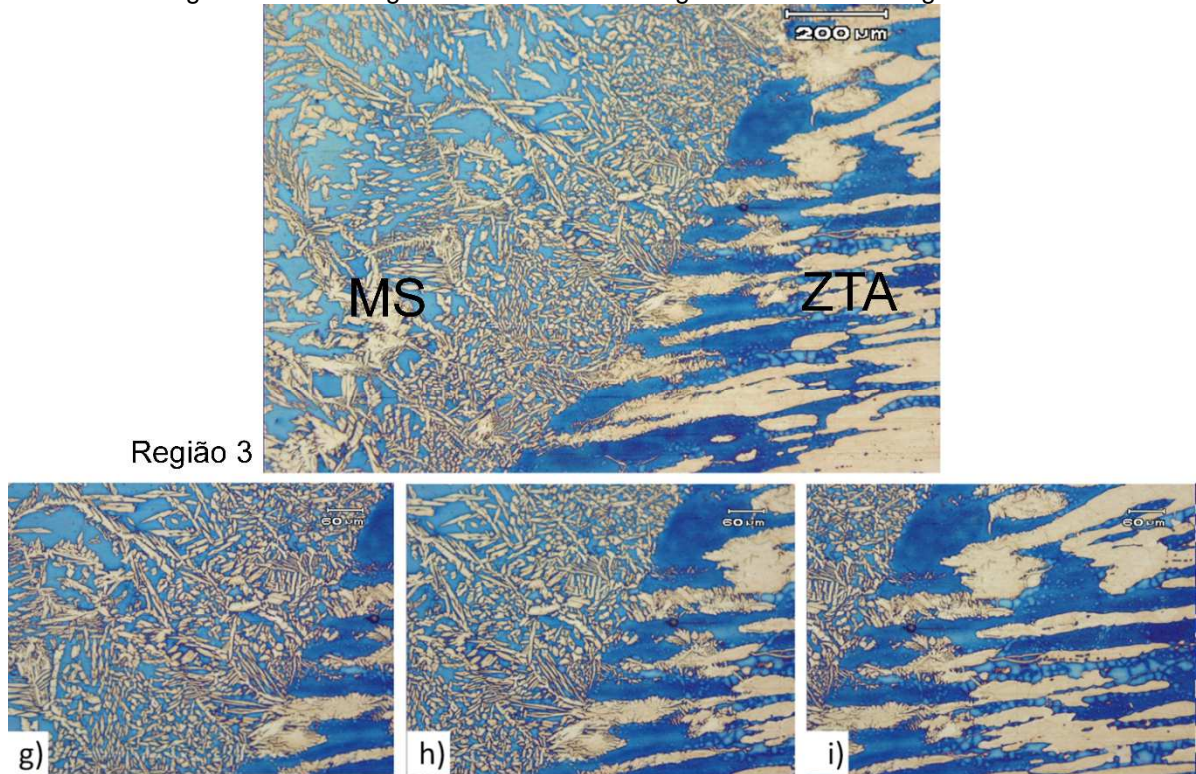
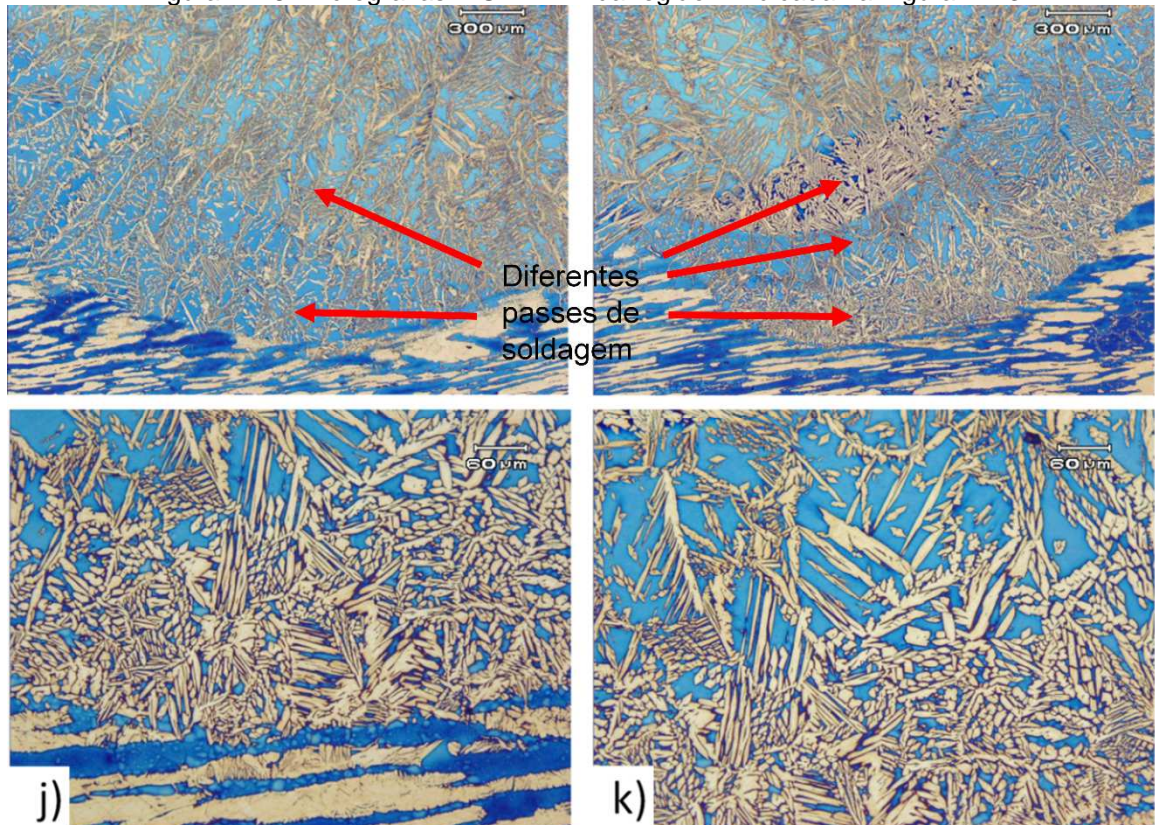
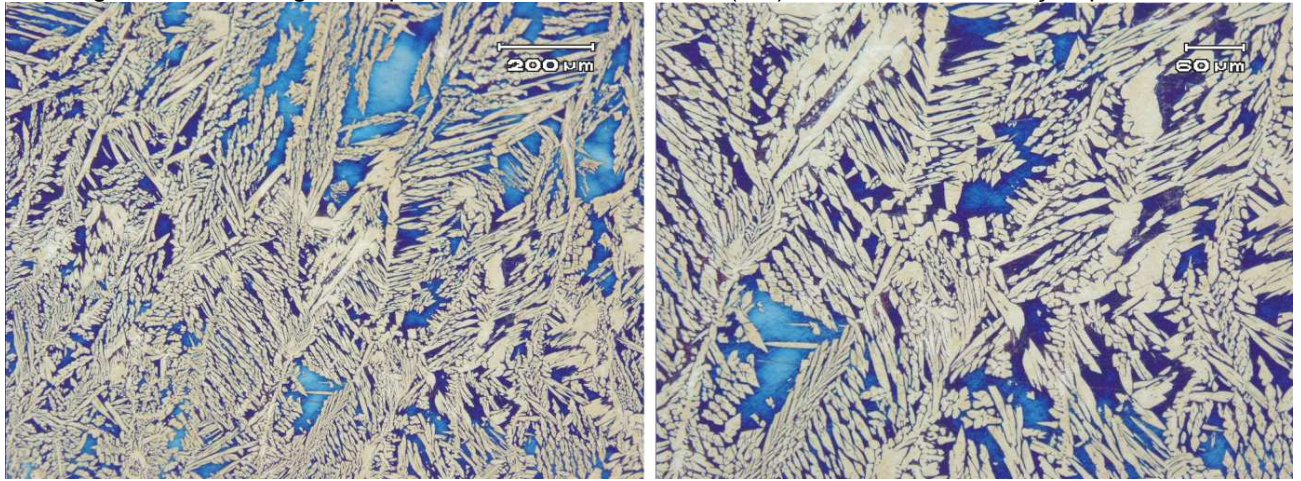


Figura 4. 28. Micrografias TIG 12 mm da região 4 indicada na Figura 4. 23



Além das regiões mostradas, foram feitas micrografias do MS (Figura 4. 29)

Figura 4. 29. Micrografias que mostram Metal de Solda (MS) - TIG 12 mm. Formação γ -dendrítica



A macrografia obtida após os processamentos com espessura 28 mm (Figura 4. 30) também foi dividida em regiões para fins de análise. A seguir serão apresentadas as micrografias das diferentes regiões marcadas.

Figura 4. 30. Macrografia TIG 28 mm, com diferentes regiões (1, 2, 3 e 4)

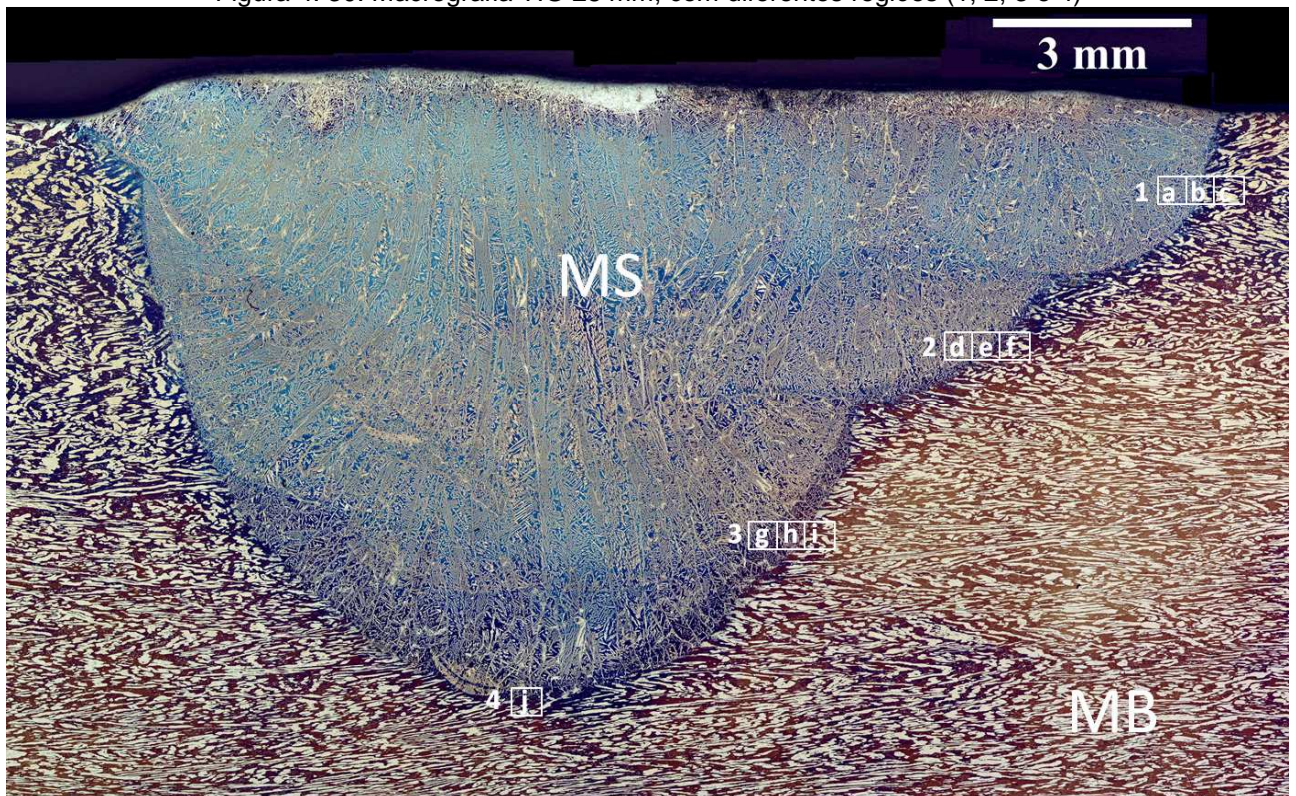


Figura 4. 31. Micrografias TIG 28 mm da região 1 indicada na Figura 4. 30. (a) Formação γ -dendrítica. (b) Crescimento epitaxial. (c) ZTA: Zona Termicamente Afetada

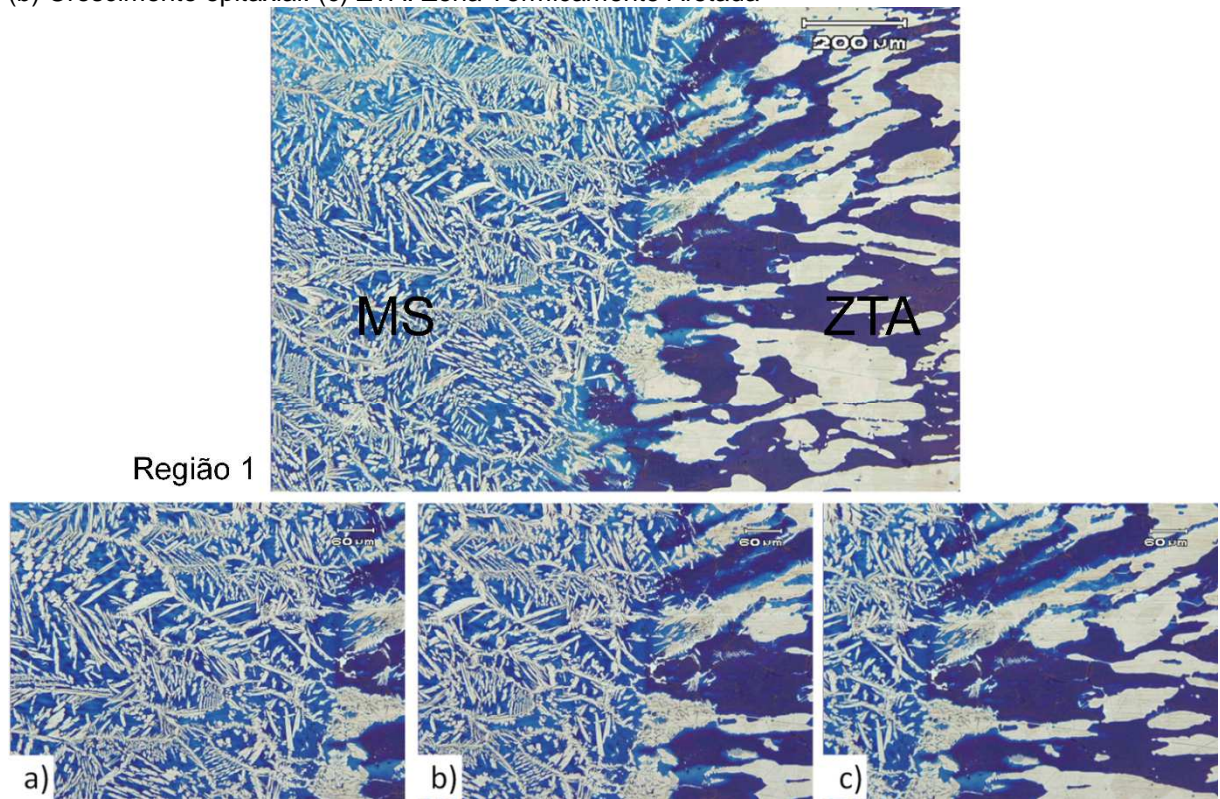


Figura 4. 32. Micrografias TIG 28 mm da região 2 indicada na Figura 4. 30. (a) Formação γ -dendrítica. (b) Crescimento epitaxial. (c) ZTA: Zona Termicamente Afetada

