



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

AVALIAÇÃO DE TRINCA A QUENTE EM LIGAS CUPRONÍQUEL E MONEL
APLICANDO O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT

FORTALEZA

2025

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

AVALIAÇÃO DE TRINCA A QUENTE EM LIGAS CUPRONÍQUEL E MONEL
APLICANDO O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta

Coorientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

FORTALEZA

2025

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Sistema de Bibliotecas
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

M884a Moura Filho, Adroaldo José Silva De
Avaliação de trinca a quente em ligas cuproníquel e monel aplicando o ensaio
trans-varestraint/ Adroaldo José Silva De Moura Filho. – 2025.
171 f. : il. color.

Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2025.

Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

Coorientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

1. Ligas cuproníquel. 2. Ligas Monel. 3. Trans-varestraint. 4. Trincas de solidificação. 5.
Trincas por perda de ductilidade. I. Título.

CDD 620.11

ADROALDO JOSÉ SILVA DE MOURA FILHO

AVALIAÇÃO DE TRINCA A QUENTE EM LIGAS CUPRONÍQUEL E MONEL
APLICANDO O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Aprovada em: 29/08/2025

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Coorientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)

Prof. Dr. Julián Arnaldo Ávila Díaz
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (UNESP)

À minha esposa e filhas.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus, por todas as bênçãos derramadas em minha vida.

À minha esposa, Ana Paula Moura de Lima, e às minhas filhas, Ana Laura Moura e Aurora Moura, por serem fontes inesgotáveis de apoio, paciência e inspiração. Sem elas, eu não teria conseguido chegar até aqui.

Aos meus pais, Adroaldo José Silva de Moura e Francilúcia Monteiro da Silva Moura (*in memoriam*), que sempre me indicaram a educação como um caminho nobre e transformador.

Ao meu irmão, Pedro Augusto Silva de Moura, que, juntamente com meus pais, compôs meu primeiro núcleo familiar. Dedicado e perseverante, sempre foi motivo de orgulho.

Ao professor orientador Marcelo Ferreira Motta, por todas as contribuições realizadas neste trabalho. Foi meu orientador tanto no trabalho de conclusão de curso quanto na dissertação, sempre presente com palavras de apoio e incentivo.

Aos professores do LPTS — Hélio Cordeiro de Miranda, Cleiton Carvalho Silva e Emerson Mendonça Miná — pelo auxílio na delimitação do tema, pelas discussões metalúrgicas e pelos constantes incentivos.

Ao professor Willys Machado Aguiar, minha maior referência como docente, que sempre me ensinou com paciência e disponibilidade, me mostrando como é a arte de ensinar;

A minha amiga Rafaella Silva, pelo incentivo constante e por ter sido mediadora em diversos momentos críticos da realização deste trabalho.

Ao meu amigo Izaac Andrade, pelo apoio durante a parte experimental e pelas palavras de incentivo ao longo dessa jornada.

Ao bolsista de iniciação tecnológica João Pedro, que colaborou na preparação dos corpos de prova para as análises.

Aos demais bolsistas, técnicos e profissionais que compõem o LPTS — Marcela, Bruno, Anderson, Breno, Cleiton, Edileusa, Renato, Karine e Eric — por contribuírem na criação de uma atmosfera colaborativa e produtiva, essencial para a concretização deste trabalho.

E à Petrobrás, pelo apoio financeiro concedido para a realização deste estudo.

Não é a força do gotejar da água que fura a
pedra, mas sim a persistência incansável dessa
ação.

(Ovídio, 43 a.C. – 18 d.C.)

RESUMO

Devido às dificuldades na extração de petróleo em águas profundas, estudos voltados ao avanço tecnológico nesse setor têm buscado expandir suas fronteiras. O desenvolvimento de novos materiais e processos de fabricação, com ênfase nos processos de soldagem utilizados na união de tubulações e revestimentos, exige o emprego de tecnologias avançadas, o que contribui para o aumento do custo de extração do petróleo. Entre os materiais mais utilizados em unidades de refrigeração de refinarias, sistemas de captação de água e combate a incêndio, destacam-se as ligas cuproníquel e Monel, cujo emprego se torna fundamental devido à elevada resistência à corrosão. Nessas aplicações, a soldagem de tubulações dessas ligas é uma prática comum. No entanto, a ocorrência de trincas a quente durante a soldagem é um fator crítico, considerando o alto custo envolvido nos reparos e substituições. O objetivo deste estudo é avaliar os fenômenos metalúrgicos associados à solidificação durante a formação de trincas a quente em ligas CuNi e NiCu, por meio do ensaio de soldabilidade Trans-Varestraint (TVT). Neste trabalho, foram analisados três fatores na formação das trincas a quente: material, energia de soldagem e deformações impostas. Foram estudadas as ligas UNS C70600 e AWS A5.7 ERCuNi, comercialmente conhecidas como CuNi 90/10 e CuNi 70/30, respectivamente, além da liga AWS A5.14 ERNiCu-7, correspondente à Monel 60. Os ensaios foram realizados com cinco níveis de deformação e duas energias de soldagem: 1,09 e 0,74 kJ/mm. Os resultados obtidos no ensaio de soldabilidade foram comparados com simulações termodinâmicas baseadas nas curvas de solidificação segundo o modelo de Scheil. De forma contraditória, observou-se que a liga CuNi 90/10 — que não apresenta formação de fases de baixo ponto de fusão e possui a menor faixa de BTR (*brittle temperature range*) — apresentou maior suscetibilidade à formação de trincas. Essa contradição foi explicada pela ocorrência de diferentes mecanismos de formação de trincas. Na liga CuNi 90/10, evidenciaram-se trincas associadas tanto à perda de ductilidade quanto à solidificação, enquanto na CuNi 70/30 as trincas foram exclusivamente relacionadas à solidificação. Todas as ligas analisadas apresentaram trincas ao longo dos contornos de grão com orientação cristalográfica preferencial. Conclui-se que a liga CuNi 90/10 é mais suscetível à formação de trincas devido à atuação combinada dos mecanismos de solidificação e perda de ductilidade, enquanto a CuNi 70/30 apresentou apenas trincas por solidificação.

Palavras-chave: ligas cuproníquel; ligas Monel; Trans-Varestraint; trincas de solidificação; trincas por perda de ductilidade.

ABSTRACT

Due to the challenges associated with deepwater oil extraction, technological advancements in this sector have been aimed at pushing boundaries. The development of new materials and manufacturing processes, with an emphasis on welding techniques used for joining pipelines and claddings, demands the use of advanced technologies, which contributes to the increased cost of oil extraction. Among the most commonly used materials in refinery cooling units, water intake systems, and fire-fighting systems are cupronickel and Monel alloys, which are essential due to their high corrosion resistance. In these applications, welding of piping made from these alloys is a common practice. However, the occurrence of hot cracking during welding is a critical issue, considering the high costs associated with repairs and replacements. The objective of this study is to evaluate the metallurgical phenomena related to solidification during the formation of hot cracks in CuNi and NiCu alloys, using the Trans-Varestraint (TVT) weldability test. Three factors were analyzed in relation to hot cracking formation: material, welding energy, and imposed strains. The alloys studied were UNS C70600 and AWS A5.7 ERCuNi, commercially known as CuNi 90/10 and CuNi 70/30, respectively, as well as the AWS A5.14 ERNiCu-7 alloy, corresponding to Monel 60. The tests were conducted with five levels of strain and two welding energy inputs: 1.09 and 0.74 kJ/mm. The results from the weldability tests were compared with thermodynamic simulations based on solidification curves using the Scheil model. Paradoxically, it was observed that the CuNi 90/10 alloy—despite not forming low-melting phases and having the narrowest brittle temperature range (BTR)—showed greater susceptibility to cracking. This contradiction was explained by the occurrence of different cracking mechanisms. In the CuNi 90/10 alloy, cracks were associated with both ductility loss and solidification, whereas in CuNi 70/30, cracks were exclusively related to solidification. All analyzed alloys exhibited grain boundary cracks with preferential crystallographic orientation. It was concluded that the CuNi 90/10 alloy is more susceptible to cracking due to the combined effect of solidification and ductility loss mechanisms, while the CuNi 70/30 alloy exhibited only solidification-induced cracks.

Keywords: cupronickel alloys; Monel alloys; Trans-Varestraint weldability test; solidification cracks; cracks due to loss of ductility.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases Cu-Ni.	27
Figura 2 – Efeito da presença de elementos de liga sobre a resistividade do Cu.	28
Figura 3 – Efeito do Ni sobre a temperatura de recristalização da liga.	29
Figura 4 – Tubulação de CuNi 90/10 empregada em uma embarcação comercial	30
Figura 5 – Tubulações de CuNi 90/10 em um sistema de dilúvio contra incêndio.	30
Figura 6 – CuNi 90/10 aplicado em regiões de respingo próximo aos pés da plataforma.	31
Figura 7 – Microestrutura monofásica do UNS C71500 forjado.	34
Figura 8 – Precipitações: (a) TiC intragranular; (b) TiC intergranular e (c) carbeto M ₂₃ C ₆ nos contornos de grão.	39
Figura 9 – Corrosão-erosão em uma superfície soldada de CuNi 90/10.	39
Figura 10 – Classificação das trincas a quente de acordo com a sua localização.	43
Figura 11 – Interação entre os parâmetros de processo que influenciam nas trincas por solidificação.	44
Figura 12 – Estágios de solidificação dendrítica: (a-b) regiões com back-filling; (c) filmes líquidos de pequena espessura; (d-e) coalescência dendrítica.	47
Figura 13 – Trincas a quente: a) intergranular; b) região intergranular com presença maciça de poros; c) crescimento colunar dendrítico; d) trincas interdendríticas (hot tears).	48
Figura 14 – Microestruturas de aço inoxidável, apresentado a evolução das trincas de solidificação geradas em ensaio Varestraint: a) completamente austenítica, b) austenítica contendo 0,5% de ferrita formada a partir de uma reação eutética e c) ferrita primária a partir de uma reação peritética.	50
Figura 15 – Esquemático da nucleação de uma trinca em um modelo de solidificação colunar dendrítico.	51
Figura 16 – Estágios da solidificação de trincas a quente.	52
Figura 17 – a) Pontos de coalescência em trincas intergranulares;	