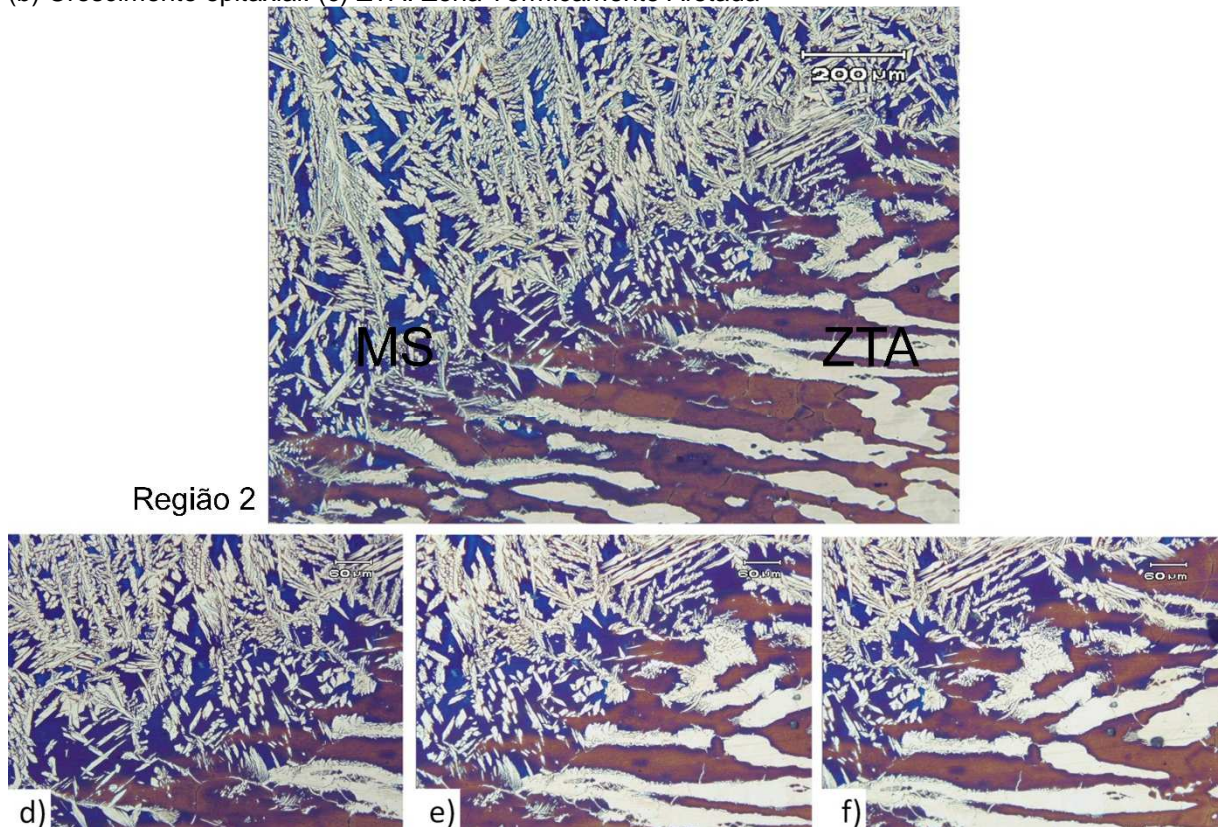


Figura 4. 33. Micrografias TIG 28 mm da região 3 indicada na Figura 4. 30

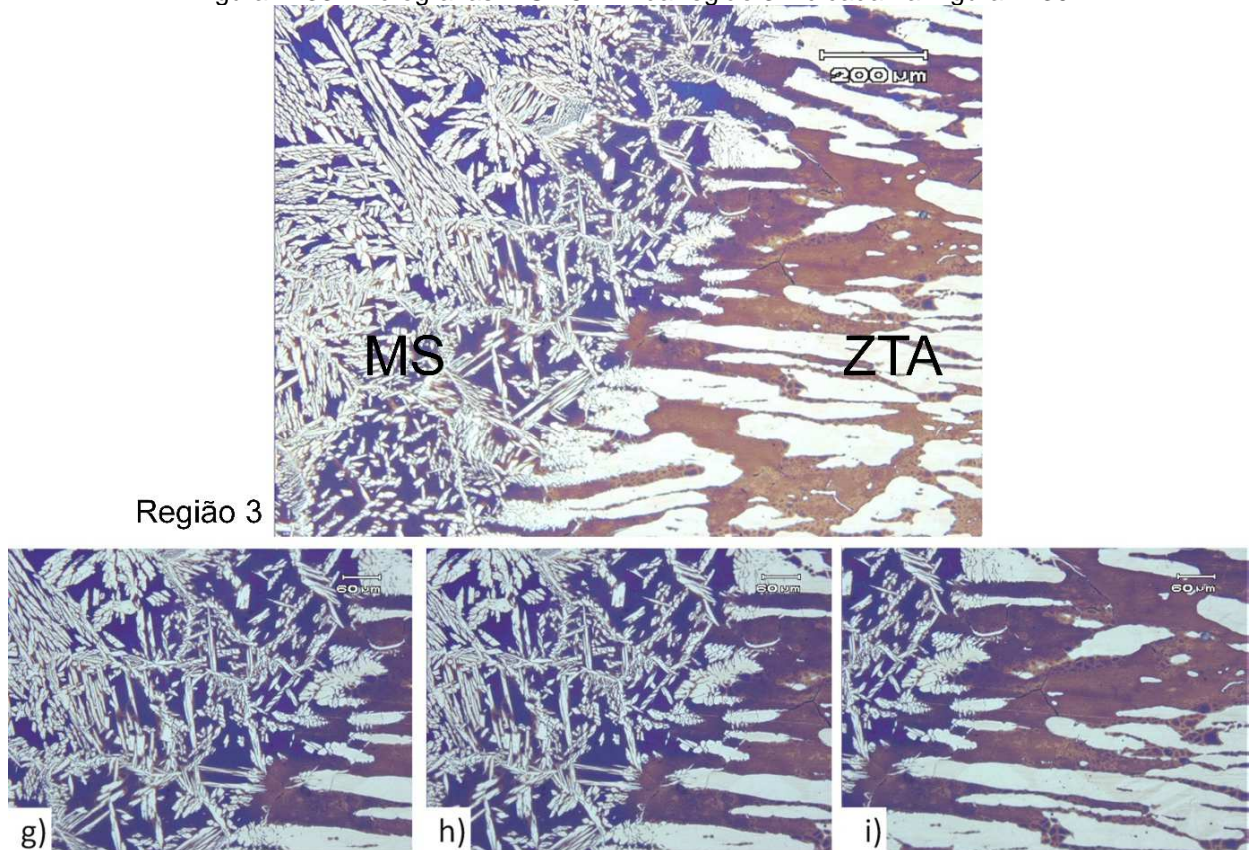
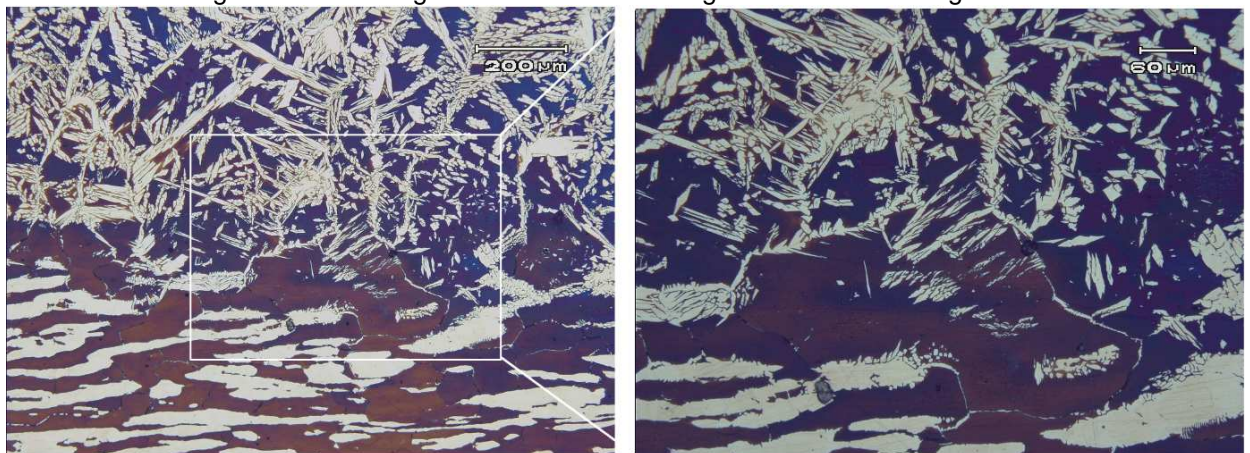
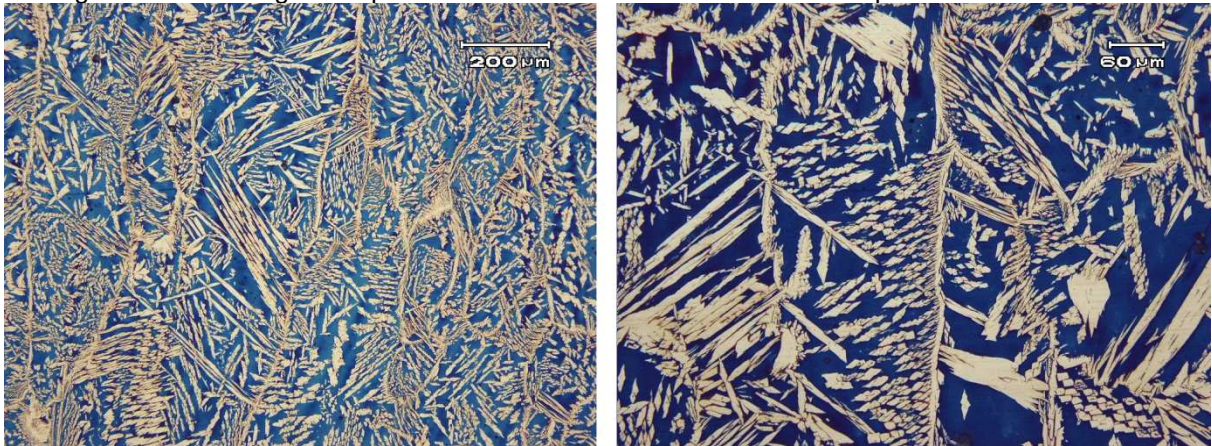


Figura 4. 34. Micrografias TIG 28 mm da região 4 indicada na Figura 4. 30



Da mesma forma que para a espessura 12 mm também foram feitas micrografias da MS da solda realizada pelo processo TIG no bloco com espessura de 28 mm (Figura 4. 35). Em todas as micrografias se percebe a formação de γ -dendrítica, o crescimento epitaxial entre o metal de solda e a ZTA, e ZTA propriamente dita. No *FHPP* não ocorrem as questões relativas a fusão que ocorre na TIG. Ao invés de MS, forma a ZM (*FHPP*), ao invés de ZTA forma as ZTMA do Pino e do MB.

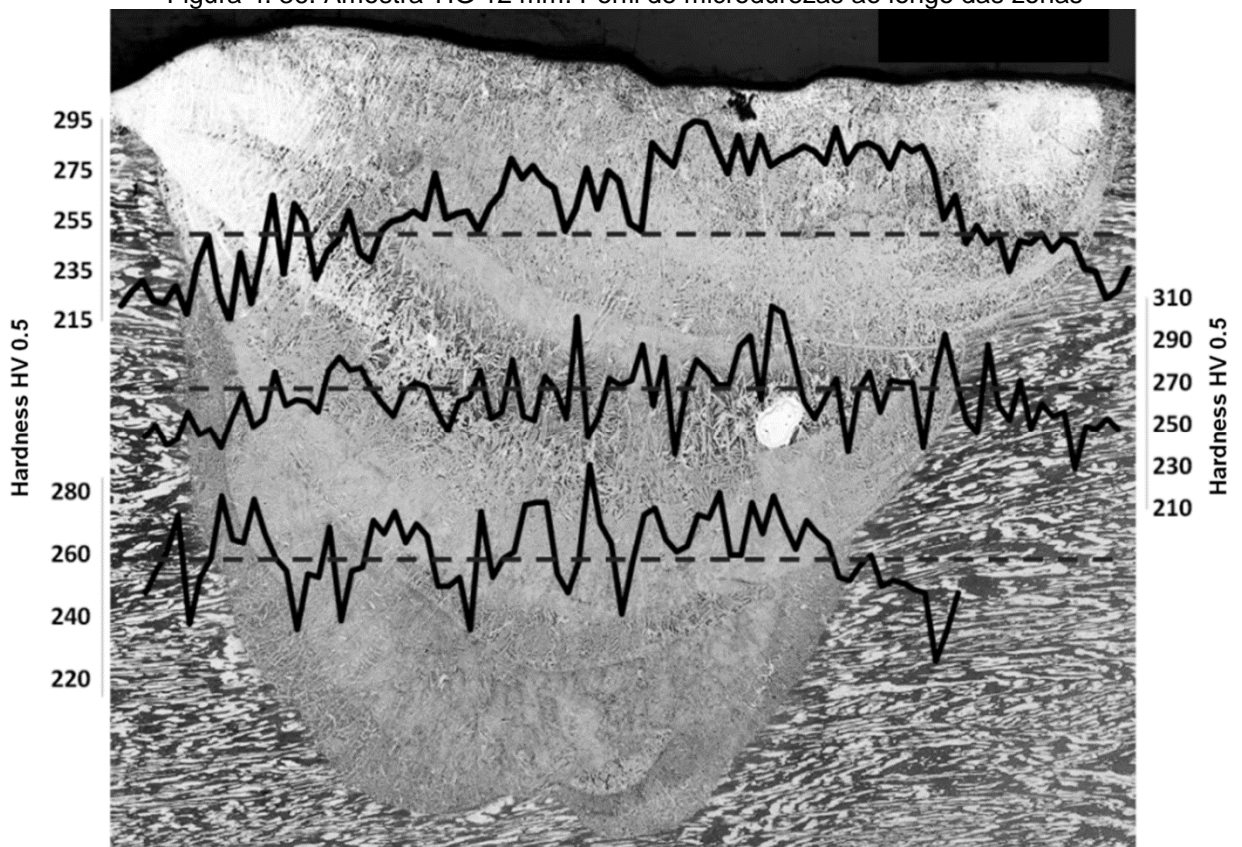
Figura 4. 35. Micrografias que mostram a MS - TIG 28 mm. Estrutura predominante dendrítica



A formação microestrutural que se forma é típica para esse processo de soldagem, ou seja a γ dendrítica (clara) e α interdendrítica (escura) (COLPAERT, 2008). Também ocorre o epitaxial, que é o crescimento a partir de grãos pré-existentes (CUNHA, 2013), que provavelmente pode gerar entalhe metalúrgico entre MS e ZTA.

A Figura 4. 36 mostra que os valores gerais de microdureza variaram entre 213 e 306 HV0.5, que é uma faixa maior que a do processo *FHPP* (240-290HV).