b) ampliação da imagem a.	52
Figura 18 – Trincas por liquação formada na ZAC de ligas de Ni.	53
Figura 19 – Mecanismo de formação das trincas por perda de ductilidade.	54
Figura 20 – Nomenclatura dos contornos de grão formados na solidificação.	55
Figura 21 – Trincas por perda de ductilidade, onde a seta indica a direção de aplicação da carga.	56
Figura 22 – Carboneto M ₂₃ C ₆ nos contornos de grão tortuosos e a análise de misorientação.	57
Figura 23 – Influência dos precipitados intergranulares no deslizamento dos contornos de grão: a) contornos de grãos retos; b) precipitados intergranulares; c) precipitados intergranulares e contornos de grão tortuosos.	58
Figura 24 – Esquemático do ensaio Trans-Varestraint.	60
Figura 25 – Bancada de soldagem MIG/MAG: 1 – Controle de movimentação da mesa XYZ; 2 – Mesa XYZ; 3 – Tocha e peça; 4 – Sistema de alimentação de arame; 5 – Sistema de refrigeração; 6 – Fonte multiprocesso; 7 – Sistema de aquisição de dados; 8 – Computador para visualização dos dados.	63
Figura 26 – Bancada de ensaio Trans-Varestraint: 1 – Sistema de aquisição de dados; 2 – Fonte de soldagem multiprocesso; 3 – Tártalo e tocha de soldagem TIG; 4 – Máquina de ensaio Trans-Varestraint.	64
Figura 27 – Máquina de ensaio Trans-Varestraint: 1 – Sistema de fixação da peça e posicionamento da tocha; 2 – Cilindro hidráulico; 3 – Sistema acumulador de pressão; 4 – Unidade e tanque hidráulico; 5 – Motor-bomba; 6 – Quadro de comando e controle; 7 – Sistema de resfriamento do óleo.	65
Figura 28 – Fluxogramas das etapas desenvolvidas na pesquisa.	68
Figura 29 – Simples deposição do estudo exploratório: a) IB1 e IB1T; b) IB2 e IB2T; c) IB3 e IB3T; d) VS2 e VS2T; e) VS3 e VS3T,	

respectivamente.	73
Figura 30 – Análise geométrica da condição IB3T.	74
Figura 31 – IC para as condições sem e com tecimento e as energias de 1,1; 1,6 e 2,2 kJ/mm.	74
Figura 32 – Desenho técnico do canal usinado.	75
Figura 33 – Esquema de preenchimento do chanfro previamente usinado.	75
Figura 34 – Exemplificação de uma amostra posicionada para realização do ensaio Trans-Varestraint.	77
Figura 35 – Esquemático do ensaio Trans-Varestraint: 1 – Fixador da peça; 2 – Base de apoio da peça; 3 – Tocha de soldagem TIG; 4 – Cutelo; 5 – Corpo de prova do ensaio Trans-Varestraint; 6 – Haste de aplicação de carga, associada ao cilindro hidráulico.	77
Figura 36 – Condição de energia baixa: $I=170A$ e $V_s = 20$ cm/min.	81
Figura 37 – Amostra após o ensaio Trans-Varestraint.	81
Figura 38 – Exemplificação das medições utilizadas nas avaliações das trincas.	83
Figura 39 – Esquemático da metodologia de seccionamento das trincas.	84
Figura 40 – Trincas formadas no ensaio Tran-Varenstraint da liga ERCuNi 70/30 soldada com energia de 0,74 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.	88
Figura 41– Trincas formadas no ensaio Tran-Varenstraint da liga ERCuNi 70/30 soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.	89
Figura 42 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga Monel 60 soldada com energia de 0,74 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.	90
Figura 43 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga Monel 60 soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.	91
Figura 44 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga CuNi 90/10	

soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.	92
Figura 45 – MCL para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	95
Figura 46 – TCL para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	96
Figura 47 – MCD para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	96
Figura 48 – MCL para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	99
Figura 49 – TCL para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	99
Figura 50 – MCD para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.	100
Figura 51 – MCL para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.	101
Figura 52 – TCL para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.	101
Figura 53 – MCD para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.	102
Figura 54 – MCL obtido a partir dos ensaios Transvarenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.	103
Figura 55 – TCL obtido a partir dos ensaios Trans-Varenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.	104
Figura 56 – MCD obtido a partir dos ensaios Trans-Varenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.	104
Figura 57 – Dependência do tempo de desenvolvimento da trinca com a deformação para as ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.	106
Figura 58 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de ERCuNi 70/30.	110
Figura 59 – Ilustração esquemática dos estágios de solidificação da liga ERCuNi 70/30.	112
Figura 60 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida desconsiderando as impurezas das amostras de ERCuNi 70/30.	113

Figura 61 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de Monel 60.	114
Figura 62 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida desconsiderando as impurezas das amostras de Monel 60.	116
Figura 63 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de CuNi 90/10.	117
Figura 64 – Temperaturas de início e fim da solidificação e de início da formação de fases secundárias.	118
Figura 65 – Faixas de solidificação das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.	119
Figura 66 – Previsão de maior susceptibilidade a trinca do Monel 60 em relação ao ERCuNi 70/30 e CuNi 90/10 com base na inclinação da curva $T - (f_s)^{1/2}$ na faixa de solidificação de 0,87-0,94 ($0,933 < (f_s)^{1/2} < 0,970$).	120
Figura 67 – Curvas de condutividade térmica das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.	121
Figura 68 – Caracterização da zona fundida da liga ERCuNi 70/30. a) extensão completa da zona fundida - 200x; b) propagação da trinca – 500x e c) solidificação colunar dendritico - 500x.	123
Figura 69 – Macroscopia das trincas de solidificação formadas na liga ERCuNi 70/30, soldado com uma energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 6%.	124
Figura 70 – Mapa de fases obtido pela técnica EBSD em uma região próxima a uma trinca da liga ERCuNi 70/30.	125
Figura 71 – Aspecto superficial da fratura.	125
Figura 72 – Mapa de composição química qualitativo obtido por EDS.	126
Figura 73 – Trinca de solidificação em uma amostra ERCuNi 70/30: a) SEM; b) Mapa EBSD IPFz; c) Mapa de misorientação	

(KAM); d) Mapa de Taylor.	128
Figura 74 – EBSD das trincas: a) contrast band; b) mapa das direções cristalográficas na IPFx.	129
Figura 75 – Trincas de solidificação e por perda de ductilidade em amostra de Monel 60, soldada com energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 4%.	130
Figura 76 – Mapa de IPFz de trincas de solidificação da liga Monel 60, soldadas com energia de 1,09 kJ/mm e 6% de deformação: a) trinca 1; b) trinca 2.	131
Figura 77 – Trincas de solidificação da liga Monel 60: a) mapa de contrast band; b) mapa das direções cristalográficas na direção IPFz.	132
Figura 78 – Mapas de trincas de solidificação na liga Monel 60: a) contrast band; b) KAM - kernel average misorientation.	132
Figura 79 – Trinca por perda de ductilidade em corpo de prova do Monel 60.	133
Figura 80 – Mapa de orientação cristalográfica na IPFz de uma trinca por perda de ductilidade.	134
Figura 81 – Trinca por perda de ductilidade na liga Monel 60: a) Misorientação de contornos de grãos; b) Line scan de misorientação.	135
Figura 82 – Mapa de orientação cristalográfica de uma trinca por perda de ductilidade no plano IPFz.	136
Figura 83 – Zona fundida de corpo de prova soldado com uma energia de 1,09 kJ/mm e deformada em 8%.	137
Figura 84 – Macroscopia de um corpo de prova do ensaio Trans-Varestraint da liga CuNi 90/10, com trincas por solidificação e por perda de ductilidade.	138
Figura 85 – Mapa de orientação cristalográfica de uma trinca de solidificação intergranular na IPFx.	139
Figura 86 – Ponto triplo em uma trinca por perda de ductilidade em um corpo de prova da liga CuNi 90/10.	140

Figura 87 – Exemplificação de uma TPD da liga CuNi 90/10: a) SEM;

b) Mapa de recristalização.

141

Figura 88 – Mapa de Taylor de uma TPD da liga CuNi 90/10.

142

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do cobre na condição recozido.	26
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do níquel na condição recozido.	26
Tabela 3 – Propriedades físicas e mecânicas das ligas CuNi 90/10 e CuNi 70/30.	35
Tabela 4 – Faixa de composição química das ligas Monel.	37
Tabela 5 – Composição química do metal de base UNS C70600.	66
Tabela 6 – Composição química do arame eletrodo AWS 5.7 ERCuNi.	66
Tabela 7 – Composição química do arame eletrodo AWS 5.14 ERNiCu-7.	66
Tabela 8 – CCS das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.	106
Tabela 9 – Composições químicas simuladas para diversos metais de adição com diferentes diluições.	162

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Composição química (% de peso) da liga de CuNi C70600.	32
Quadro 2 – Limite máximo de impurezas para as ligas C70600 e C71500.	36
Quadro 3 – Composição química (% em peso) da liga AWS ERNiCu-7.	38
Quadro 4 – Efeito dos elementos nas ligas CuNi.	41
Quadro 5 – Parâmetros de soldagem do processo MIG/MAG convencional.	72
Quadro 6 – Matriz de ensaio Trans-Varestraint.	79
Quadro 7 – Matriz de ensaios exploratório TIG.	80
Quadro 8 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para ERCuNi 70/30	95
Quadro 9 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para Monel 60.	98
Quadro 10 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para CuNi 90/10.	100
Quadro 11 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas quando comparado as três ligas.	103
Quadro 12 – Dureza HV1 das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.	107
Quadro 13 – Composição química das zonas fundidas dos corpos de prova obtidos por espectrometria.	109
Quadro 14 – Fração volumétrica das fases formadas ao fim da solidificação para a liga ERCuNi 70/30.	112
Quadro 15 – Fração volumétrica das fases formadas ao fim da solidificação para a liga Monel 60.	115
Quadro 16 – Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação, BTR e faixa de solidificação.	119
Quadro 17 – Condutibilidade térmica média na BRT.	121
Quadro 18 – Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação e BTR para as zonas fundidas simuladas.	165

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 Ligas cuproníquel	25
<i>2.1.1 Tubulações de UNS C70600 para o setor de petróleo e gás natural (CuNi 90/10)</i>	<i>29</i>
<i>2.1.2 UNS C71500 (ERCuNi 70/30)</i>	<i>33</i>
<i>2.1.3 Liga monel 60 (ERNiCu-7)</i>	<i>36</i>
<i>2.1.4 Efeito dos elementos de liga em ligas CuNi</i>	<i>39</i>
2.2 Trincas a quente	41
<i>2.2.1 Trincas de solidificação</i>	<i>43</i>
<i>2.2.2 Trincas de liquação na ZAC</i>	<i>52</i>
<i>2.2.3 Trincas por perda de ductilidade</i>	<i>53</i>
2.3 Ensaios de soldabilidade	58
<i>2.3.1 Ensaio trans-varestraint</i>	<i>59</i>
3 MATERIAIS E MÉTODOS	63
3.1 Equipamentos	63
3.2 Materiais de consumo	66
3.3 Metodologia	67
<i>3.3.1 Etapa 1 – seleção das ligas candidatas</i>	<i>68</i>
<i>3.3.2 Etapa 2 – simulações termodinâmicas</i>	<i>70</i>
<i>3.3.3 Etapa 3 – preparação dos corpos de prova</i>	<i>70</i>
<i>3.3.4 Etapa 4 – ensaio trans-varestraint</i>	<i>76</i>
<i>3.3.5 Etapa 5 – caracterização das trincas</i>	<i>82</i>
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
4.1 Ensaios trans-varestraint	86
4.2 Análise estatística dos ensaios transvarestraint	93
<i>4.2.1 Resultados da liga ER CuNi 70/30</i>	<i>93</i>
<i>4.2.2 Resultados da liga Monel 60</i>	<i>97</i>
<i>4.2.3 Resultados da liga CuNi 90/10</i>	<i>100</i>

4.2.4 Comparação entre as ligas	102
4.3 Análise termodinâmica computacional	107
4.3.1 Simulação ERcNi 70/30	110
4.3.2 Simulação Monel 60	114
4.3.4 Comparação entre ligas	118
4.4 Caracterização metalúrgica das ligas	122
4.3.1 Caracterização da liga ERcNi 70/30	122
4.3.2 Caracterização da liga Monel 60	130
4.3.3 Caracterização da liga CuNi 90/10	136
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	144
6 CONCLUSÕES	146
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	148
REFERÊNCIAS	150
APÊNDICE A – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL ERcNi 70/30 QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT	158
APÊNDICE B – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL MONEL 60 QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT	159
APÊNDICE C – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL CuNi 90/10 QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT	160
APÊNDICE D – OUTRAS POSSIBILIDADES DE METAL DE ADIÇÃO	161
APÊNDICE E – CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL 625 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.	167
APÊNDICE F – CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL 686 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.	168
APÊNDICE G - CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL C276 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.	169
APÊNDICE H - CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM O MONEL 67 COMO	

METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.

170

1 INTRODUÇÃO

O crescimento populacional e o avanço industrial têm aumentado significativamente a demanda por energia e produtos derivados do petróleo. Apesar dos investimentos crescentes em fontes de energia limpa, segundo a Agência Internacional de Energia (IEA), em 2020 as energias eólicas, solar, hidráulicas e de biomassa somadas representavam apenas 15% da matriz energética mundial. Em contrapartida, o petróleo e o gás natural ainda correspondiam a 53,2%.

No Brasil, a matriz energética apresenta características distintas em relação à média mundial. De acordo com o Balanço Energético Nacional (BEN, 2020), publicado pela Empresa de Pesquisa Energética (EPE), fontes renováveis como lenha, carvão vegetal, hidráulica, derivados de cana de açúcar e outras fontes renováveis correspondiam a 44,8% da matriz nacional. No entanto, 47,7% ainda são oriundos do petróleo e gás natural, evidenciando a relevância contínua desses recursos e a necessidade crescente de investimentos no setor.

Fundada em 1953, a Petrobras destaca-se como a maior produtora de petróleo em águas profundas do mundo, ocupando a 28ª posição entre as maiores empresas globais em receita. Presente em 25 países, tem prioridade nas áreas de exploração, produção, refino, comercialização e transporte de petróleo, gás natural e seus derivados. No ano de 2023 completaram-se 15 anos de produção no pré-sal, alcançando a marca de 2,64 milhões de barris de petróleo produzidos por dia. Nos últimos anos, o volume de óleo pesado localizado em lâmina d'água superiores a 1.000 m já ultrapassam os 15 bilhões de barris, formando um cenário que impõem condições de extração desafiadoras, em decorrência do elevado nível de tensões e ao alto potencial corrosivo dos ambientes.

Devido a essas dificuldades, intensificaram-se os estudos sobre os desafios associados à expansão das fronteiras da extração de petróleo, visando o crescente avanço tecnológico. O desenvolvimento de novos materiais e de processos de fabricação mais específicos - com destaque para os processos de soldagem empregados na união de tubulações e revestimentos - exige o uso de tecnologias avançadas, contribuindo para elevação dos custos de extração do petróleo.

A descoberta de novas reservas e a crescente demanda deram ao transporte do petróleo e do gás natural uma considerável atenção das indústrias, onde devido às grandes distâncias e condições ambientais somente é possível com a utilização de tubulações que empregam materiais com alta resistência. O ambiente com potencial corrosivo agressivo torna

o desenvolvimento e a soldagem desses materiais um grande desafio para a engenharia e ciência de materiais.

As ligas cuproníquel (CuNi) destacam-se como os materiais mais adequados para aplicação em unidades de refrigeração em refinarias, sistemas de captação de água e redes de combate a incêndio, devido à sua elevada resistência à corrosão em ambientes agressivos, tornando-se prática comum a soldagem de tubulações dessas ligas. As ligas Monel são classificadas como NiCu (níquel-cobre), com endurecimento por solução sólida e estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), apresentam elevada resistência à corrosão em água salgada e resistência moderada à corrosão em ácido sulfúrico.

As exigências relativas à composição química, propriedades mecânicas, soldabilidade e conformabilidade dessas ligas para essas aplicações específicas são normatizadas por entidades técnicas de referência, como o *American Petroleum Institute* (API), a *International Organization for Standardization* (ISO) e a Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP). Essas normas estabelecem critérios rigorosos de desempenho e fabricação, assegurando a confiabilidade estrutural e a integridade operacional dos sistemas nos quais esses materiais são empregados.

Na soldagem de juntas que empregam ligas cuproníquel e Monel, a ocorrência de trincas a quente foram reportadas por empresas do setor de petróleo e gás, sendo apontada como uma das principais causas de falhas prematuras nesses componentes. Tais discontinuidades ocorrem durante a soldagem em temperaturas superiores a metade da temperatura *liquidus* e podem ser de três origens: (1) trincas de solidificação, (2) trincas de liquação na zona afetada pelo calor (ZAC) e (3) trincas por perda de ductilidade. No caso específico das ligas cuproníquel e Monel, as trincas estão mais associadas à primeira categoria. Esse fenômeno ocorre em função das tensões térmicas geradas pela contração durante o resfriamento, combinadas com a presença de elementos de liga que, ao final da solidificação da poça de fusão, formam constituintes de baixo ponto de fusão. A presença desses constituintes, ainda no estado líquido, pode favorecer a nucleação e propagação de trincas intergranulares, caracterizando o mecanismo de formação da trinca a quente.

As trincas a quente em tubulações de sistemas de refrigeração para refino de petróleo e gás natural são um fator crítico que deve ser levado em consideração, devido ao alto custo envolvido no reparo e substituição desses componentes, bem como, a criticidade desses sistemas para a operação segura da planta. A variedade de ligas disponíveis no mercado e os diferentes processos de soldagem, tornam esse tipo de falha particularmente complexa pela sua imprevisibilidade. Uma estratégia para mitigar a ocorrência desse defeito é

por meio da diminuição das restrições mecânicas impostas à junta durante a solidificação, no entanto, muitas vezes não é possível alterar a configuração do sistema. Diminuir a fração de fase líquida no final da solidificação também é uma alternativa que contribui para a diminuição do risco de trincas. Além disso, a tensão superficial entre os primeiros sólidos formados e o filme líquido remanescente, bem como, o refinamento de grão são fatores importantes para a prevenção das trincas, que podem ser influenciados com base na escolha dos parâmetros de soldagem e de composição de ligas.

Na soldagem de ligas cuproníquel e Monel, a utilização de metais de adição com composição contendo níquel e cobre, pode resultar na formação de regiões com variações significativas na composição química ao longo da poça fundida, aumentando a complexidade do processo do ponto de vista operacional e metalúrgico. A diferença entre as temperaturas de solidificação dos constituintes, aliada à segregação de elementos de liga durante a solidificação são fatores que devem ser levadas em consideração durante a elaboração de um procedimento de soldagem, a fim de garantir a integridade estrutural e o desempenho em serviço das juntas soldadas.

Com base nas informações anteriormente relatadas, evidencia-se a necessidade de um estudo para entender, explorar e otimizar os efeitos da composição química na soldagem de ligas cuproníquel e Monel, avaliando compatibilidade metalúrgica e o desempenho do metal de adição depositado. O objetivo é identificar as principais causas das trincas a quente nessas ligas para minimizá-las. Nesse contexto o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará (UFC) tem se destacado no desenvolvimento de técnicas para abordar essas problemáticas.

Por fim, esta Tese está dividida em dois pilares: operacional e metalúrgico. O operacional visa avaliar a influência da energia de soldagem, da deformação e da composição de liga metálica na formação de trincas a quente, empregando o ensaio Trans-Varestraint, para minimizar problemas relacionados à soldagem das ligas cuproníquel e Monel. Quanto ao aspecto metalúrgico, busca-se o entendimento dos fenômenos físico-químicos e metalúrgicos envolvidos, relacionando as diferentes ligas estudadas com o surgimento de trincas a quente em juntas soldadas. A escassez de informações sobre a influência da composição química das ligas na ocorrência dessas trincas motivou a realização dessa pesquisa, que fornece dados relevantes para auxiliar a indústria e os profissionais de engenharia na mitigação dessas falhas durante a fabricação e manutenção desses equipamentos e componentes, tornando o estudo ainda mais contextualizado com as necessidades do setor, ressaltando suas contribuições científicas e tecnológicas, respectivamente.

1.1 Objetivo geral

Este trabalho tem como objetivo geral avaliar, por meio do ensaio Trans-Varestraint, a soldabilidade de duas ligas CuNi e uma NiCu, bem como investigar os fenômenos metalúrgicos associados à solidificação e às transformações de fase dessas ligas. Os resultados obtidos visam fornecer subsídios para a produção de juntas soldadas isentas de defeitos, garantindo a integridade exigida pelos requisitos operacionais do setor de petróleo e gás natural.