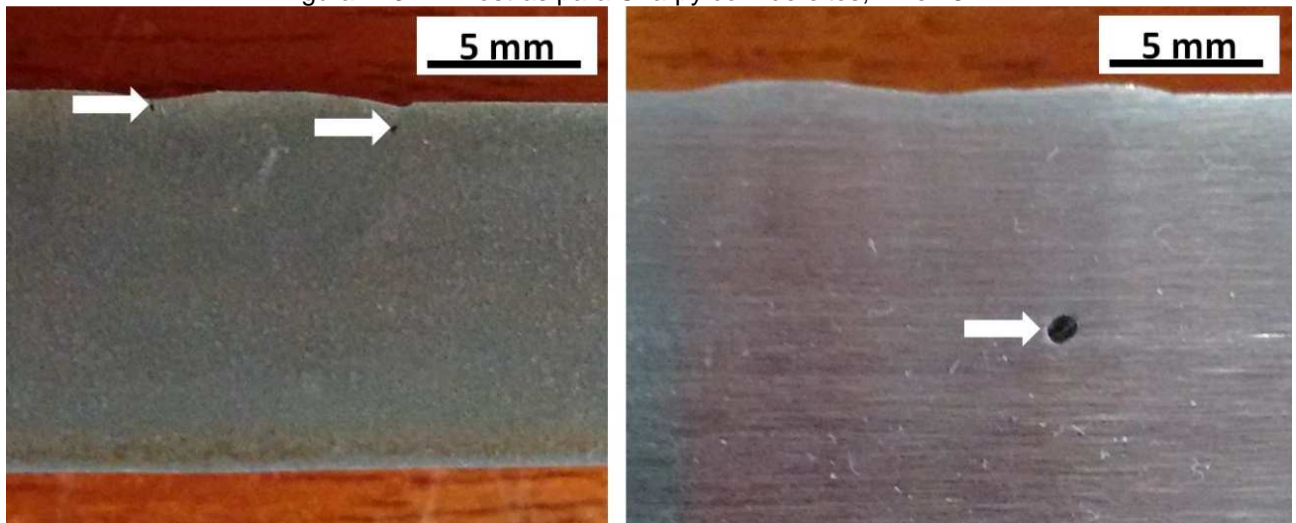
Figura 4. 36. Amostra TIG 12 mm. Perfil de microdurezas ao longo das zonas



A exceção foi a inclusão de Tungstênio com valor $612,5 \pm 56,8$ HV. Ocorre uma elevação da microdureza, quando se observa o perfil, na passagem da ZTA-MB para ZF, provavelmente essa diferença ocorra devido a formação das dendritas de austenita.

Antes de preparar os CPs para o ensaio Charpy, foi possível perceber defeitos de falta de preenchimento e de fusão, para ambos 12 e 28 mm Figura 4. 37.

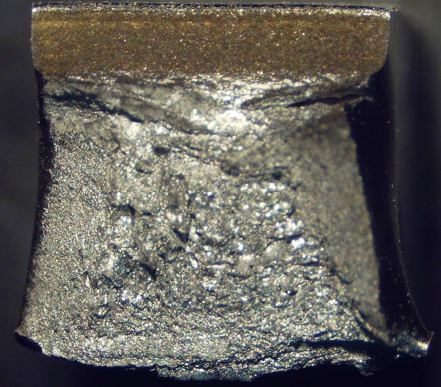
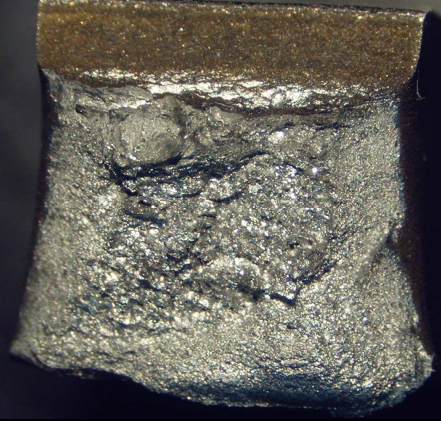

Figura 4. 37. Amostras para Charpy com defeitos, 12 e 28 mm



4.4.2. Ensaio de Impacto

Os resultados mostraram valor pouco menor e desvio padrão maior para TIG em relação ao *FHPP*. Da mesma forma que no processo *FHPP*, os resultados mostraram leve vantagem da Energia absorvida média da espessura de 12 mm em relação de 28 mm, observado na Tabela 4- 6.

Tabela 4- 6. Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy para TIG. 4 CPs para cada condição

CP/espessura [mm]	Média Energia absorvida[J]	Fratura
12	234,00 ± 29	
28	193,50 ± 28	
MB	342 ± 26	

4.4.3. Ensaios de Dobramento

No caso do CP TIG, após o dobramento houve formação de descontinuidades e, dessa forma, para o processamento TIG em questão, o resultado permite afirmar que a solda não produziu união de qualidade (Figura 4.36). Importante salientar que a geometria da junta não favorece o processo TIG, sendo esta adequada apenas para o processo *FHPP*. Portanto, os defeitos ocorridos podem ser resultantes da geometria inadequada.

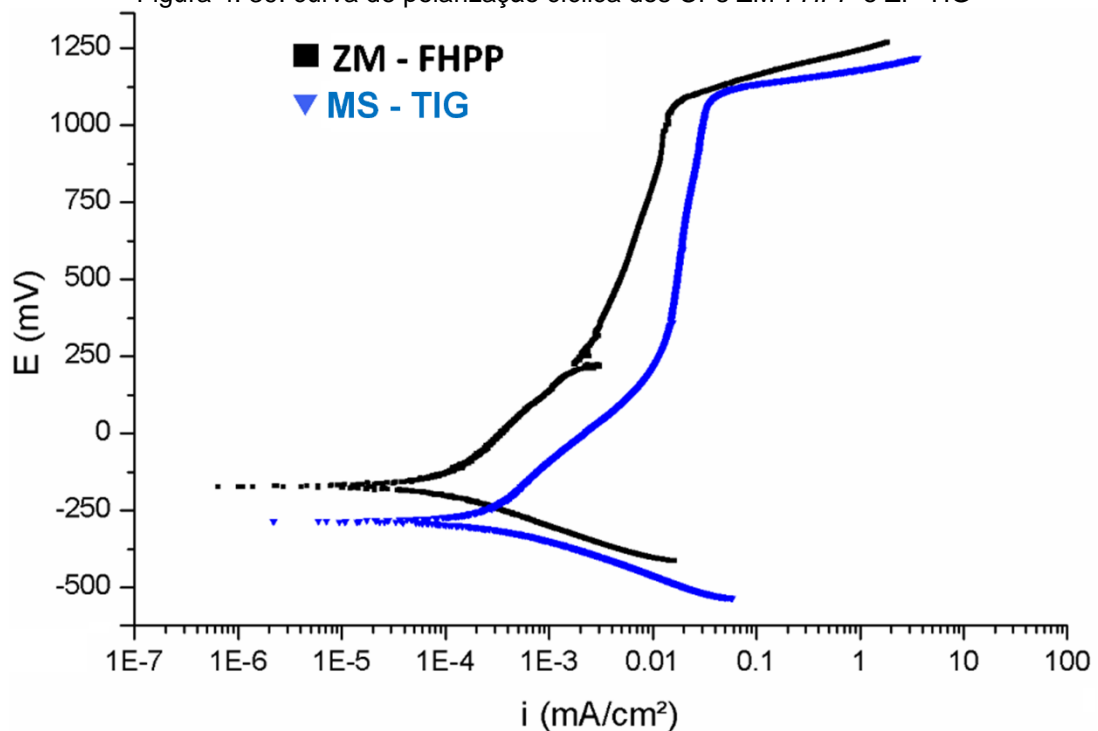
Figura 4. 38. CP TIG ensaiado sob diferentes ângulos de visão



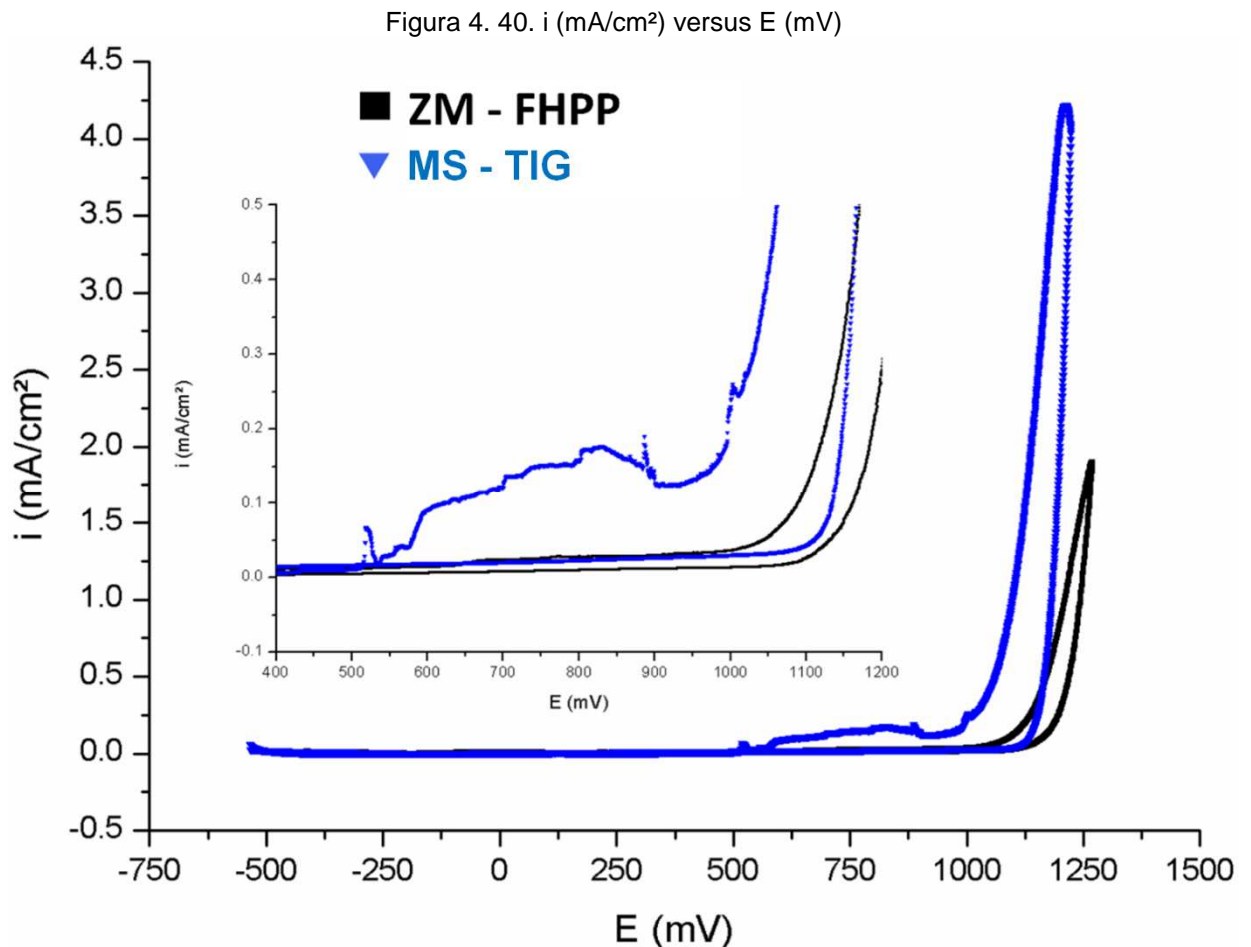
4.5. Ensaio de Corrosão

No resultado do ensaio de corrosão, ficou evidente que a microestrutura formada na Zona de Mistura (ZM-FHPP) permitiu um melhor comportamento que no Metal de Solda (MS-TIG). Fato esse constatado pela observação no gráfico, que ocorre um maior fluxo de elétrons na MS-TIG mesmo quando se varia o potencial de aproximadamente -500 mV até aproximadamente 1300 mV (Figura 4. 39).

Figura 4. 39. curva de polarização cíclica dos CPs ZM-FHPP e ZF-TIG



Para melhor evidenciar a densidade de corrente resultante no ensaio, foi construído o gráfico da Figura 4.38.



4.6. Considerações sobre os processamentos e ensaios

A metodologia adotada teve por ideal a padronização dos ensaios para ambos os processamentos e o embasamento em normas e referências anteriormente fundamentadas. Existem diversos defeitos atrelados à microestrutura dendrítica colunar da zona fundida de soldagem por arco devido a fusão/solidificação, que foram citados na revisão bibliográfica, portanto, cabe considerar se a característica mecânica possui menor desempenho que a microestrutura apresentada no processo *FHPP* no local onde seria a zona fundida.

Em termos de qualidade de junta soldada, o processo *FHPP* se sobressai, pois não apresentou nenhum defeito de soldagem, enquanto o processo TIG apresentou

falta de fusão, rechupes e inclusões de tungstênio. Importante salientar que esses tipos de defeitos dependem muito do soldador, além do tipo de junta que não é aconselhada para utilização no processo TIG e provavelmente por esses motivos é que ocorreram os defeitos citados.

Quando se compara os perfis de microdureza, se percebe uma maior amplitude dos valores apresentados pelo perfil referente ao processo TIG. Com destaque para a inclusão de tungstênio que duplicou o valor de microdureza, e dessa forma, constituiu-se um forte concentrador de tensões devido as diferentes durezas locais.

A escolha pelo local do entalhe para ensaio Charpy teve por base estudos anteriores e normas. No processo *FHPP* se escolheu o local de maior fragilidade da junta devido ao entalhe metalúrgico que se forma na zona de mistura. No processo TIG o local mais frágil, seria na zona fundida por esta formar grãos grosseiros e colunares durante sua solidificação, que diminuem sua tenacidade, e também pela possibilidade de absorver gases (N_2 , H_2 , O_2) durante a fusão, devido o aumento no limite de solubilidade, além de quando o MS solidifica poder aprisionar estes gases e formar porosidades. Os resultados dos ensaios de impacto Charpy se mostraram ligeiramente superiores no caso do processamento *FHPP*.

O resultado do ensaio de corrosão mostrou melhor desempenho do *FHPP*.

No *FHPP* é possível se obter o pino consumível do mesmo material que se produz a estrutura. Esse procedimento evita o problema de se obter insumo para reparo diferente do especificado, como foi o caso das varetas de TIG, cuja análise da composição química mostrou que os principais elementos não estão de acordo com a faixa especificada para o material conforme previsto em norma.

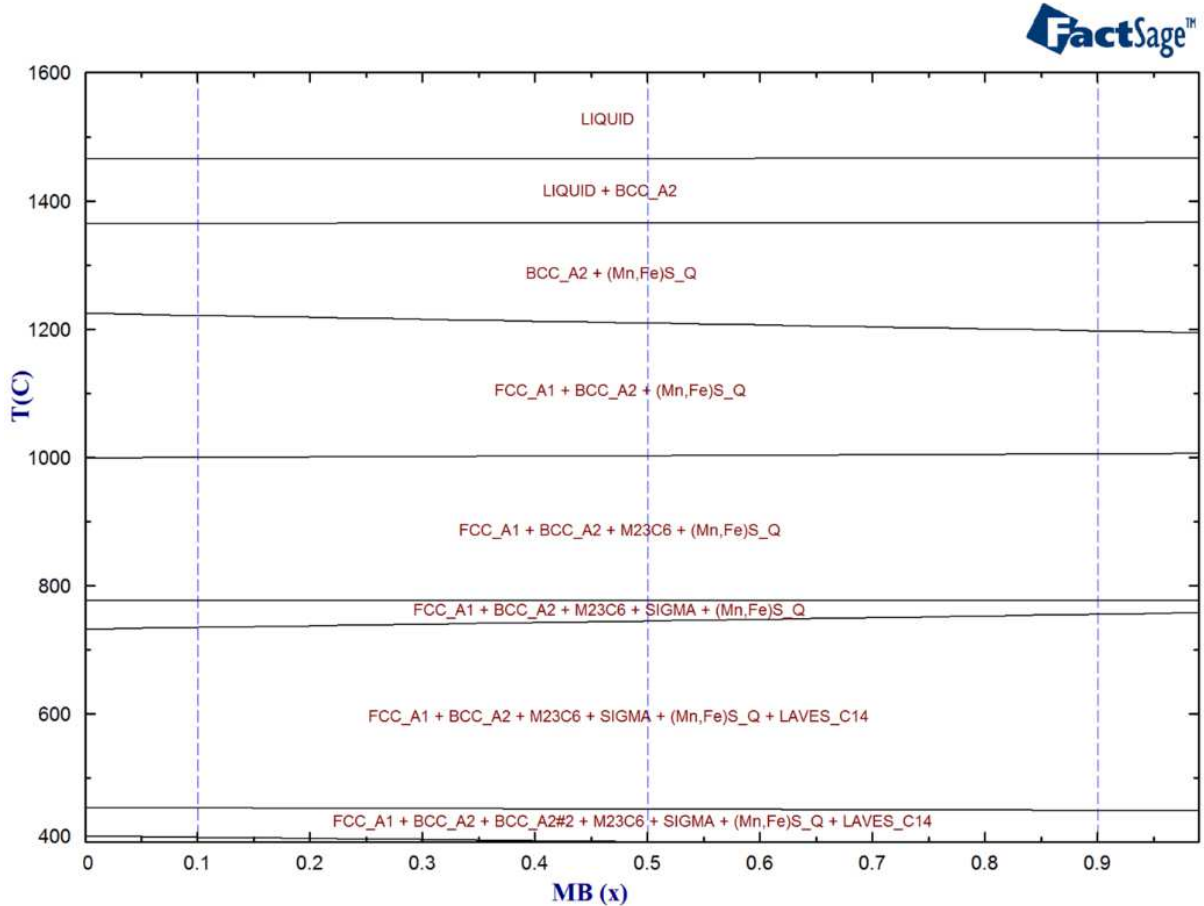
4.7. Intermetálicos previstos nas simulações

4.7.1. Pino/MB

Diante das composições dos materiais Pino e MB, foi possível realizar simulações termodinâmicas através do software FactSage®. A Figura 4. 41 apresenta o diagrama de fases obtido pelo módulo Phase Diagram-FactSage® gerado a partir da mistura do Pino (à esquerda do diagrama) e do MB (à direita do diagrama). As

linhas tracejadas mostram os percentuais de mistura considerados, 10, 50 e 90% de MB.