1.2 Objetivos específicos

Como objetivos específicos deste trabalho:

- simular as transformações microestruturais na condição de Scheil de ligas formadas a partir da utilização de materiais de adição em diluições distintas, que sejam compatíveis metalurgicamente com a liga UNS C70600, com o auxílio do software Thermocalc ®;
- analisar as características microquímicas e microestruturais das ligas, correlacionando-as com a formação de trincas a quente, considerando os efeitos da energia de soldagem, taxa de resfriamento e composição do material;
- comparar os resultados do ensaio Trans-Varestraint e da análise microestrutural com as simulações termodinâmicas de transformação microestrutural das ligas estudadas na condição de Scheil.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nessa seção serão abordados os pontos de maior relevância que circundam a problemática do estudo sob o ponto de vista metalúrgico e de processo. Inicialmente, apresenta-se uma revisão concisa sobre a metalurgia física da soldagem de ligas CuNi e NiCu, com ênfase na formação de trincas a quente, principal objeto de estudo desse trabalho. Foram abordadas as principais causas de formação dessas trincas, tanto pelo mecanismo de solidificação como por perda de ductilidade. Por fim, são analisados estudos recentes que empregaram o ensaio Trans-Varenstraint para avaliar a susceptibilidade à trincas de solidificação em ligas metálicas.

2.1 Ligas cuproníquel

O cobre e as ligas de cobre são dos metais mais comercializados devido sua alta condutividade térmica e elétrica, bem como sua resistência a corrosão e resistência a fadiga. Na sua grande maioria são não magnéticos e podem ser soldados por diferentes processos. O cobre puro geralmente é utilizado em cabos e contatos elétricos devido sua elevada condutividade elétrica e maleabilidade, apresentando a unidade cristalina CFC (cúbica de face centrada). Ligas de cobre, entre elas, latão, bronze e cuproníquel são empregadas em situações que se exige uma elevada resistência a corrosão e condutividade térmicos, como trocadores de calor, painéis de energia solar, bem como, tubulações e válvulas empregadas em ambientes agressivos (ASM, 1990a).

O cobre puro apresenta uma densidade de $8,93 \text{ g/cm}^3$ e ponto de fusão de 1083°C . Sua condutividade térmica é de aproximadamente $0,398 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$ na temperatura ambiente. A Tabela 1 apresenta algumas propriedades mecânicas do cobre. (ASM, 1990b).

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do cobre na condição recozido.

Propriedade	Cobre
Módulo de elasticidade (GPa)	110
Limite de resistência (MPa)	221
Limite de escoamento, 0,2% (MPa)	69
Alongamento em 50 mm (%)	55

Fonte: ASM (1990b).

O níquel puro apresenta uma densidade de 8,9 g/cm³ e ponto de fusão de 1455 °C. Suas ligas apresentam uma variação de densidade entre 7,79 e 9,32 g/cm³. Sua condutividade térmica é de aproximadamente 0,089 (W/mm²)/(°C/mm) na temperatura ambiente, apresentando uma diminuição de 10 % em suas ligas, devido a adição de elementos de ligas. A Tabela 2 apresenta algumas propriedades mecânicas do níquel (ASM, 1990b).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do níquel na condição recozido.

Propriedade	Níquel
Módulo de elasticidade (GPa)	204
Limite de resistência (MPa)	462
Limite de escoamento, 0,2% (MPa)	148
Alongamento em 51 mm (%)	47

Fonte: ASM (1990b).

Devido essa diferença de propriedades mecânicas as ligas cuproníquel apresentam uma grande variedade de tipos e aplicações, com propriedades físico-químicas diferentes. Por apresentarem elevada resistência à água do mar, baixa taxa de incrustações e boa moldabilidade são largamente empregadas em aplicações marinhas a mais de 50 anos. A adição de Ni nas ligas de Cu promove aumento de resistência mecânica e resistência a corrosão, mantendo sua ductilidade.

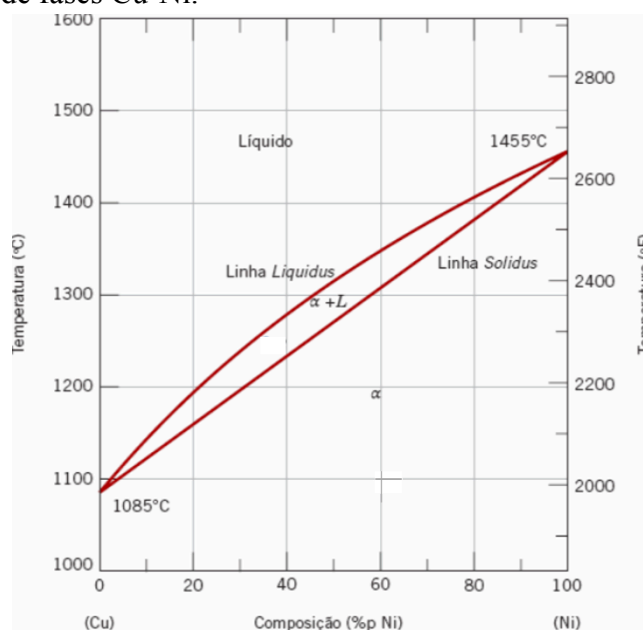
A matriz do Ni se apresenta na forma CFC, assim como a do Cu, não apresentando mudanças alotrópicas de fases até a temperatura de fusão.

Devido as dimensões do raio atômico, o Ni é totalmente solúvel nas ligas de Cu, formado um diagrama de fases isomorfo representado na Figura 1. Apesar de serem ligas soldáveis, a presença de elementos residuais leva o material a sofrer com fragilização por trinca a quente. Por isso, o metal de adição utilizado nesses materiais deve conter um alto teor

de desulfurantes e desoxidantes, onde o Mn é o elemento mais utilizado para esse fim (AWS, 1996).

No diagrama de fases da Figura 1, acima de 1455 °C todas as ligas formadas pelas combinações desses elementos estão na fase líquida. Entre 1455 e 1083 °C (ponto de fusão do Cu) as ligas podem ser sólidas ou líquidas, podendo as duas fases coexistirem em equilíbrio, essa região é delimitada pelas linhas *solidus* e *liquidus* do diagrama. Abaixo de 1083 °C todas as ligas são sólidas.

Figura 1 – Diagrama de fases Cu-Ni.



Fonte: Adaptado de Callister Jr. & Rethwisch (2020).

Apesar de possuírem solubilidade completa na fase sólida, devido a diferença de temperatura no ponto de fusão do Ni (1455 °C) e do Cu (1083 °C) ocorre forte segregação de Cu na solidificação, formando dendritas ricas em Ni e regiões interdendríticas ricas em Cu, quando solidificadas em baixas taxas de resfriamento. Com o aumento da taxa de resfriamento essa diferença de composição química diminui e a morfologia da microestrutura muda de dendrítica para celular. Quanto mais rápido o resfriamento mais fino e equiaxiais se tornam os grãos (Doherty *et al.* 1973; Dündar, 2004).

Na soldagem de ligas de cobre devido a sua elevada condutividade térmica e elétrica, pontos com falta de fusão podem ser gerados. Uma das formas de diminuir esse problema é com a aplicação de pré-aquecimentos, o que devido a diminuição da transferência de calor ocasiona a necessidade de aplicação de menores energias de soldagem (AWS, 1996).

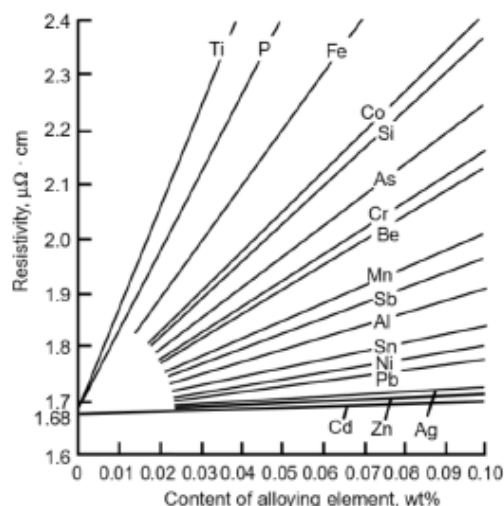
Quando as ligas de cobre apresentam adição de elementos seu mecanismo de endurecimento é por precipitação. Para uma maior homogeneidade das propriedades na liga soldada, é indicada a soldagem desses materiais na condição recozida, para em seguida, realizar um tratamento térmico de endurecimento por precipitação (AWS, 1996).

A resistência a corrosão desses materiais está condicionada a presença de Fe na condição sólida, onde caso a liga seja processada de forma a surgirem precipitados compostos pelo Fe essa resistência irá diminuir (AWS, 1996).

Os teores de S e P nessas ligas devem ser limitados a no máximo 0,05 % para que elas não venham a apresentar fragilização por esses elementos. Onde, contaminações por pinceis de marcação e fluidos de corte podem ocasionar trincas (AWS, 1996).

A presença de elementos de liga no Cu puro gera aumento da resistividade, que equivale a diminuição na condutividade elétrica e térmica no material (ASM, 2001). O Ni, como apresentado na Figura 2, assim como os outros elementos terá efeito diminuindo a condutibilidade térmica, o que irá influenciar na taxa de resfriamento a que o material é submetido.

Figura 2 – Efeito da presença de elementos de liga sobre a resistividade do Cu.

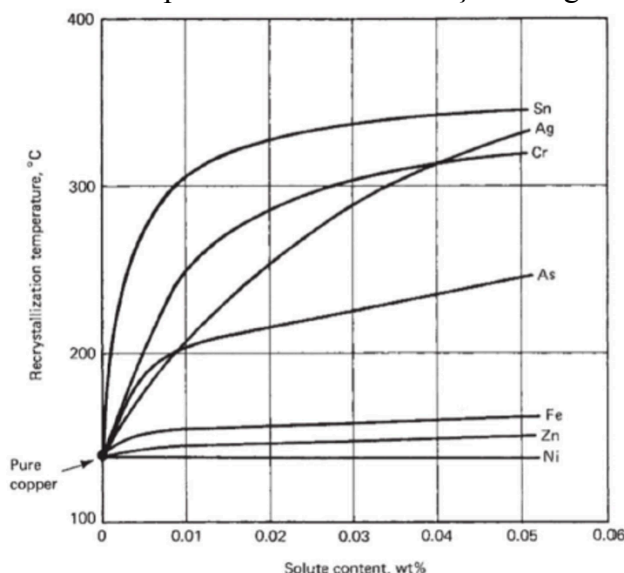


Fonte: ASM (2001, p. 25).

A temperatura de recristalização do Cu, que corresponde a temperatura em que grãos deformados são recuperados devido a nucleação de novos grãos, não sofre influência devido a presença de Ni, como representado na Figura 3 (ASM, 2001). Isso se deve ao comportamento substitucional do Ni em uma matriz de Cu, onde pela semelhança entre seus raios atômicos, a mobilidade atômica do material não é prejudicada. No entanto, outros

elementos com As, Cr, Ag e Sn, demonstram ter alta influência sobre a temperatura de recristalização, com percentuais de 0,05 em peso atômico de Sn aumentando de 140 para 340 °C aproximadamente.

Figura 3 – Efeito do Ni sobre a temperatura de recristalização da liga.



Fonte: ASM (2001, p. 36).

As ligas CuNi são fabricadas por fundição, podendo passar por processos de conformação plástica a quente ou a fria para obtenção de formas e dimensões desejadas. O trabalho a frio é preferido por resultar em ganhos de resistência mecânica devido ao encruamento gerado pela deformação plástica em temperatura inferior a de recristalização. Esse aumento de resistência por encruamento se dá pela indução de defeitos (discordâncias e contornos de macla) que promovem o intertravamento do material impedindo a continuidade da deformação plástica (Araki *et al.*, 2014).

2.1.1 Tubulações de UNS C70600 para o setor de petróleo e gás natural (CuNi 90/10)

As tubulações desempenham um papel fundamental no setor de petróleo e gás natural, permitindo o transporte seguro e eficiente de recursos vitais para esse setor (Copper Development Association, 2013). Por muitas décadas o CuNi 90/10 tem sido utilizado como material para tubulações de transporte de água do mar empregados na indústria naval (Figura 4), offshore (Figura 5 e Figura 6), de dessalinização, geração de energia etc. O UNS C70600, que é a nomenclatura internacional empregada para o CuNi 90/10, se destaca pela sua

excelente resistência a corrosão geral e localizada, além da sua resistência a erosão quando comparada a outras ligas de Cu e aço. Outra característica desses materiais é a sua resistência a incrustações. Esses fatores tornam esse material uma excelente escolha às condições exigentes encontradas nesse setor (Schleich, 2005).

Figura 4 – Tubulação de CuNi 90/10 empregada em uma embarcação comercial



Fonte: Nickel Institute (2023).

Figura 5 – Tubulações de CuNi 90/10 em um sistema de dilúvio contra incêndio.



Fonte: Nickel Institute (2023).

Figura 6 – CuNi 90/10 aplicado em regiões de respingo próximo aos pés da plataforma.



Fonte: Nickel Institute (2023).

O UNS C70600 é uma liga composta por 90% de cobre e 10% de níquel, com pequenas quantidades de ferro e manganês (Copper Development Association, 2013). Essa composição confere à liga uma combinação ideal de propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Nessa liga o teor de Fe pode estar em teores de 1,0 a 1,8%p, Mn em até 1,0%p (máx) e 1,0%p de Zn (máx). Para aplicações soldadas o teor máximo de Zn fica limitado a 0,5%p. É uma liga monofásica constituída basicamente de austenita (CFC). A adição de elementos de liga visa aumento de resistência mecânica por solução sólida e melhora da resistência à corrosão e corrosão-erosão devido escoamento de fluidos, entre eles água do mar (ASTM B466, 2018; ASTM B467, 2022).

Uma das principais vantagens do UNS C70600 é sua excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos e água salgada (Copper Development Association, 2013). O níquel presente em ligas aumenta significativamente sua capacidade de resistir à corrosão por pite, tornando-a uma escolha ideal para tubulações subaquáticas e equipamentos de perfuração offshore (Crook, 2022). Sua resistência à corrosão torna essa liga adequada para aplicações em ambientes agressivos, como plataformas de extração e refinarias (Copper Development Association, 2013).

O UNS C70600 apresenta excelente soldabilidade e conformabilidade. Isso significa que as tubulações feitas com essa liga podem ser facilmente soldadas e conformadas de acordo com as necessidades específicas de cada projeto. A maleabilidade do material permite a fabricação de tubulações com diferentes diâmetros, formatos e curvaturas, o que facilita a instalação em diferentes locais e terrenos (Copper Development Association, 2013).

No que diz respeito à compatibilidade química, o UNS C70600 é resistente a produtos químicos corrosivos, como ácidos, sulfatos e cloretos, que podem estar presentes nos fluidos transportados no setor de petróleo e gás natural (Copper Development Association, 2013). Essa resistência química garante a integridade das tubulações e evita a contaminação do produto transportado.

Apesar de suas propriedades, Schleich (2005) afirma que tem se observado falhas por corrosão na utilização desse material em águas salgadas poluídas com sulfeto e em trocadores de calor, onde tais falhas são associadas principalmente a sua composição e processo de fabricação.

O Quadro 1 apresenta a composição química estabelecida para a liga UNS C706000 pela norma ASTM B466.

Quadro 1 – Composição química (% de peso) da liga de CuNi C70600.

Material	Composição química, % em peso						
UNS	Cu	Ni	Pb	Fe	Zn	Mn	Sn
C70600	Bal.	9,0– 11,0	0,05	1,0 – 1,8	1,0	1,0	-

Fonte: ASM (2001).

Segundo a ASME (1998) é possível aplicar os processos de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) com corrente pulsada na soldagem das ligas CuNi, mas restrito a condição plana. Na soldagem fora da condição plana deve ser utilizado o GTAW.

Na soldagem de ligas CuNi é dada preferência a processos com proteção gasosa, em virtude do menor grau de contaminação, no entanto o emprego do processo SMAW (*Shield Metal Arc Welding*) poderá ser uma opção em situações que apresentem menores exigências quanto a propriedades mecânicas e a corrosão (ASM, 1993).

O gás de proteção empregado na soldagem dessas ligas são gases inertes, como argônio, hélio ou mistura deles. Pequenas quantidades de nitrogênio e hidrogênio podem ser utilizadas para compor a formulação, propiciando arcos com maior acúmulo de energia e maiores temperaturas de arco (AWS A5.7, 2011).

É recomendada a realização de uma limpeza acurada em uma região 10 mm próxima do cordão de soldado em ligas CuNi (Copper Development Association, 2013). A remoção de resquícios de tintas, óleos e o cuidado com pinceis de inspeção de temperatura

são fundamentais, pois a presença de impurezas pode originar filmes com baixo ponto de fusão, ocasionando trincas a quente (Devletian e Sullivan, 2006).

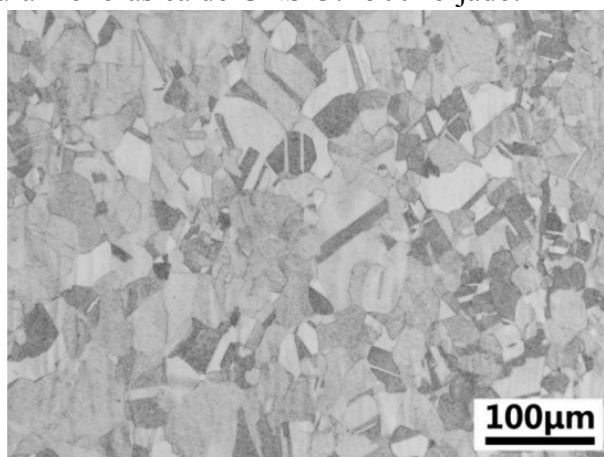
Como a predominância de soldagem em ligas CuNi está em tubulações de pequena espessura, o processo GTAW é preferido. Para aplicações onde o material a ser soldado apresenta uma espessura superior a 6 mm, é aconselhado o emprego de GTAW para aplicação do passe de raiz e posteriormente o GMAW para promover o enchimento da junta (Copper Development Association, 2013).

Na soldagem com GTAW é empregado o modo CC-, com o chafro em V em angulações de 70° a 80°. Pré-aquecimento não é requisitado a menos que a temperatura ambiente esteja inferior a 15 °C e a temperatura de interpasse não deve exceder 176 °C, para evitar crescimento excessivo de grão na zona fundida e na zona afetada pelo calor. O crescimento de grão acentuado pode promover a formação de trincas por perda de ductilidade (Devletian e Sullivan, 2006). Gutierrez (1991) aconselha uma temperatura de interpasse máxima de 65 °C e não utilização de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para prevenir o crescimento de grão, uma vez que tal fenômeno prejudica resistência mecânica, tenacidade e pode ocasionar outros fenômenos de fragilização.

2.1.2 UNS C71500 (ERCuNi 70/30)

A liga UNS C71500 é formada por 70%p de Cu e 30%p de Ni, contendo adições de Mn (1,0%p máx) e Fe (0,4 a 1,0%p). Adições de Zn tem um teor máximo de 1%p, mas para componentes que serão soldados de 0,5%p máx. Assim como a liga UNS C70600, também é uma liga monofásica, constituída basicamente de austenita (Figura 7). A adição de elementos de liga visa o aumento da resistência a corrosão e a corrosão-erosão (ASTM B466, 2018; ASTM B467, 2022).

Figura 7 – Microestrutura monofásica do UNS C71500 forjado.



Fonte: Gao *et al.* (2020, p. 7679).

A Tabela 3, adaptada de ASM (1993), apresenta uma comparação das propriedades físicas e mecânicas entre as ligas CuNi 90/10, 70/30 e de Cu puro. Com relação a temperatura de fusão, a adição de Ni promove sua elevação, em relação a do Cu puro que é 1083 °C, para 1099 °C (CuNi 90/10) e 1170 °C (CuNi 70/30), isso ocorre devido a temperatura do Ni puro ser de 1455 °C. A liga UNS C70600 apresenta uma faixa de solidificação que se estende de 1099 a 1170 °C, enquanto a UNS C71500 está na faixa de 1170 a 1240 °C, isso confere faixas de temperatura de solidificação próximas de 71 e 70 °C, respectivamente.

A condutividade térmica e a resistividade elétrica são bastante influenciadas pela presença do Ni na composição, gerando efeito direto sobre a operação de soldagem. A adição de Ni diminui a condutividade térmica do Cu puro de 377 W/m.°C para 40 W/m.°C (10%pNi) e 29 W/m.°C (30%pNi). Enquanto a resistividade elétrica aumenta de 17 nΩ.m para 191 e 375 nΩ.m, para um aumento de 10 e 30 % de Ni, respectivamente. A condutividade térmica e a resistividade influenciam diretamente na eficiência de fusão, uma vez que condutividades mais altas promovem maior dissipação do calor e, conseqüentemente, exigem maior aporte térmico, promovendo taxas de resfriamento mais rápidas.

Tabela 3 – Propriedades físicas e mecânicas das ligas CuNi 90/10 e CuNi 70/30.