Figura 4. 41. Diagrama de fases para a mistura Pino/MB



Como existe a limitação de 10 componentes para a geração de diagramas no FactSage®, a Figura 4. 41 deve ser considerada como uma aproximação. Para diminuir o afastamento da realidade, foram mantidos os 10 elementos que mais poderiam influenciar o diagrama: Fe, Cr, Ni, Mo, Mn, Si, C, S, Nb e W.

A composição dos dois aços, Pino e MB, é muito próxima e, por essa razão, quase não há variação nas fases estáveis para todo o intervalo de mistura. No diagrama resultante da simulação termodinâmica, para Temperaturas abaixo de aproximadamente 1370°C, tem-se as seguintes inclusões/fases:

- ✓ MnS ((Mn,Fe)S_Q) (BALE et al., 2002, 2009);
- ✓ M₂₃C₆ (GUSTAFSON, 1988);
- ✓ fase sigma (σ) (SIGMA) (GUSTAFSON, 1988);
- ✓ fase laves (LAVES_C14) (QIU, 1992).

Abaixo de 450°C, a fase “BCC_A2” se refere à matriz metálica no sistema cúbico de corpo centrado, assim como FCC_A1 se refere a matriz metálica no sistema cristalino cúbico de face centrada. Já a referência BCC_A2#2 , que seria a “BCC_A2” mais o sufixo “#2”, denota uma composição ligeiramente diferente na matriz, resultado de um gap de miscibilidade.

Para incluir a influência daqueles componentes que não foram considerados no diagrama da Figura 4. 41 e tornar a simulação mais próxima da realidade, realizou-se o cálculo de equilíbrio pontual no intervalo de 400 a 1600°C, através do módulo *Equilib-FactSage®* (BALE et al., 2002, 2009). As Figura 4. 42 e a Figura 4.41 apresentam a distribuição de fases para as misturas com 10% de MB, considerando a inclusão dos 20 elementos disponíveis na análise química dos aços.

Figura 4. 42. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura

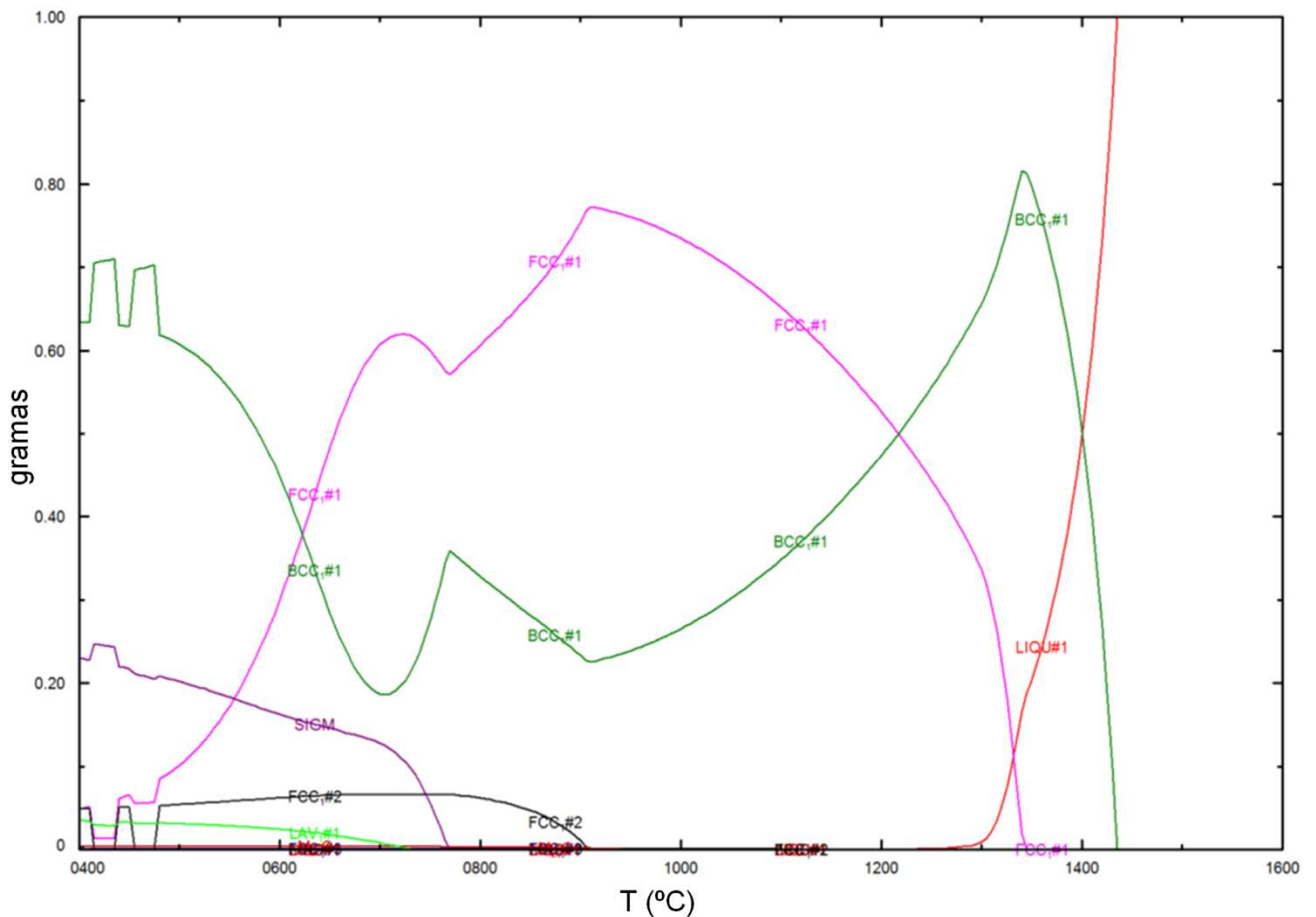
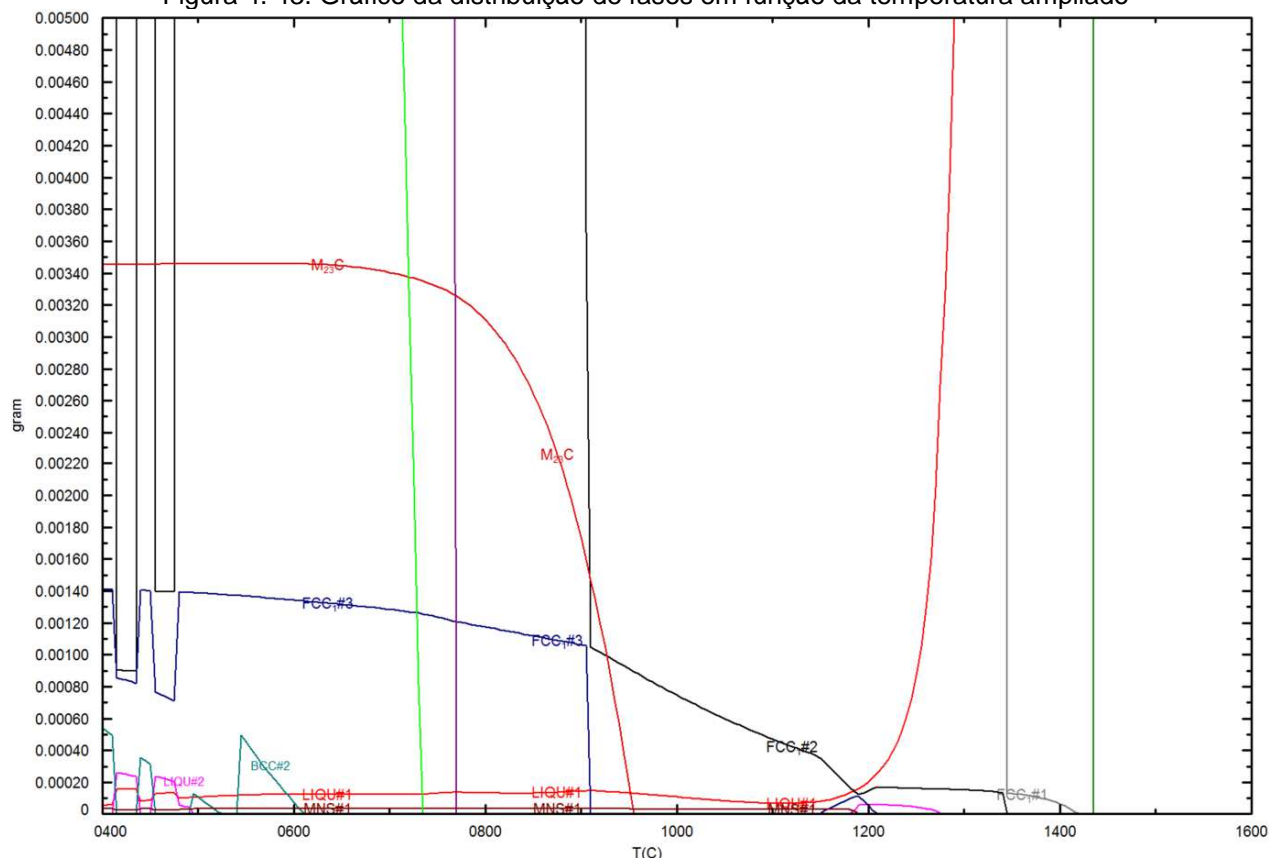


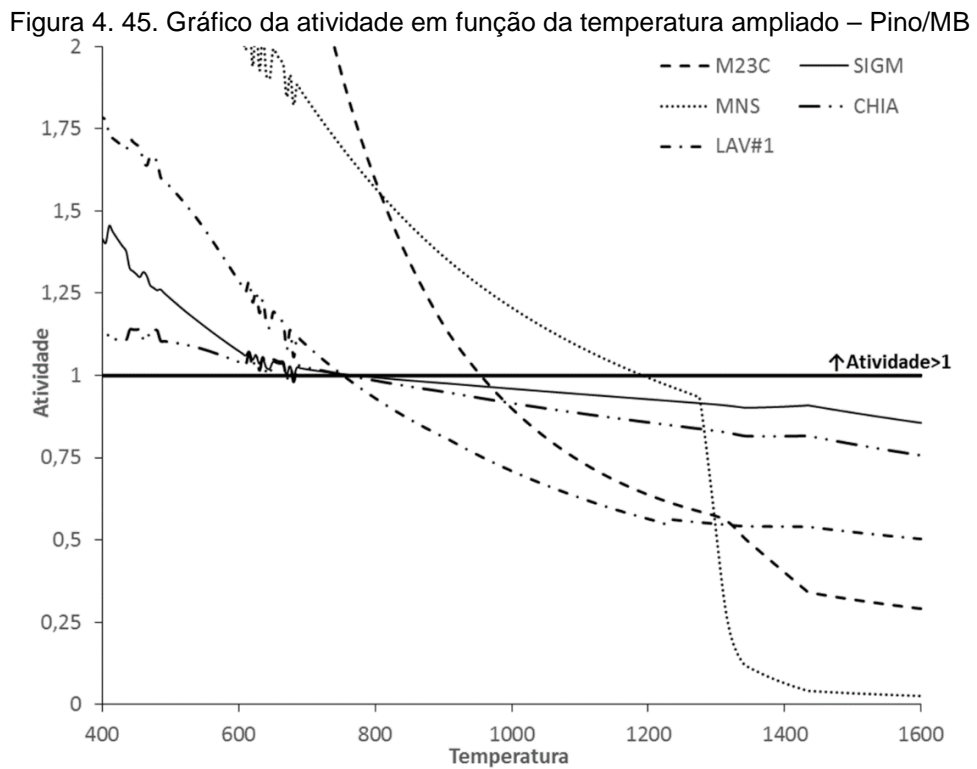
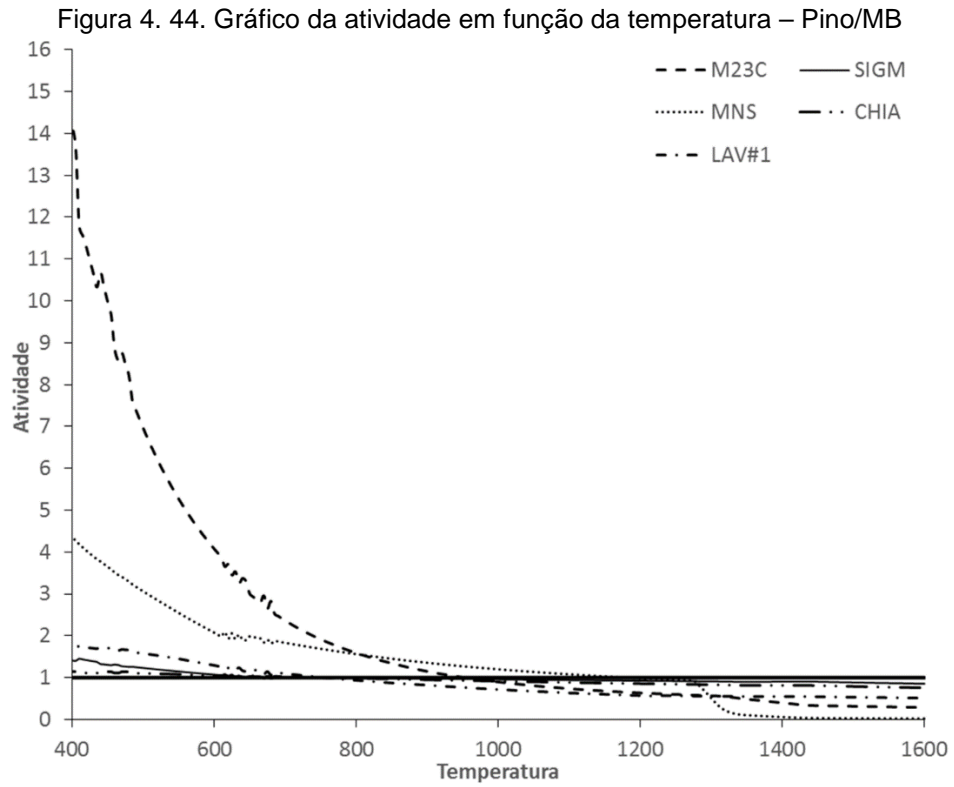
Figura 4. 43. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura ampliado



A fase σ (SIGM (Figura 4.41)) aparece como a fase intermetálica de maior quantidade que começa a precipitar em aproximadamente 760 °C e chega em seu máximo em 400 °C, com aproximadamente 25% em massa (GUSTAFSON, 1988). A segunda fase em quantidade é *laves* (LAV#1 (Figura 4.41)) que começa a precipitar em aproximadamente 730 °C e chega em seu máximo em 400 °C com cerca de 4% em massa (QIU, 1992). Para carbonetos $M_{23}C_6$ (M23C (Figura 4.41)), com início de precipitação em 920 °C, mostrou a quantidade de 0,34% em 400 °C (GUSTAFSON, 1988). Já MnS (MNS#1 (Figura 4.41)) aparece em quantidade pequena, cerca de 0,005%, ou 50ppm, devido ao baixo grau de enxofre em ambos os aços (BALE et al., 2002, 2009).