	Cu Puro (C11000)	CuNi 90/10 (C70600)	CuNi 70/30 (C71500)
Temperatura Solidus	1083 °C	1099 °C	1170 °C
Temperatura Liquidus	1083 °C	1170 °C	1240 °C
Condutividade Térmica	377 W/m.°C	40 W/m.°C	29 W/m.°C
Coeficiente de expansão térmica	$17,7 \cdot 10^{-6} \text{ m/}^\circ\text{C}$	$17,1 \cdot 10^{-6} \text{ m/}^\circ\text{C}$	$16,2 \cdot 10^{-6} \text{ m/}^\circ\text{C}$
Densidade (20 °C)	8,89 g/cm ³	8,94 g/cm ³	8,94 g/cm ³
Calor específico	380 J/kg	380 J/kg	380 J/kg
Resistividade elétrica	17 nΩ.m	191 nΩ.m	375 nΩ.m
Modulo de elasticidade	115 GPa	140 GPa	150 GPa
Resistência a tração	250 MPa	338 MPa	380 MPa
Limite de escoamento	195 MPa	125 MPa	125 MPa
%Alongamento	30	20	30

Fonte: Adaptado ASM (1993).

A adição de Ni contribui para a alteração das propriedades mecânicas, uma vez que promove aumento de resistência por solução sólida. Esse efeito pode ser evidenciado pela análise do módulo de elasticidade que foi para 140 GPa (10%p Ni) e 150 GPa (30%Ni), em comparação ao de 115 GPa do Cu puro.

As ligas de CuNi apresentam um valor elevado de coeficiente de expansão térmica, quando comparado ao dos aços. Isso deixa essas ligas mais susceptíveis distorções após o processo de soldagem devido as contrações que ocorrem no processo de solidificação (Copper Development Association, 2013).

Ambas as ligas de cobre-níquel 90/10 e 70/30 são aplicadas em serviços marinhos. A liga CuNi 70/30 é tanto mais resistente mecanicamente como a corrosão, no entanto, como apresenta um custo mais elevado comparada a CuNi 90/10, essa última é mais utilizada (Copper Development Association, 2013).

A composição química das ligas C71500 e C70600 quando utilizadas para aplicações envolvendo soldagem, tem seus limites máximos de impurezas restritos a estreitas faixas devido o seu efeito sobre perda de ductilidade a quente, e consequentemente, soldabilidade. Exemplos de elementos que devem ser limitados são o Zn, C, Pb, S e P,

conforme apresentado no Quadro 2, com seus limites máximos. (Copper Development Association, 2013).

Quadro 2 – Limite máximo de impurezas para as ligas C70600 e C71500.

Ligas	Zn	C	Pb	S	P	Outros
C70600	0,5	0,05	0,02	0,02	0,02	0,5
C71500	0,5	0,05	0,02	0,02	0,02	0,5

Fonte. Adaptado de Copper Development Association (2013).

A liga UNS 71500, quando empregada como metal de adição na soldagem GTAW e GMAW, tem a nomenclatura AWS ERCuNi, contendo adições de Ti empregado como elemento desoxidante (AWS A5.7, 2011).

A principal diferença entre a composição do CuNi 70/30 empregado na fabricação de tubo em comparação ao CuNi 70/30 utilizado como metal de adição, é a presença de elementos nesse último que promovem aumento de resistência a trincas, evitando segregação de impurezas, e melhorando a operacionalidade (Devletian e Sullivan, 2006).

2.1.3 Liga monel 60 (ERNiCu-7)

A classe das ligas Monel foram desenvolvidas em 1901 por Robert Crooks Stanley e empregadas pela *International Nickel Company* (INCO). Foi nomeada em homenagem ao dono da empresa, Ambrose Monell e atualmente é marca registrada da *Special Metals Corporation* (Gayle e Look, 1980). Na Tabela 4 são apresentadas as faixas de composição química das ligas Monel.

Tabela 4 – Faixa de composição química das ligas Monel.

Liga		Ni	Cu	C	Mn	Fe	Co	S	Si	Al	Ti
Monel 400	Max	-	34	0,3	2	2,5	-	0,024	0,5	-	-
	Min	63	28	-	-	-	-	-	-	-	-
Monel 401	Max	45	Bal	0,1	2,25	0,75	0,25	0,015	0,25	-	-
	Min	40	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Monel 404	Max	57	Bal	0,15	0,1	0,5	-	0,024	0,1	0,05	-
	Min	52	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Monel R405	Max	-	34	0,3	2	2,5	-	0,060	0,5	-	-
	Min	63	28	-	-	-	-	0,025	-	-	-
Monel K500	Max	-	33	0,18	1,5	2	0,25	0,006	0,5	3,15	0,85
	Min	63	27	-	-	-	-	-	-	2,3	0,35

Fonte: Davis (2000).

As ligas Monel podem ser conformadas a quente e a frio, onde a temperatura de recristalização está entre 950 e 1150 °C (Ebrahimi *et al.*, 2019). Os tratamentos térmicos nessas ligas requerem um procedimento mais rigoroso, geralmente composto por dois estágios de temperatura, geralmente na faixa de 480 a 650 °C. Níveis de temperatura mais altos promovem a nucleação de precipitados formados a partir de elementos de liga, enquanto temperaturas mais baixas promovem a dissolução dessas partículas (Harris e Burns, 2019).

A liga Monel 60, cuja nomenclatura adotada pela ASME é UNS N04060, como metal de adição, possui elevada resistência corrosão em água salgada e moderada em presença de ácido sulfúrico. Essa liga é classificada como um liga NiCu com aumento de resistência por solução sólida e uma estrutura cristalina CFC (AWS, 2015).

As principais ligas NiCu são as da série 400, possuindo elevada resistência mecânica e dureza. A razão principal pela sua aplicação industrial é devida a elevada resistência a corrosão que possui em diferentes meios, como: água do mar, água salina, solventes clorados, ácido sulfúrico, além de outros meios ácidos e alcalinos (AWS, 2015).

Segundo Davis (2000), as ligas Monel da série 400 tem suas principais aplicações em válvulas, peças de bombas, acessórios marinhos, componentes eletrônicos, equipamentos de processamento químico, tanques de gasolina, processamento de petróleo, aquecedores de água para caldeira e outros trocadores de calor.

São ligas que podem ser unidas por soldagem e brasagem, aplicando as recomendações adequadas. Metais de adição específicos são aplicados na soldagem desses

materiais, visando manter os níveis de resistência mecânica e eliminar porosidades. Além disso, a soldagem dessas ligas com o processo TIG manual autógeno não é recomendado (AWS, 2015).

No Quadro 3 é apresentada a composição química (% em peso) da liga AWS ERNiCu-7, que corresponde ao material de adição Monel 60, eletrodo aplicado nos processos MIG/MAG e TIG. Nessa liga tem-se a presença do elemento de liga Ti para controlar a porosidade na zona fundida da soldagem, com o seu teor em conjunto com o Al controlado em 1,5% como limite máximo (AWS A5.14, 2018).

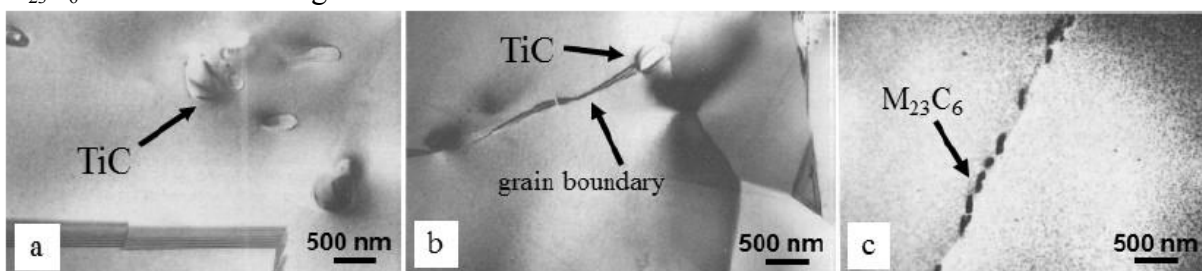
Quadro 3 – Composição química (% em peso) da liga AWS ERNiCu-7.

AWS	UNS	C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni			
ERNiCu-7	N04060	0,15	4	2,5	0,02	0,015	1,25	Bal	62			
									69			
		Al	Ti	Outros Elem.								
		1,25	1,5	0,5								
3												

Fonte: AWS A5.14 (2018).

Nas ligas NiCu o aumento de resistência mecânica e dureza podem ser obtidos por solução sólida ou precipitação. O Cu promove aumento de 40% da resistência e ductilidade nessas ligas quando tem seu teor elevado de 6 para 32%. Já o Ti e Al promovem aumento de resistência pela precipitação de partículas de γ' -Ni₃(Ti,Al) por tratamento térmico. O Al melhora resistência a corrosão pela formação da camada passiva de Al₂O₃. O Ti em teores de 0,35 a 0,85% formam TiC, conforme Figura 8(a) e (b), que representam a formação do precipitado intra e intergranular, respectivamente. Além disso, o Al e o Ti costumam se combinar com o oxigênio formando óxidos, mecanismo que permite controlar a porosidade na soldagem. Carbono inferior a 0,25% é necessário para gerar a formação de carbonetos M₂₃C₆, que além de aumentar a resistência mecânica em temperatura ambiente, também promove resistência a fluência (Figura 8c). O Mn em teores inferiores a 1,5% melhora a resistência a corrosão e a soldabilidade. O Fe em teores inferiores a 2% promove aumento de resistência por solução sólida e redução de custos, no entanto, em detrimento da resistência a corrosão. O Si em teores inferiores a 0,5% geralmente se dá devido a elementos residuais de desoxidação ou de forma intencional para promover resistência a oxidação em altas temperaturas (Marenych e Kostryzhev, 2020).

Figura 8 – Precipitações: (a) TiC intragranular; (b) TiC intergranular e (c) carbeto $M_{23}C_6$ nos contornos de grão.



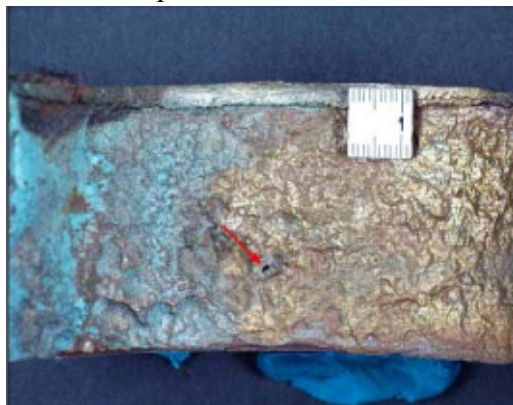
Fonte: Dey *et al.* (1993, p. 2710).