A Figura 4. 44 e Figura 4. 45 apresentam a atividade das fases intermetálicas em função da temperatura. Dessa maneira, a força motriz para a precipitação pode ser avaliada. Para temperaturas em que as fases têm atividade superior à unidade, haverá formação de precipitado no equilíbrio. E entre elas, aquela que tiver a maior atividade irá precipitar primeiro, a segunda maior precipitará em seguida e assim sucessivamente. Quando for inferior à unidade, não haverá precipitação no equilíbrio.

Porém, se a atividade estiver próxima à unidade e pequenas oscilações no sistema (temperatura, pressão ou alguma contaminação) podem causar a precipitação da fase correspondente.

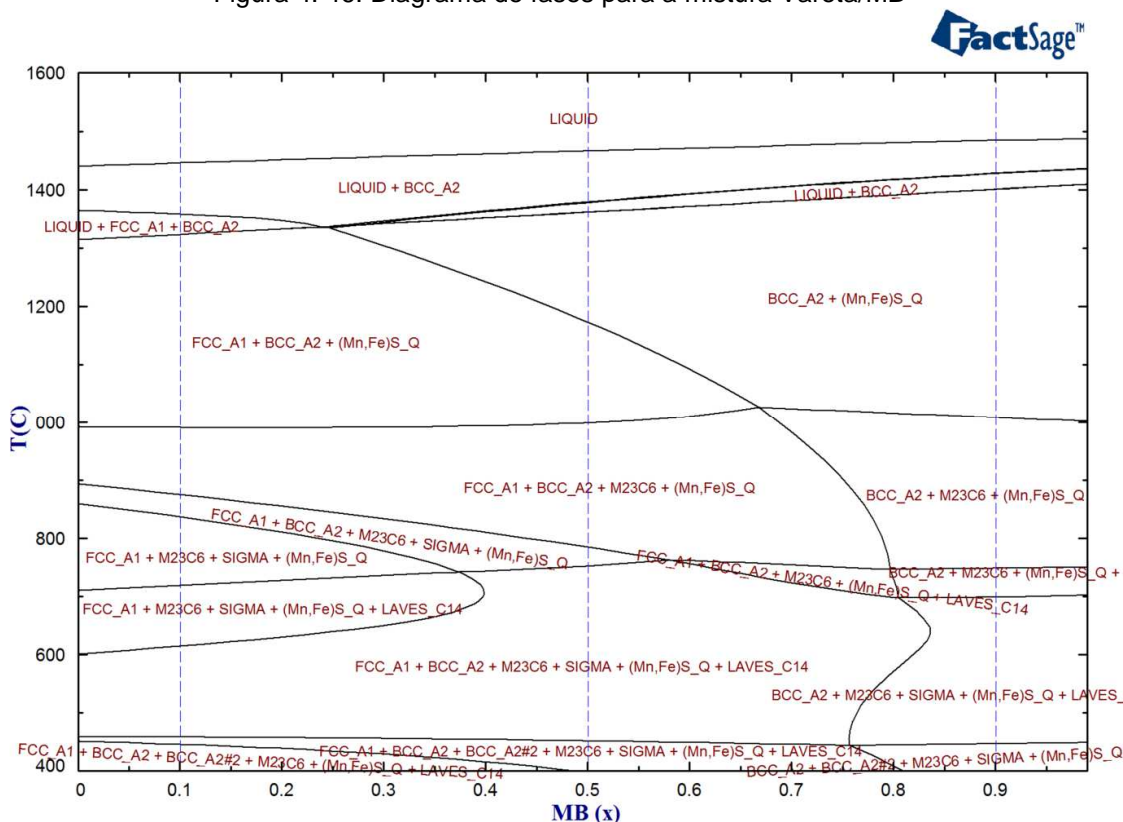


A princípio, todas as fases com atividade maior do que um, na Figura 4. 44 e Figura 4. 45, estão presentes também no diagrama de distribuição de fase, na Figura 4. 41, Figura 4. 42 e Figura 4.41 respectivamente. A exceção ocorre apenas para a fase χ (CHIA), que possui atividade maior que 1 entre aproximadamente 770 e 400 °C, mas que não foi verificada nos diagramas e gráficos anteriores (QIU, 1992). A razão termodinâmica para isto está possivelmente no fato desta ser a fase com menor atividade entre os intermetálicos, o que indica baixa força motriz para a sua precipitação na simulação em questão e também por ser uma fase metaestável.

4.7.2. Vareta/MB

De posse também das composições dos materiais Vareta e MB, foi possível realizar simulações termodinâmicas através do software FactSage®. A Figura 4. 46 apresenta o diagrama de fases obtido pelo módulo Phase Diagram-FactSage® gerado a partir da mistura da vareta de TIG (à esquerda do diagrama) e do MB (à direita do diagrama). As linhas tracejadas mostram os percentuais de mistura considerados, 10, 50 e 90% de MB.

Figura 4. 46. Diagrama de fases para a mistura Vareta/MB



Como existe a limitação de 10 componentes para a geração de diagramas no FactSage®, a Figura 4. 46 deve ser considerada como uma aproximação. Para diminuir o afastamento da realidade, foram mantidos os 10 elementos que mais poderiam influenciar o diagrama: Fe, Cr, Ni, Mo, Mn, Si, C, S, Nb e W.

As composições dos aços são relativamente próximas e, por essa razão, apesar de haver variações nos campos de estabilidade, elas são resultado de alterações na matriz e não nos intermetálicos. Pode-se notar que as curvas não horizontais são resultado principalmente da mudança CFC(FCC)↔CCC(BCC) em função da composição. Na parte central ambas as fases coexistem em equilíbrio, mas CCC(BCC) é mais estável quando a composição tende ao MB e CFC(FCC), entre 600 e ~850°C, quando a composição tende à Vareta. Abaixo de ~1300°C para a Vareta e abaixo de ~1400°C para o MB, tem-se os mesmos intermetálicos apresentados para Pino/MB:

- ✓ MnS ((Mn,Fe)S_Q) (BALE et al., 2002, 2009);
- ✓ M₂₃C₆ (GUSTAFSON, 1988);
- ✓ fase sigma (σ) (SIGMA) (GUSTAFSON, 1988);
- ✓ fase laves (LAVES_C14) (QIU, 1992).

Abaixo de 450°C, a fase “BCC_A2#2” (BALE et al., 2002, 2009) aparece, assim como para o diagrama Pino/MB.

Para incluir a influência daqueles componentes que não foram considerados e tornar a simulação mais próxima da realidade, procedeu-se ao cálculo de equilíbrio pontual no intervalo de 400 a 1600°C, através do módulo *Equilib*-FactSage® (BALE et al., 2002, 2009). A Figura 4. 47 e a Figura 4. 46 apresentam a distribuição de fases para as misturas com 10% e 50% de MB respectivamente, considerando os 20 elementos disponíveis na análise química.

Figura 4. 47. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura. a) 10%, b) 50%

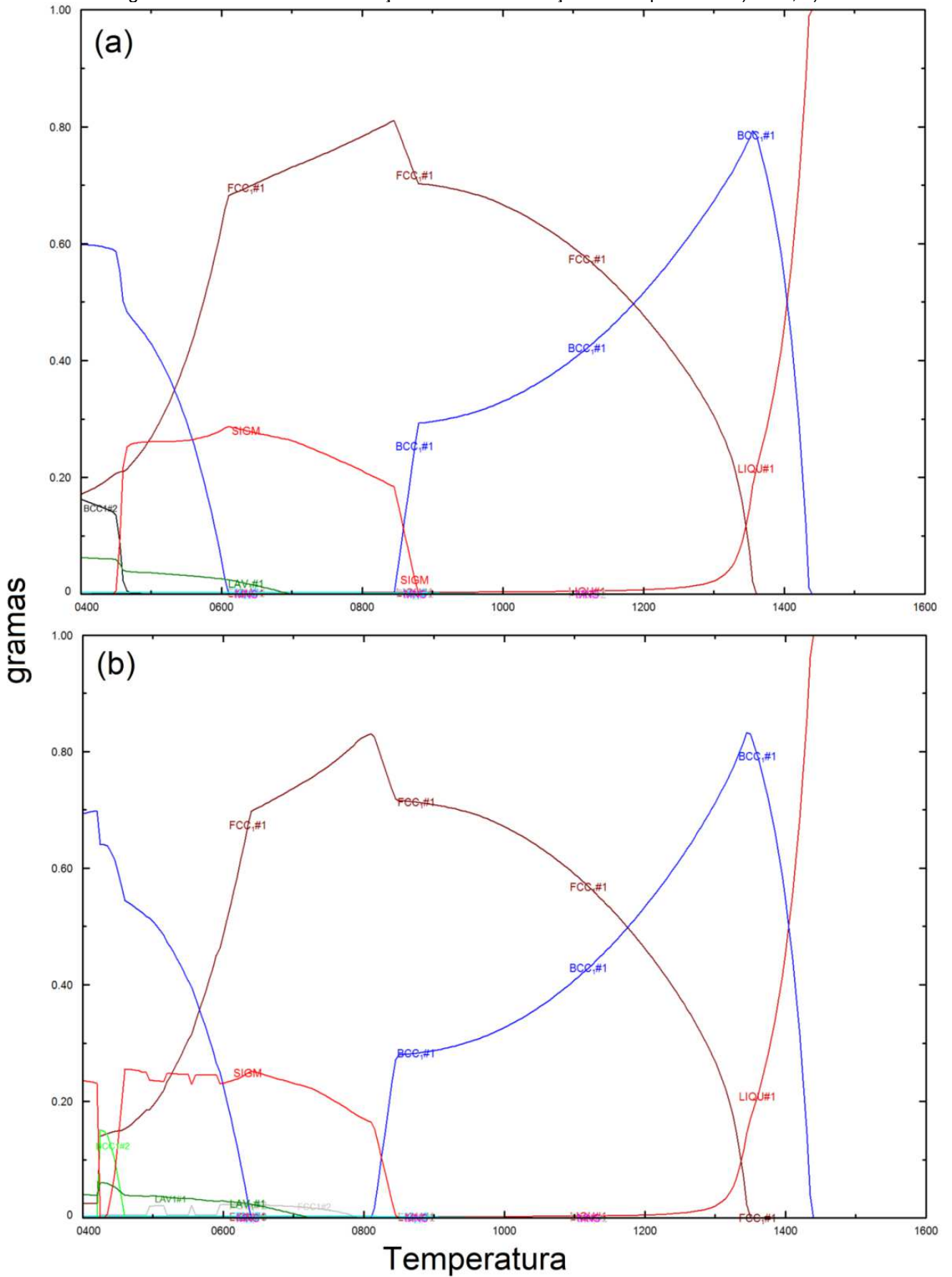
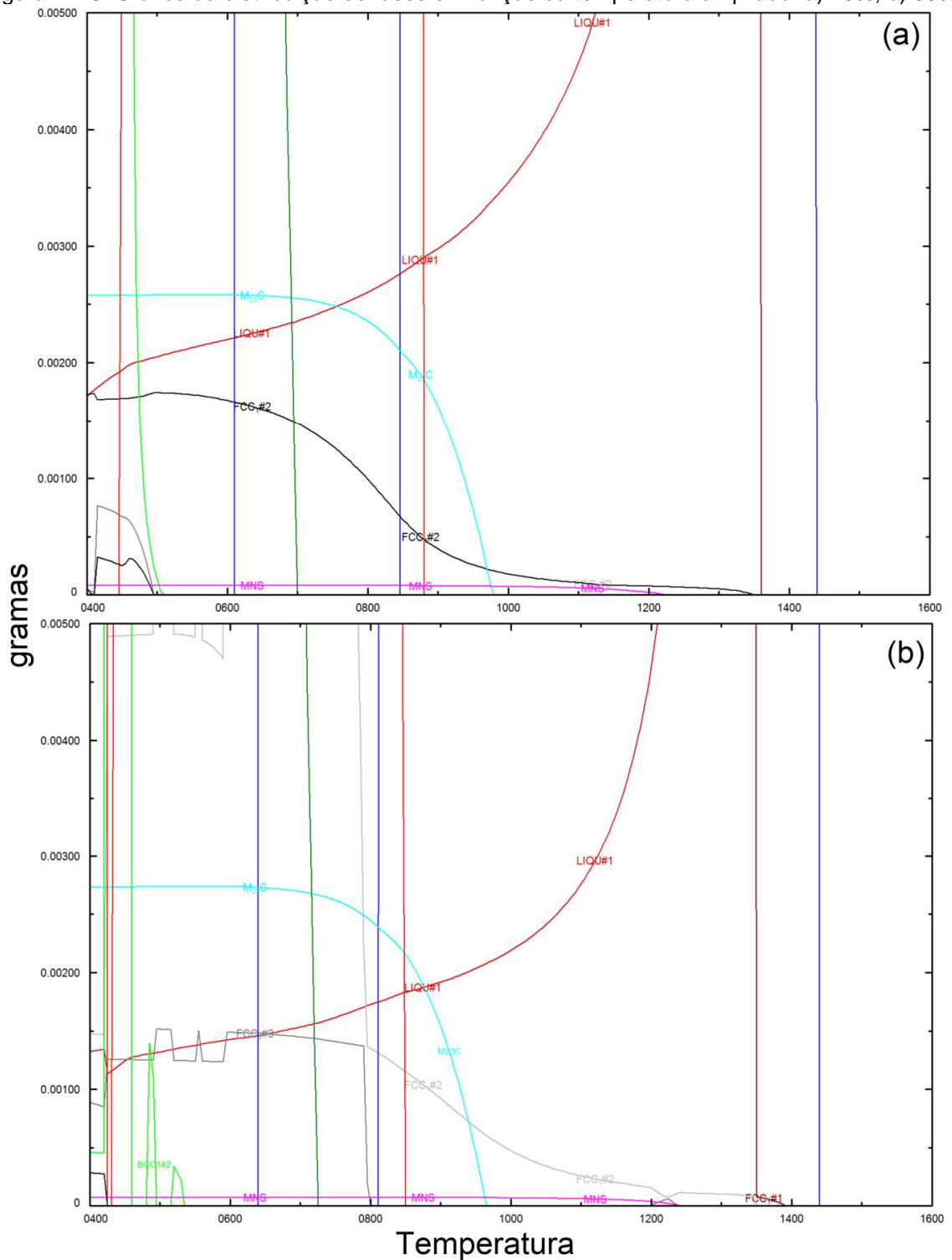


Figura 4. 48. Gráfico da distribuição de fases em função da temperatura ampliado. a) 10%, b) 50%



Com a evolução da mistura de 10% até 50% em MB, na Figura 4. 47 e na Figura 4. 49, nota-se a redução da quantidade da fase σ (SIGM) (GUSTAFSON, 1988) de ~30% até ~25%, indicando uma influência negativa da Vareta, já que sua presença aumenta a estabilidade desta fase. Além disso, nota-se com o aumento do percentual da Vareta na mistura que a zona de temperatura estável da fase σ (SIGM)

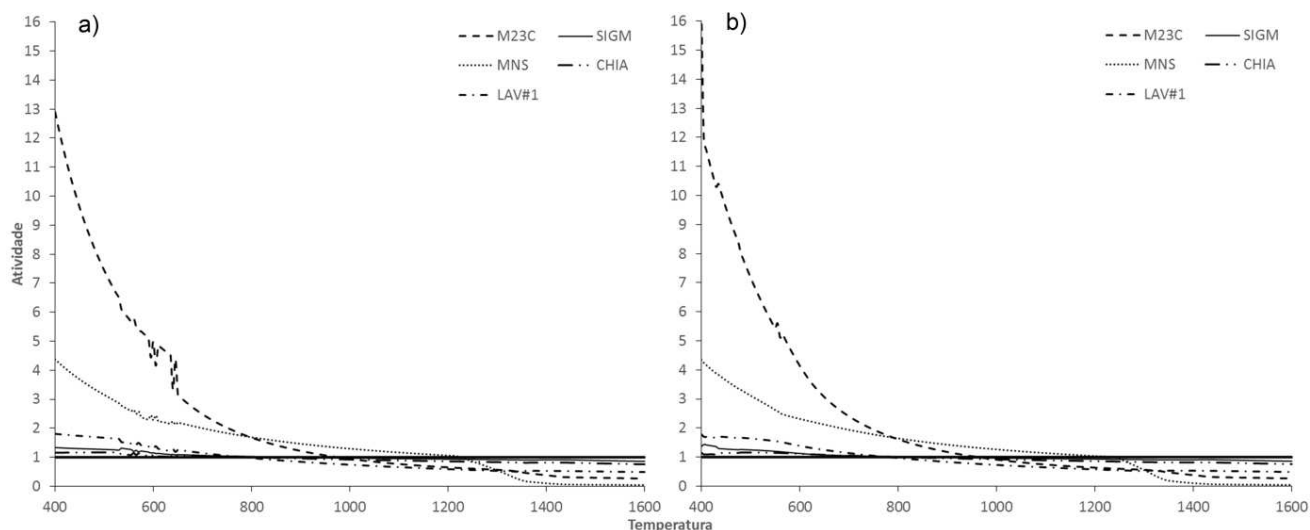
(GUSTAFSON, 1988) é deslocada de $\sim 400\text{-}790^\circ\text{C}$ para $\sim 450\text{-}890^\circ\text{C}$, o que também pode facilitar a sua precipitação, já que o equilíbrio é mais facilmente obtido a temperaturas mais elevadas.

Apesar da influência da Vareta sobre a quantidade relativa da fase *laves* (LAV#1) (QIU, 1992) ser semelhante à comentada para a fase σ , para *laves*, o aumento causado é menor. A variação em $\sim 400^\circ\text{C}$ é de ~ 4 para $\sim 7\%$ quando se vai do MB em direção a vareta. Para temperaturas maiores, o teor é reduzido nos três casos simulados até $\sim 750^\circ\text{C}$.

Há pouca diferença entre os dois gráficos para a quantidade de carbonetos M_{23}C_6 (M23C) (GUSTAFSON, 1988), representando 0,26% para a mistura com 10%MB e 0,28% para 50%MB, o que indica, mesmo que suavemente, uma maior propensão à precipitação de carbonetos nas misturas sólidas entre os MBs. Sulfetos MnS (MNS#1) (BALE et al., 2002, 2009) aparecem em quantidades pequenas para as duas misturas, cerca de 0,005%, ou 50ppm, devido ao baixo grau de enxofre em ambos os aços.

A Figura 4. 49 e a Figura 4. 50 apresentam a atividade das fases intermetálicas em função da temperatura para (a) 10% Pino/MB e (b) 50% Pino/MB.

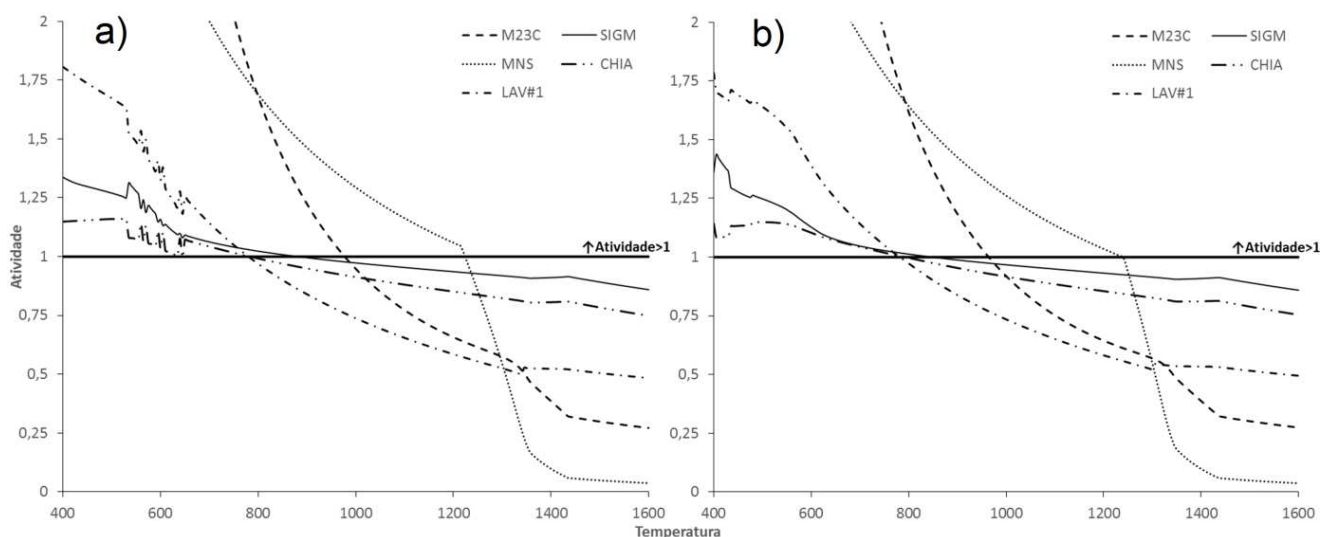
Figura 4. 49. Gráfico da atividade em função da temperatura – Vareta/MB. a) 10%, b) 50%



Dessa maneira, a força motriz, do ponto de vista termodinâmico, para a precipitação dos intermetálicos pode ser avaliada. Nas temperaturas em que as fases têm atividade superior à unidade, haverá a sua formação. E entre elas, aquela que tiver a maior atividade terá maior chance de precipitação e assim sucessivamente.

Quando for inferior à unidade, não haverá precipitação. Porém, se a atividade estiver próxima à unidade, pequenas oscilações (temperatura, pressão ou alguma contaminação) no sistema podem causar a precipitação da fase correspondente.

Figura 4. 50. Gráfico da atividade em função da T (Ampliação do 4.47) – Vareta/MB. a) 10%, b) 50%

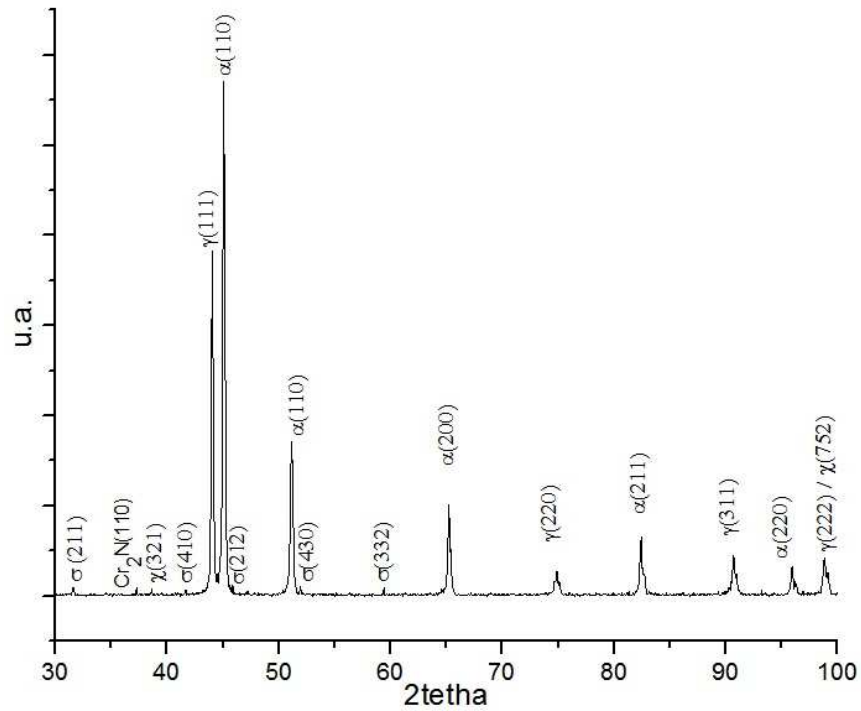


A princípio, todas as fases presentes no diagrama de equilíbrio de fase também apareceram com atividade maior do um na Figura 4. 50. A fase χ (CHIA) (QIU, 1992), que entre 400 e $\sim 780^\circ\text{C}$ possui atividade maior que um, não foi verificada em nenhum diagrama de equilíbrio de fase. A razão termodinâmica para isto está possivelmente no fato desta ser a fase com menor atividade entre os intermetálicos, o que indica baixa força motriz para a sua precipitação na simulação em questão e também por ser uma fase metaestável.

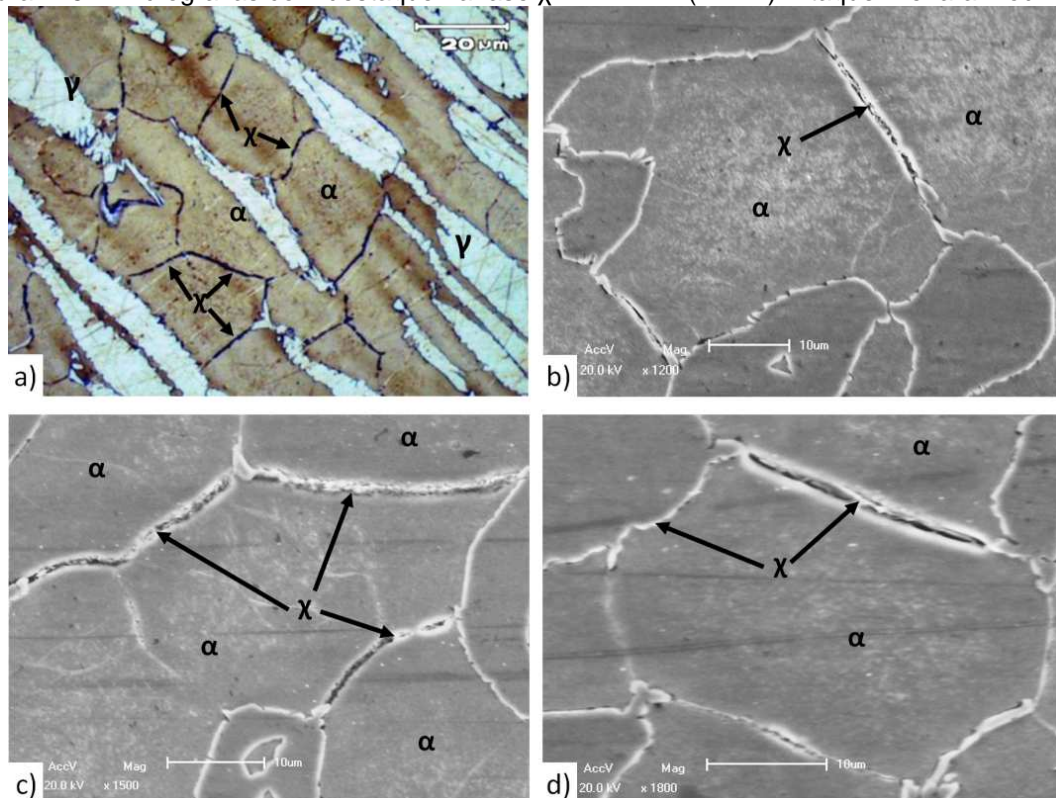
4.8. Intermetálicos encontrados nos pós-processamentos

Nos processos *FHPP* e TIG o resultado das simulações mostraram a possibilidade de formação de MnS, M_{23}C_6 , fase σ , laves (η) e a fase $\chi(\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10})$. Como já foi mencionado, os três intermetálicos mais encontrados frequentemente em Aços Inoxidáveis são o σ , χ , e laves (η) (TOTTEN, 2006, p. 711).

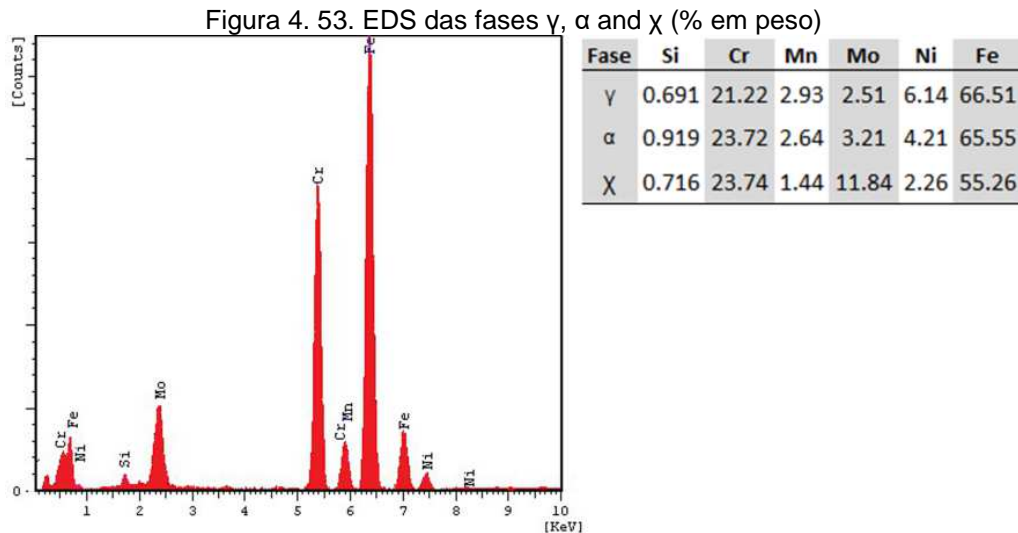
Através da técnica de difração de raios-X, houve a confirmação dos intermetálicos: fase σ , Cr_2N e a fase χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$), conforme difratograma da Figura 4. 51.

Figura 4. 51. Difratograma referente à amostra soldada por *FHPP*

O intermetálico χ (Figura 4. 52) também pode ser identificado por Elétrons retroespalhados no MEV (Figura 4. 51) por contraste devido ao fato da fase χ ser rica em Mo (CHEN; WENG; YANG, 2002; ESCRIBA et al., 2009).

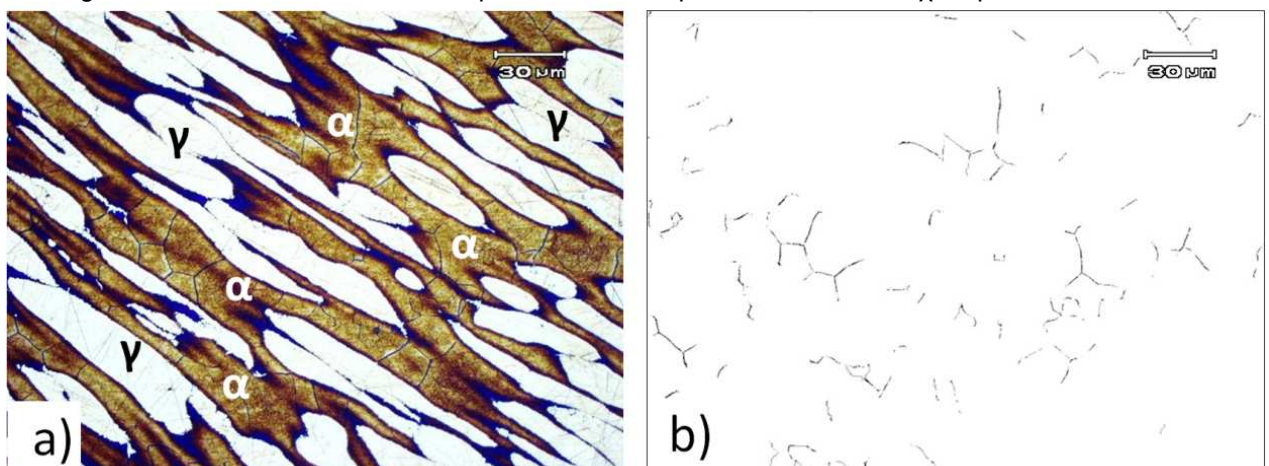
Figura 4. 52. Micrografias com destaque na fase χ ZTMA-MB (*FHPP*). Ataque: Behara modificado

A Figura 4. 53 mostra o resultado obtido através da espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDX ou EDS), que confirma a fase χ rica em Mo, da mesma forma que Escriba demonstrou em seus estudos (ESCRIBA et al., 2009).