2.1.4 Efeito dos elementos de liga em ligas CuNi

Muitos cientistas tais como Bailey (1951); Burleigh e Waldeck (1999); Frick *et al.*, (1985) estudaram o efeito do Fe nessas ligas. BAILEY (1951) revelou em seus estudos que a adição de Fe e sua microestrutura nas ligas CuNi 90/10 desenvolvem um papel importante na resistência a corrosão-impacto. A formação de precipitados de Fe deteriora a performance das ligas CuNi quanto a resistência a corrosão. Parvizi *et al* (1988) indicam que nessas ligas o ponto ótimo de composição química de Fe é entre 1,5 e 2% em peso. Para garantir a qualidade de componentes fabricados com CuNi 90/10, a taxa de resfriamento no recozimento dessas ligas deve promover a mínima formação possível de precipitados de Fe. A Figura 9

Apresenta uma peça soldada de CuNi 90/10 que sofreu corrosão-erosão (seta vermelha) devido a formação de precipitados, apesar de apresentar um teor de Fe de 0,952% em peso na sua composição.

Figura 9 – Corrosão-erosão em uma superfície soldada de CuNi 90/10.



Fonte: Schleich (2005, p. 3).

Schleich apud (2005) buscou entender o efeito do Fe sobre as propriedades do filme passivo em ligas CuNi, focando no efeito sobre a corrosão-erosão e corrosão-impacto. Observou que o Fe e o Ni incorporados ao filme de óxido da camada passiva, composta por Cu_2O , resultam em uma redução da condutividade iônica. Esse efeito provoca a melhora das propriedades do filme passivo em ligas de CuNi.

Manganês (Mn) promove o aumento das propriedades mecânicas e da temperatura de recristalização, no entanto, tem efeito inferior ao Fe quanto a resistência a corrosão-impacto (Nothing, 1964). O Mn é adicionado na faixa de 0,5 a 1,5% contribuindo para a melhoria de propriedades como o endurecimento por deformação e a resistência à corrosão, além de ser um excelente desoxidante e dessulfurante (Devletian e Sullivan, 2006). Segundo Chubb *et al.* (1978) o Mn não promove aumento da suscetibilidade a trincas em materiais soldados.

O Cr pode ser adicionado em substituição ao Fe, gerando aumento de resistência mecânica. O Nb além de promover aumento da resistência mecânica melhora a soldabilidade destas ligas (Schleich, 2005).

O Si e o Ti, em quantidades controladas, geram benefícios quanto a fluidez do metal quando líquido, favorecendo dessa forma a utilização do material em processos de fundição, pois reduzem a porosidade. Além disso, o Ti além de ser um poderoso desoxidante, promove refino de grão e produz zonas fundidas com excelentes propriedades mecânicas (Devletian e Sullivan, 2006).

A Ag e o Co se apresentam apenas como uma pequena impureza presente nas ligas CuNi, no entanto, não são conhecidas suas influências sobre a formação de trincas em soldagem (Devletian e Sullivan, 2006).

No Quadro 4 são apresentados a origem dos elementos nas ligas CuNi, bem como, seus efeitos sobre as propriedades dos materiais.

Quadro 4 – Efeito dos elementos nas ligas CuNi.

Elementos	Origem	Efeito sobre a suscetibilidade de trincas em juntas soldadas	Efeito proposto
Ni	Adicionado	Aumenta	Aumento de resistência mecânica e a corrosão
Mn	Adicionado	Diminui	Dessulfurante e desoxidante
Fe	Adicionado	Aumenta	Desoxidante e aumento de resistência a corrosão
Si	Adicionado	Aumenta	Desoxidante, redutor de porosidade e promotor de fluidez
Ti	Adicionado	Aumenta	Promove refino de grão e fluidez, desoxidante, desnitrificante, redutor de porosidade
Cr	Adicionado	Aumenta	Aumento de resistência mecânica
Nb	Adicionado	Aumenta	Aumento de resistência mecânica e da soldabilidade
C	Impureza	Aumenta	Formação de carbonetos
Pb	Impureza	Aumenta	Nenhum
Bi, Sn	Impureza	Aumenta	Nenhum
Te, Se	Impureza	Aumenta	Nenhum (mas melhora a conformabilidade)
Ag, Co	Impureza	Não tem efeito	Nenhum

Fonte: Adaptada de Devletian; Sullivan (2006).

2.2 Trincas a quente

Fissuras ou trincas são consideradas uma das discontinuidades mais críticas nas juntas soldadas. São originadas quando tensões de tração se desenvolvem em um material fragilizado incapaz de absorver essas tensões deformando-se plasticamente. Tais tensões são oriundas das expansões e contrações térmicas, variações de volume devido a transformações de fase e restrições a que a peça está submetida (Modenesi *et al.*, 2011).

O problema de trincas ainda é um dos maiores desafios da soldagem, tanto devido as consequências geradas pelo seu surgimento, como pela complexidade envolvida no seu completo entendimento. Busca-se compreender suas causas e o mecanismo de aparecimento, visando evitar que essas trincas sejam formadas durante a soldagem (Santos, 2020).

Existem diferentes formas de classificação dos fenômenos de trincamento, onde a classificação mais empregada é com base na temperatura de ocorrência das trincas. As trincas podem ser classificadas como a quente, morno e frio (Wu e Tsai, 1999). As trincas a frio ocorrem em temperaturas baixas, podendo ser ambiente, induzidas pela combinação da presença de tensões residuais oriundas do processo de resfriamento na soldagem, tensões promovidas pela presença de hidrogênio e uma microestrutura frágil incapaz de acomodar tais tensões. Por essa classificação, trincas a morno são aquelas que ocorrem em temperaturas onde o material tem diminuição da sua ductilidade abaixo da temperatura *solidus*, tal como a trinca por perda de ductilidade.

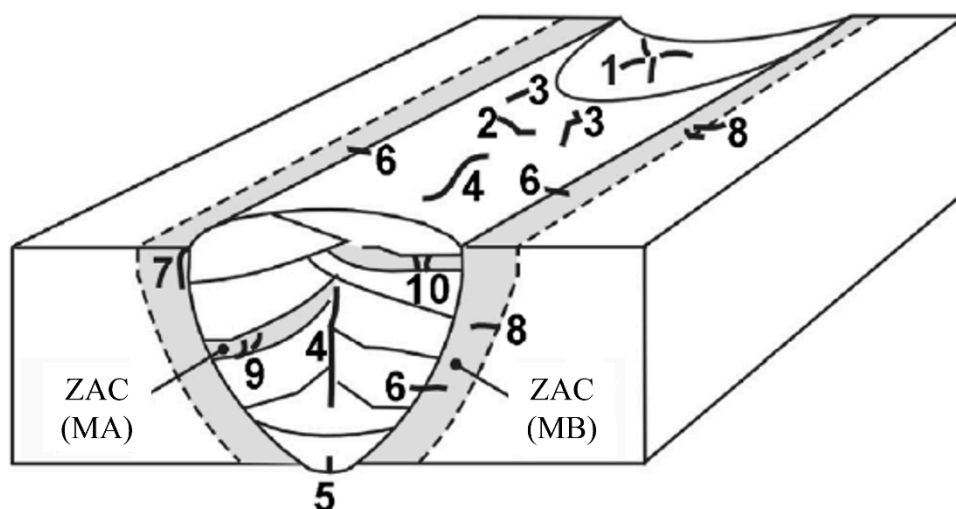
Quando os problemas com fissuração ocorrem durante a soldagem, em temperaturas superiores a metade de sua temperatura *liquidus*, são comumente referidas como trincas a quente (Modenesi *et al.*, 2011). Como exemplo desse tipo de fissuração tem-se:

- Trincas na solidificação;
- Trincas por liquação na ZAC.

Segundo Kannengiesser e Boellinghaus (2014) as trincas a quente podem ser classificadas quanto a sua localização e fatores que promovem a sua formação. Podem ser divididas em trincas por solidificação na zona fundida e trincas por liquação na ZAC. Um terceiro modo de trincas a quente seriam as trincas por perda de ductilidade (*ductility dip cracks – DDC*).

Hemsworth *et al.*, (1969) propôs uma classificação de trincas a quente em três tipos diferentes, como representado na Figura 10. As trincas de Tipo 1 são aquelas onde a fratura ocorre enquanto ainda existe fase líquida, são as trincas por solidificação (TS) e liquação (TL). As trincas por perda de ductilidade são trincas a quente de Tipo 2, pois diferente das do Tipo 1, ocorrem quando o material já está sólido.

Figura 10 – Classificação das trincas a quente de acordo com a sua localização.



1. Trinca de cratera (TS)	Tipo 1A	6. Trinca transversal (TL)	Tipo 1B
2. Trinca transversal (TS)	Tipo 1A	7. Trinca de canto (TL)	Tipo 1B
3. Trinca longitudinal (TS)	Tipo 1A	8. Trinca por perda de ductilidade na ZAC	Tipo 2A
4. Trinca central (TS) na sessão longitudinal e transversal	Tipo 1A	9. Trinca por perda de ductilidade na ZAC (soldagem multipasse)	Tipo 2C
5. Trinca de raiz (TS)	Tipo 1A	10. Trinca por perda de ductilidade na ZAC (soldagem passe único)	Tipo 2B

Fonte. Adaptado de Hemsworth *et al.* (2025)

O fenômeno das trincas a quente na soldagem ainda não foi completamente entendido. Numerosos testes para a avaliação da suscetibilidade do metal base e de adição quanto a susceptibilidade as trincas a quente foram desenvolvidas. No entanto, normalizá-los ainda é um desafio devido aos diferentes resultados, o que impossibilita compará-los e transferir para os componentes reais soldados (Böllinghaus e Herold, 2005).

Nas sessões a seguir foi realizado um aprofundamento das características de formação e propagação das trincas a quente por solidificação e perda de ductilidade, que foram o enfoque principal desse trabalho. Como as trincas por liquação não foram avaliadas pelos ensaios realizados no estudo, as mesmas não serão exploradas com a mesma profundidade.

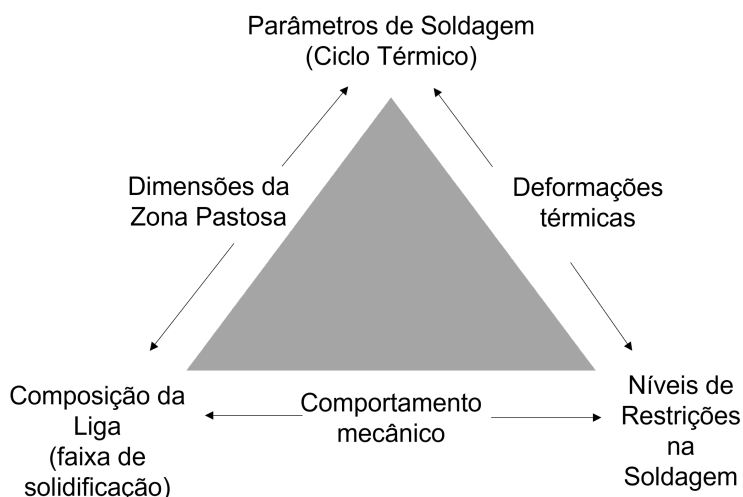
2.2.1 Trincas de solidificação

Existem diferentes teorias para explicar quais são os fatores promotores das trincas de solidificação, normalmente focados nos aspectos metalúrgicos e mecânicos desse problema.