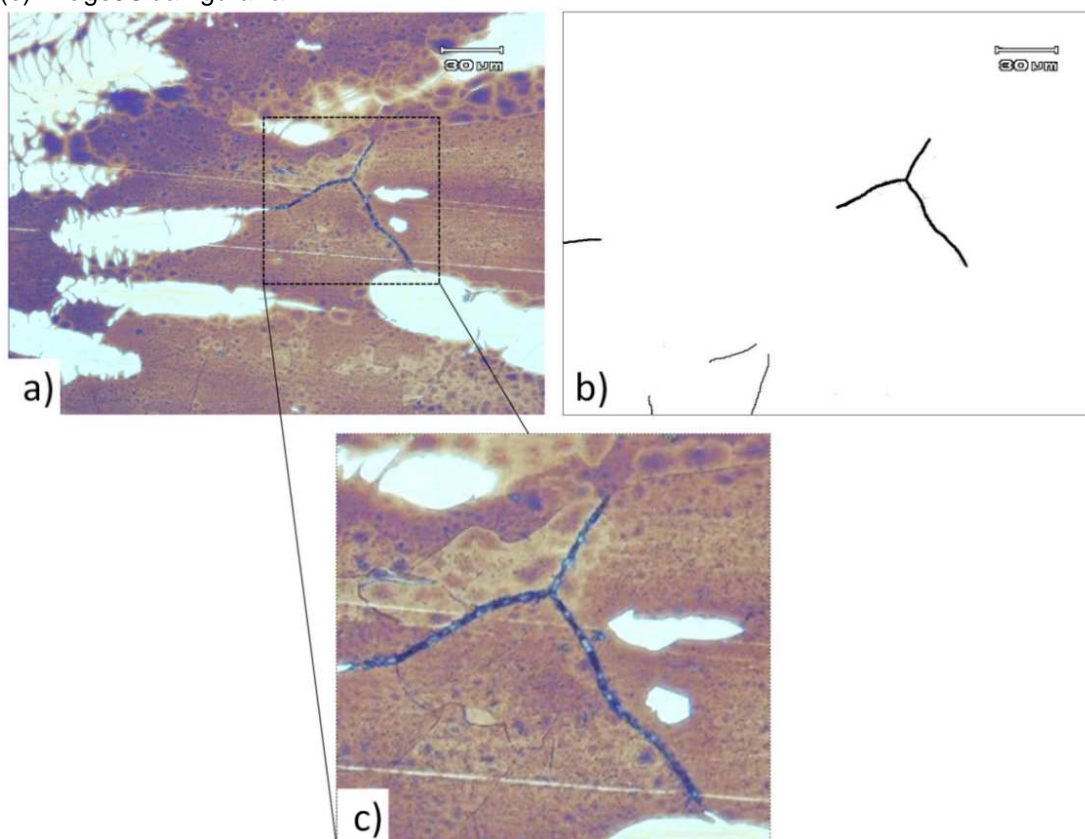
Conforme procedimento padrão (DET NORSKE VERITAS AS, 2012) numa magnificação de 400x, é aceitável um percentual máximo de 0,5% de intermetálicos (E04 COMMITTEE, 2008, 2011, 2013). No MB e na zona de mistura do processo *FHPP* não foram encontrados intermetálicos. A análise criteriosa detectou a região “1” e a ponta do pino como sendo as mais propícias na formação de intermetálicos, mais precisamente entre a ZTA-Pino e a ZTMA-Pino. A Figura 4. 54 é exemplo do resultado obtido. A fase destacada ocorre conforme apontado por pesquisadores estudados (ANDREWS, 1949; ESCRIBA et al., 2009; KASPER, 1954).

Figura 4. 54. Resultante da análise para detectar os percentuais da fase χ no processo *FHPP* 12



Para TIG, foram encontrados intermetálicos em todas as regiões (1, 2, 3 e 4), provavelmente devido ao calor gerado pela fusão durante o processamento.

Figura 4. 55. Resultante da análise para detectar os percentuais da fase χ no processo TIG 28. (a) ZTA-TIG, (b) ImageJ® da figura “a”

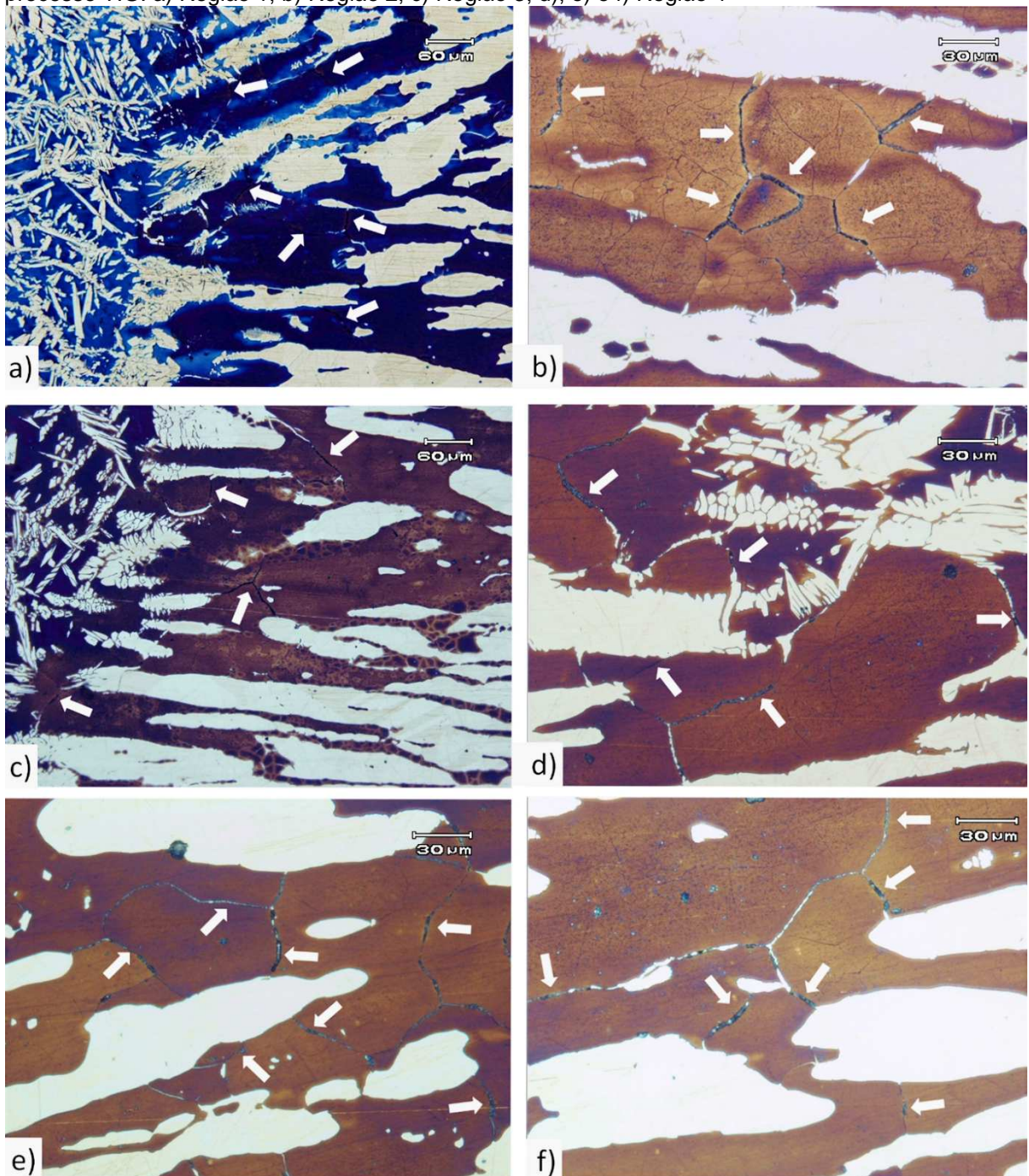


Comparando a Figura 4. 54 e a Figura 4. 55, que são de regiões semelhantes, é perceptível que no processo *FHPP* forma-se um precipitado de menor tamanho do que no processo TIG e, por consequência, os intermetálicos formados no *FHPP* são menores que em TIG. Outro fato importante é a formação de fase σ que é mostrada em detalhe na Figura 4. 55 (c) conforme descrito por Escriba (ESCRIBA et al., 2009). É sabido que σ é a mais deletéria das fases intermetálicas (GUNN, 2003; ROCHA, 2015; TOTTEN, 2006). A Tabela 4- 7 mostra os percentuais para os processos e nela nota-se que *FHPP* obteve o teor abaixo do máximo permitido por norma.

Tabela 4- 7. Percentuais de intermetálicos na região 1 dos processos *FHPP* e TIG

CP	% ppt <	%TIG em relação ao obtido com <i>FHPP</i>
<i>FHPP</i> 12	0,42	-
<i>FHPP</i> 28	0,49	-
TIG 12	0,64	52%
TIG 28	1,11%	126%

Figura 4. 56. Micrografia TIG 28 mm. As setas brancas mostram precipitados em diferentes regiões do processo TIG. a) Região 1; b) Região 2; c) Região 3; d), e) e f) Região 4



O método utilizado para obter os percentuais da Tabela 4- 8, foi através da análise por software ImageJ®. Outro fato importante que a Tabela 4- 7 mostra como resultado das amostras analisadas, é que TIG 12 possui ~50% mais intermetálicos que *FHPP* 12, da mesma forma, TIG 28 possui ~100% mais intermetálicos que *FHPP* 28. Portanto, no processo *FHPP* com 12 mm, foi menor o percentual de precipitados.

4.9. Considerações sobre os Intermetálicos

Através de simulação termodinâmica, foram previstas as ocorrências dos precipitados MnS, $M_{23}C_6$, fase σ , laves (η) e a fase χ ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$). Para confirmar, houve o preparo do corpo de prova de forma direcionada, no sentido de analisar a região onde se encontraram os possíveis intermetálicos. Como foi demonstrado na simulação, a fase σ (SIGM (Figura 4.41) Figura 4. 43) aparece como a fase intermetálica de maior quantidade que começa a precipitar em aproximadamente 760 °C e chega em seu máximo em 400 °C, com aproximadamente 25% em massa (GUSTAFSON, 1988). A faixa da simulação fica dentro da faixa sugerida por outros autores, ou seja, entre 550 e 900°C, com uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), formada por Fe-Cr-Mo.

Importante salientar que a vareta utilizada no processo TIG demonstrou composição química diferente da composição prevista por norma. No caso da simulação com TIG, foi demonstrado que sua composição aumenta a estabilidade da fase σ . Além disso, notou-se que com o aumento do percentual da Vareta na mistura para formar a junta, a zona de temperatura estável da fase σ (SIGM) (GUSTAFSON, 1988) é deslocada de ~400-790°C para ~450-890°C, o que também pode facilitar a sua precipitação.

Tanto na simulação termodinâmica quanto no resultado prático, percebeu-se que precipitados foram encontrados em maiores quantidades nas amostras processadas por TIG. Foi evidenciado também que estes se encontram em todas as regiões quando se processou com TIG, ou seja, em toda junta soldada, enquanto que no processamento *FHPP* apenas na região “1” e na ponta do pino como sendo as mais propícias na formação de intermetálicos. Além disso, quando se comparou regiões semelhantes dos dois processos, percebeu-se que em TIG ocorre a formação de intermetálicos maiores e, por consequência, uma maior possibilidade de formação de fase σ (Figura 4. 55) (ESCRIBA et al., 2009).

A cinética de precipitação da fase σ é acelerada se atingida a temperatura necessária e é a fase que mais prejudica, pois interfere negativamente na resistência à corrosão em meios contendo cloretos e na tenacidade com aumento da dureza (GUNN, 2003; TOTTEN, 2006). Durante a revisão bibliográfica, também foi mostrado

que o mecanismo para crescimento da fase σ perpassa pela precipitação de χ (YANG et al., 2015). As fases χ e a fase σ coexistem, e muitas vezes é difícil a sua diferenciação, pois as duas fases provocam efeitos deletérios similares (GUNN, 2003). Por outro lado, análises mais detalhadas (ESCRIBA et al., 2009) mostram que χ surge antes de σ , é mais rica em Mo e tem caráter “metaestável”, ou seja, é substituída por σ se existirem condições necessárias.

A fase σ , ao se formar, empobrece de Cr e Mo as regiões ao seu redor (SOLOMON; DEVINE, 1979). Foi confirmado em estudos que este fato permite a diminuição da resistência à corrosão localizada e, conseqüentemente, uma menor resistência quando se aumenta o teor de σ .

Além das fases σ e χ , o difratograma revelou a existência de Cr_2N . Estes nitretos podem afetar a resistência à corrosão localizada, pois servem como pontos para formação de pites (GUNN, 2003). Adicionalmente, alguns autores afirmam que muitas vezes o Cr_2N é formado em cooperação com γ_2 nos contornos de grão (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003). Existem evidências que a presença de γ_2 também pode acarretar uma diminuição na resistência à corrosão por pites, pois Autores (SUNDMAN; JANSSON; ANDERSSON, 1985) demonstram uma diminuição de Cr e N na γ_2 em relação a γ . Uma vez que o N é um elemento de liga muito importante para o aumento da resistência à corrosão por pites (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Estas reações de precipitações modificam o balanço original PRE entre as fases, e a ferrita transformada se torna mais propícia para a corrosão localizada. A principal deterioração da estabilidade do filme passivo e a resistência ao pite são ambos causados pela diminuição do Cr e Mo durante a formação de σ , a um passo que, os nitretos formados também contribuem, mas estes precipitam em menores quantidades (ANGELINI; DE BENEDETTI; ROSALBINO, 2004). A precipitação de fases intermetálicas afeta, tanto as propriedades mecânicas, quanto as propriedades de corrosão, principalmente a localizada (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

5.0 CONCLUSÕES

O objetivo desta Tese foi fornecer informações e resultados a respeito de reparos através da aplicação do processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível (*FHPP*) em chapas de aços inoxidável duplex AID UNS S31803. Conjuntamente, houve um estudo com o processo TIG por este ser o mais utilizado para reparos deste material. Portanto, através das investigações realizadas foi possível obter as seguintes conclusões:

1. É possível se obter uma junta soldada livre de defeitos com o AID SAF 2205 para os parâmetros da força aplicada de 25 kN, da velocidade de 7000 RPM, do *burn-off* 9 mm e do forjamento pelo período de 10 segundos. Além da geometria para raio da ponta do pino e do canto do furo no MB de 3 mm, da altura do furo no MB 8,6 mm, do cone do pino de 18 mm.
2. A principal vantagem do *FHPP* em relação aos processos convencionais é a repetibilidade do processo, pois após fixar os melhores parâmetros para o material em questão, não houveram mais descontinuidades;
3. Os percentuais de intermetálicos após processamento *FHPP* estão de acordo com as normas *DNV - Design of Duplex Stainless Steel Subsea Equipment Exposed to Cathodic Protection (2008)* e *DNV - D Submarine Pipeline Systems (2012)*, utilizadas para o material em questão;
4. Importante destacar que a geometria da junta utilizada para estudo não é apropriada para o processamento TIG, porém se escolheu utilizar a mesma junta com o ideal de padronizar os dois tipos de processamentos;
5. Para o processo TIG, com os parâmetros de soldagem aplicados, os percentuais de intermetálicos estão acima do aceitável. Porém, seriam necessários testar outros parâmetros para se ter certeza, visto que, no processamento que foi investigado, averigou-se diversas descontinuidades, que podem ser devido ao operador e geometria da junta utilizada: inclusão de tungstênio, falta de fusão e falta de preenchimento e falha durante o dobramento. O processamento *FHPP* pode ser automatizado, enquanto que processo de soldagem TIG com fins de reparo de estruturas, não tem como

- automatizar, logo, dependerá do profissional atuante durante o processamento, que pode minimizar os defeitos, ou até mesmo extrapolá-los;
6. Houve uma variação maior no perfil de microdureza TIG, em comparação com o processamento *FHPP*;
 7. A microestrutura formada devido ao processo *FHPP* variou de grãos equiaxiais alongados com uma razão α/γ balanceada, para γ -Widmanstätten, enquanto que no processo TIG ocorreu a formação microestrutural γ -dendrítica;
 8. O espaçamento γ foi considerado pequeno quando se processa por *FHPP*, e conforme normas esse fato garante grande resistência contra trincas induzidas por hidrogênio. Porém, para o processo TIG não foi possível medir devido a microestrutura indesejável dendrítica da fase γ ;
 9. Ao checar a composição química das varetas de TIG, percebeu-se que estas estavam fora da especificação prevista em norma. No caso do *FHPP*, existe a possibilidade de ser confeccionado o pino consumível do próprio material que precisaria ser restaurado, o que exclui a possibilidade de obter consumível com composição diferente da necessária;
 10. Com relação ao ensaio de impacto, na região investigada, houve uma diferença levemente superior para os corpos de prova processados por *FHPP* em relação aos processados por TIG;
 11. A simulação termodinâmica se mostrou como uma ótima indicação de possibilidade de formação de intermetálicos;
 12. As juntas soldadas pelo processo TIG, além de apresentarem maiores quantidades de precipitados, também mostraram que essas fases são maiores em tamanho quando se comparou com as juntas soldadas por *FHPP*, o que provavelmente contribuiu para a maior possibilidade de formação de pites de corrosão quando se utilizou esse processo;
 13. Ao qualificar ambos os processos de soldagem, verificou-se que o processo *FHPP* está apto para restaurar/reparar estruturas que utilizem AID SAF 2205;
 14. Portanto, diante de todas as averiguações sobre o material e parâmetros deste estudo, houve a comprovação da possibilidade de utilização do *FHPP* como

mais um processo com potencial para ser utilizado na manutenção de estruturas de petróleo e gás, papel e celulose, e demais indústrias químicas.

6.0 TRABALHOS FUTUROS

Com esta investigação, foi possível um avanço no entendimento do uso do processo *FHPP* para restauro de estruturas para o material AID SAF2205. Mas, para poder vislumbrar uma normatização sobre esse fato, ainda se carece verificar outros ensaios e variações nos parâmetros. Portanto, para trabalhos futuros sugere-se:

- ✓ Avançar nos estudos referentes ao aporte térmico envolvido no processamento;
- ✓ Testar outros parâmetros do processamento TIG para uma comparação completa em relação ao *FHPP*;
- ✓ Averiguar demais aços inoxidáveis de larga utilização para estruturas de plantas petroquímicas e outras;
- ✓ Caracterização através de microscopia de transmissão quanto aos precipitados formados;
- ✓ Buscar melhores maneiras de qualificar mecanicamente o *FHPP*, pois não existem ensaios padrão e o que existe acaba sendo uma adaptação dos ensaios utilizados pelos processos convencionais;
- ✓ Construir equipamento de processamento de menor tamanho para possibilitar ao operador maior facilidade de operação, com possibilidade de restauro até mesmo em locais confinados;
- ✓ Avançar nos estudos do método *Stitch*, que seria uma costura com diversos restauros “pontuais” de *FHPP*. Dessa forma poderia diminuir o tamanho do equipamento e mesmo assim manter a possibilidade de restaurar descontinuidades de qualquer tamanho.

7.0 REFERÊNCIAS

- ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels**. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- AMBROZIAK, A.; GUL, B. Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 7, n. 2, p. 67–76, 2007.
- ANDREWS, K. W. A New Intermetallic Phase in Alloy Steels. **Nature**, v. 164, n. 4180, p. 973–1016, dez. 1949.
- ANGELINI, E.; DE BENEDETTI, B.; ROSALBINO, F. Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 46, n. 6, p. 1351–1367, jun. 2004.
- ASM INTERNATIONAL (ED.). **Welding, Brazing and Soldering**. 10th edition ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 1993. v. 6
- ASTM A923-14. **Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels**, 2014.
- ASTM E8/E8M-13A. **ASTM E8-E8M-13a - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, [s.d.].
- ASTM E23. **ASTM E23 -12c- Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2012.
- BALE, C. W. et al. FactSage thermochemical software and databases. v. 26, n. 2, p. 189–228, jun. 2002.
- BALE, C. W. et al. FactSage thermochemical software and databases — recent developments. **Calphad**, Tools for Computational Thermodynamics. v. 33, n. 2, p. 295–311, jun. 2009.
- BAOSHENG, Z. et al. **Numerical simulation onto the preliminary period of Friction Hydro Pillar Processing in Friction Stitch Welding** Mechanic Automation and Control Engineering (MACE), 2010 International Conference on, , jun. 2010. Disponível em: <IEEE Conference Publications>
- BLAKEMORE, G. **Friction Welding - Technology for the New Millennium**. The Offshore Technology Conference, maio 1999 Disponível em: <<http://www.onepetro.org/mslib/servlet/onepetropreview?id=OTC-11063-MS>>. Acesso em: 12 abr. 2013
- BØRVIK, T. et al. Pipe fittings in duplex stainless steel with deviation in quality caused by sigma phase precipitation. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 26, p. 6945–6955, out. 2010.
- BROOKS, J. A.; LAMBERT JR, F. J. The effects of phosphorus, sulfur and ferrite content on weld cracking of type 309 stainless steel. **Welding journal**, v. 51, n. 5, 1978.

CHARLES, J. **Past, present and future of duplex stainless steels**. Duplex Conference, Grado, Italy. **Anais...**2007Disponível em: <<http://worldstainless.steel-sci.org/NR/rdonlyres/850A3BA9-9175-43B4-B729-12245A164C3A/3330/Pastpresentandfutureoftheduplexstainlesssteels.pdf>>. Acesso em: 25 abr. 2013

CHEN, T. .; WENG, K. .; YANG, J. . The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 338, n. 1–2, p. 259–270, Dezembro 2002.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª ed. Brasil: Blucher, 2008.

CROSSLAND, B. Friction Welding: Recommended Practices for Friction Welding. **Contemporary Physics**, 12. p. 559–574, 1971.

CUI, L. et al. Friction taper plug welding for S355 steel in underwater wet conditions: Welding performance, microstructures and mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 611, p. 15–28, Agosto 2014a.

CUI, L. et al. Experimental study of friction taper plug welding for low alloy structure steel: Welding process, defects, microstructures and mechanical properties. **Materials & Design**, v. 62, p. 271–281, Outubro 2014b.

CUNHA, L. DA. **Solda: como, quando e por quê**. 3ª ed. Porto Alegre, RS, Brasil: Imprensa Livre, 2013.

DET NORSKE VERITAS. **DESIGN OF DUPLEX STAINLESS STEEL SUBSEA EQUIPMENT EXPOSED TO CATHODIC PROTECTION - DNV-RP-F112**, out. 2008.

DET NORSKE VERITAS AS. **Submarine Pipeline Systems - DNV-OS-F101**DET NORSKE VERITAS AS, , 2012.

E04 COMMITTEE. **Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis**. [s.l.] ASTM International, 2008. Disponível em: <<http://www.astm.org/doiLink.cgi?E1245>>. Acesso em: 15 out. 2014.

E04 COMMITTEE. **Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. [s.l.] ASTM International, 2011. Disponível em: <<http://www.astm.org/doiLink.cgi?E562>>. Acesso em: 15 out. 2014.

E04 COMMITTEE. **Test Methods for Determining Average Grain Size**. [s.l.] ASTM International, 2013. Disponível em: <<http://www.astm.org/doiLink.cgi?E112>>. Acesso em: 4 out. 2014.

EGHLIMI, A.; SHAMANIAN, M.; RAEISSI, K. Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 244, p. 45–51, Abril 2014.

ELLIS, C. R. G. **Continuous drive friction welding of mild steel**. [s.l.] Defense Technical Information Center., 1972.

ESCRIBA, D. M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, n. 11, p. 1214–1219, nov. 2009.

FARIA, R. A. et al. Production of duplex stainless steels in arcelormittal inox Brasil. **Production of duplex stainless steels in arcelormittal inox Brasil**, 2010.

FOLKHARD, E. et al. **Welding metallurgy of stainless steels**. [s.l.] Springer-Verlag Wien New York, 1988.

GENTIL, V. **Corrosão**. 4. ed. Rio de Janeiro, Brasil: LTC, 2003.

GUNN, R. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. UK: Woodhead Publishing - Elsevier, 2003.

GUSTAFSON, P. A thermodynamic evaluation of the Cr-Ni-W system. **Calphad**, v. 12, n. 3, p. 277–292, jul. 1988.

HAN, Y. S.; HONG, S. H. Microstructural changes during superplastic deformation of Fe–24Cr–7Ni–3Mo–0.14N duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 266, n. 1–2, p. 276–284, 30 jun. 1999.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel** IMOA (International Molybdenum Association), , 2012. Disponível em: <http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Practical_Guidelines_for_the_Fabrication_of_Duplex_Stainless_Steels.pdf>. Acesso em: 5 abr. 2014

IZA-MENDIA, A. et al. Microstructural and mechanical behavior of a duplex stainless steel under hot working conditions. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 12, p. 2975–2986, 1 dez. 1998.

JARDIM, M. P. et al. Efeito da geometria do pino e do furo no reparo por atrito resultados preliminares. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 4, n. 2, p. 27–32, 2007.

KASPER, J. S. The ordering of atoms in the chi-phase of the iron-chromium-molybdenum system. **Acta Metallurgica**, v. 2, n. 3, p. 456–461, 1954.

KOKAWA, H.; TSORY, E.; NORTH, T. H. Nitride precipitation in duplex stainless steel weld metal. **ISIJ international**, v. 35, n. 10, p. 1277–1283, 1995.

LAGE, M. A.; ASSIS, K. S.; MATTOS, O. R. Hydrogen influence on fracture toughness of the weld metal in super duplex stainless steel (UNS S32750) welded with two different heat input. **International Journal of Hydrogen Energy**, Special issue on 1st International Conference on Hydrogen Storage, Embrittlement and Applications (Hy-SEA 2014), 26-30 October 2014, Rio de Janeiro, Brazil. v. 40, n. 47, p. 17000–17008, Dezembro 2015.

LAI, R. et al. Influence of absorbed nitrogen on microstructure and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel joint processed by fiber laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 231, p. 397–405, Maio 2016.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6 th ed. [s.l.] Abington Publishing, 1999.

LEE, K. M.; CHO, H. S.; CHOI, D. C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 285, n. 1–2, p. 156–161, 30 jun. 1999.

LESSA, C. R. DE L. **Soldagem FHPP - processo e metalurgia nas transformações das fases de um aço C-Mn**. UFRGS, , 2011.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. [s.l.] Wiley-Interscience, 2005.

LIPPOLD, J. C.; VAROL, I.; BAESLACK III, W. The Influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at -20C. **Welding Journal**, 1994.

MACHADO, I. G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações**. Porto Alegre, Brasil.: Ed. pelo Autor, 2000.

MARTINS, M. et al. Effect of stress relief at 350 °C and 550 °C on the impact properties of duplex stainless steels. **Materials Characterization**, v. 58, n. 10, p. 909–916, Outubro 2007.

MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Sigma phase morphologies in cast and aged super duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, n. 8, p. 792–795, Agosto 2009.

MEYER, A. et al. **Considerations on robotic friction stitch welding for the repair of marine structures**. Proceedings of 20th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. **Anais...**2001

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing - Bonding Mechanism and Properties**. GKSS, Alemanha, 2003.

PAES, M. T. P. **Características fundamentais de soldas por atrito tipo FHPP**. UFRJ, Qualificação de Doutorado, 2009.

PAES, M. T. P.; POPE, A. **Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints**. Trends in Welding Research: Proceedings of the 7Th International Conference. **Anais...**2009. Acesso em: 12 abr. 2013

PIRES, R. R. **Efeitos da geometria, da força axial e da rotação no reparo por atrito**UFU - FEMEC - Faculdade de Engenharia Mecânica, , 2007.

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 65–71, jan. 2007.

QIU, C. An Analysis of the Cr-Fe-Mo-C System and Modification of Thermodynamic Parameters. **ISIJ international**, v. 32, n. 10, p. 1117–1127, 1992.

RAJASEKHAR, K. et al. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: A color metallographic and electron microprobe analysis study. **Materials Characterization**, v. 38, n. 2, p. 53–65, Fevereiro 1997.

RAMIREZ, A. J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. SP, Brasil: USP, 2001.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 34, n. 8, p. 1575–1597, 2003.

ROCHA, C. L. F. **Influência das Fases Intermetálicas Precipitadas a 780°C em um Aço UNS 31803**. Porto Alegre, RS, Brasil: PPGE3M/UFRGS, 2015.

SADEGHIAN, M.; SHAMANIAN, M.; SHAFYEI, A. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. **Materials & Design**, v. 60, p. 678–684, Agosto 2014.

SANDVIK. **Catálogo de Arames e Var etas para Soldagem**. Sandvik, 2000.

SANTOS, G. M. et al. **Optimization of control parameters in a friction hydro pillar processing unit to repair oil steel structures** ABCM Symposium Series in Mechatronics - Vol. 5, 2012.

SHEK, C. H. et al. Early-stage widmanstätten growth of the γ phase in a duplex steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 1, p. 15–19, 2000.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Influence of microstructure on the mechanical properties and localized corrosion of a duplex stainless steel. In: **MiCon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control**. [s.l.] ASTM International, 1979.

SOUZA, J. A. **Análise comparativa de arames TIG usados para soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. Niterói RJ: UFF, 2009.

SUNDMAN, B.; JANSSON, B.; ANDERSSON, J.-O. The Thermo-Calc databank system. **Calphad**, v. 9, n. 2, p. 153–190, Abril 1985.

TECBRÁS. **Certificado Vareta AWS SFA-5.9 ER 2209** Tecbrás, Brasil, 2015.

THOMAS, W. M. et al. **Friction plug extrusion**, 1992.

TOTTEN, G. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. Ed. Taylor & Francis Group, LLC, 2006.

UNFRIED, J. et al. Estudo da influência dos parâmetros de processo na microestrutura da zona termo-mecanicamente afetada na soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 2, p. 73–79, 2009.

UNFRIED S., J. et al. Study of microstructural evolution of friction taper plug welded joints of C–Mn steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 6, p. 506–513, ago. 2010.

YANG, S.-M. et al. Microstructural characterization of $\delta/\gamma/\sigma/\gamma_2/\chi$ phases in silver-doped 2205 duplex stainless steel under 800 °C aging. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 633, p. 48–53, 5 jun. 2015.

YEH, F. W. T. et al. Evaluation of Discontinuities in A36 Steel Repairs with Friction Hydro Pillar Processing Using Different Axial Forces. **ISIJ International**, v. 53, n. 12, p. 2269–2271, 2013.

YEN, C. S.; DOLAN, T. J. A Critical Review of the Criteria for Notch-sensitivity in Fatigue of Metals. **University of Illinois bulletin**; v. 49, no. 53, 1952.