As trincas de solidificação estão associadas a elementos com baixo ponto de fusão que sofrem segregação durante a solidificação, formando filmes líquidos intergranulares nas etapas finais da solidificação (Modenesi *et al.*, 2011).

Cross (2005) afirma que as trincas por solidificação se formam devido a ruptura de filmes líquidos presentes nos contornos de grão, regiões essas chamadas de zona pastosa (*mushy zone*) da poça fundida. A iniciação dessas trincas envolve uma complexa interação entre fatores metalúrgicos e mecânicos, norteados pelo ciclo térmico gerado durante a soldagem, conforme apresentado na Figura 11. Os fatores metalúrgicos são devidos as microestruturas formadas e os mecânicos relacionados as tensões e deformações sofridas pelo material.

Figura 11 – Interação entre os parâmetros de processo que influenciam nas trincas por solidificação.



Fonte: Adaptado de Cross (2005).

A maior susceptibilidade a formação dessas trincas ocorre nas etapas finais do processo de solidificação, quando o material apresenta filmes líquidos, com poucos pontos de contato entre os contornos de grão, possibilitando pequenas deformações (MODENESI *et al.*, 2011). Estudos mostram que as trincas a quente ocorrem de forma espontânea quando a fração de sólido está entre 85-95%, quando a fase sólida já está organizada em grão conectados. É sabido que uma estrutura de grãos refinados e uma solidificação controlada (sem grandes faixas de temperatura e tensões residuais) ajudam a evitar a trinca a quente (Katgerman e Eskin, 2008).

Lippold et al (2008) afirmam que as trincas de solidificação são formadas durante o estágio final da solidificação, quando filmes líquidos de materiais estão distribuídos ao

longo dos contornos de grão e regiões interdendríticas. Durante o final da solidificação, o material sofre um alívio de tensões, que é proveniente da separação dos contornos de grãos devido a presença dos filmes líquidos, formando a trinca.

A faixa da temperatura de solidificação é um fator indicativo da susceptibilidade das trincas de solidificação. A existência de fases eutéticas com baixo ponto de fusão expande as faixas de solidificação, tornando a liga susceptível a essas trincas. É sabido que o controle da formação de fases eutéticas, das tensões devido a dilatações térmicas e da segregação de elementos de liga são os principais fatores que regem a formação de trincas a quente (Hu *et al.*, 2017).

A faixa de solidificação tem seu valor definido como o intervalo de temperatura entre a linha *liquidus* e *solidus* do material, onde no resfriamento fora do equilíbrio a temperatura *solidus* é definida com o ponto de fusão da reação eutética. Um exemplo clássico são os elementos fósforo e enxofre, impurezas que aumentam a susceptibilidade a trincas em ligas ferrosas e a base de níquel. O fósforo pode estender a linha *solidus* nos aços de 1400°C até 988 °C (Cross, 2005).

Tomus *et al* (2013) observaram que ligas Hastelloy X pobres em Mn e Si apresentavam faixas de solidificação 20 °C mais baixas que ligas ricas em Mn e Si, minimizando a ocorrência de trincas a quente. Dupont *et al* (1998) analisaram a correlação entre o comprimento da trinca e faixa da temperatura de solidificação em ligas de Ni, na qual verificaram que quando a faixa de solidificação diminui a susceptibilidade a trincas também diminui.

Hu *et al* (2017) afirmam que a faixa de solidificação está intimamente relacionado com a fração de trincas observadas, onde menores faixas de temperatura minimizam a ocorrência de trincas. Observaram que na liga Inconel 625 o acréscimo de Ti promoveu um aumento na quantidade da fase eutética (γ + Laves) após a solidificação. Apesar desse aumento de líquido interdendrítico, verificou-se que quando o seu volume for entre 7 e 10% será suficiente para preencher todos os espaços interdendríticos, diminuindo a susceptibilidade a trincas.

Em ligas cuproníquel a adição de Ni promove o aumento da faixa de solidificação, devido ao seu elevado ponto de fusão quando comparado ao Cu. Em um estudo realizado por Savage *et al.*, (1976), foi estudada a microsegregação de Ni em ligas CuNi 70/30, evidenciando-se uma participação maior do Ni no núcleo dendrítico, alcançando valores de 38%p no núcleo dendrítico, enquanto na região interdendrítica apresentava valores

de 25%p. As trincas de solidificação foram mais evidenciadas ao longo dos contornos de grão que entre contornos de subgrão, entre células ou dendritas.

Segundo Savage et al (1976) houve uma concentração de Ni, Mn, Fe e P nas regiões de trincamento, sugerindo que esses elementos aumentam a susceptibilidade. O efeito contrário foi observado com o Zn e Pb. Onde o Ni e o Fe são concentrados no sólido enquanto o Mn, P, Pb e Zn são segregados para o líquido na solidificação.

Savage et al (1978b) afirmam que historicamente pequenas adições de Fe, Mn, P e Sb são utilizados para aumentar a resistência das ligas cuproníquel por solução sólida. Onde os efeitos conhecidos são de que: o P aumentar a suscetibilidade ao trincamento, diminuindo a soldabilidade e quando na presença de oxigênio resultar em perda de ductilidade em altas temperaturas; Sb promove diminuição da soldabilidade nessas ligas e Fe e Mn não apresenta ter influência sobre a soldabilidade das ligas cuproníquel. Em seu trabalho foi verificado que o P é prejudicial, principalmente na presença de Sb, no entanto Sb sozinho se mostrou benéfico. O Fe e Sb quando juntos também tem efeito prejudicial, enquanto o Fe sozinho não demonstrou efeito. O Mn quando combinando com Fe e Sb apresentou um efeito deletério

Outro fator importante, além da faixa de solidificação, é a taxa de resfriamento, pois a relação das duas está intimamente relacionada com a extensão da zona pastosa. Quanto maior a zona pastosa, maiores serão as tensões geradas pela solidificação devido ao processo de contração. Se for associado um material com alto valor de BTR (*brittle temperature range*), a uma baixa taxa de resfriamento (soldado com alta energia), maior será a extensão da zona pastosa e mais susceptível ele estará a formação de trincas de solidificação (Cross, 2005).

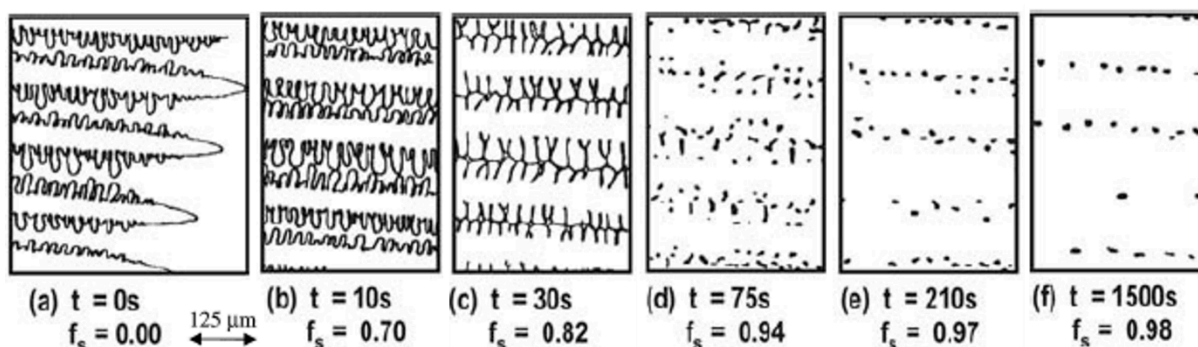
No entanto, segundo Hu *et al.*, (2017) em processos metalúrgicos, quanto maior a energia empregada, menores serão os níveis de tensão devido a dilatações térmicas pelo maior preenchimento das trincas com metal fundido. O que demonstra o quão complexa é a interação entre os fenômenos termomecânicos e metalúrgicos para formação das trincas.

Um aspecto relevante para a fragilização é a capacidade de molhabilidade dos filmes líquidos nos contornos de grão (Modenesi et al, 2011). Cross (2005) afirma que ligas com uma grande quantidade de soluto gerando muitos componentes eutéticos são menos susceptíveis a trincas por duas razões: devido a sua menor extensão de coalescência entre as dendritas e ao preenchimento dos espaços gerados na contração pelo *back-filling*, promovido pela melhor distribuição das dendritas. Explicando a maior susceptibilidade a trincas da liga Al-Mg, em comparação a Al-Si, uma vez que essa última tem uma maior capacidade de formação de componentes a partir de reações eutéticas.

Entende-se como coalescência dendrítica o grau de contato entre os braços das dendritas secundárias nos últimos estágios da solidificação, dentro da zona pastosa. Ligas onde são formadas maiores regiões de coerência é esperado maior susceptibilidade a trincas, devido a maior resistência a deformação (Cross, 2005; Rappaz *et al.*, 1999). Enquanto *back-filling* é o metal líquido que preenche o espaço interdendrítico formado após a contração do metal na solidificação. Esse tem um papel fundamental para evitar a iniciação das trincas por solidificação (Cross, 2005).

Na Figura 12 são apresentados os diferentes estágios do processo de solidificação dendrítico segundo Rappaz *et al.*, (1999). Nos estágios de *a* até *b* são apresentados os momentos iniciais de crescimento dendrítico, onde não há coalescência entre as dendritas formadas, estágios fundamentais nos estudos de macrosegregação. No estágio *c*, quando a fração de sólido atinge 82%, ocorre a presença de pequenos filmes líquidos, estágio mais crítico a formação de trincas, pois devido a presença do líquido estão muito susceptíveis a aberturas quando submetidas a tensões térmicas. A medida que continua o processo de solidificação, estágios *d* a *f*, pequenos bolsões líquidos ficam isolados entre sólidos, tornando a região mais resistente mecanicamente.

Figura 12 – Estágios de solidificação dendrítica: (a-b) regiões com *back-filling*; (c) filmes líquidos de pequena espessura; (d-e) coalescência dendrítica.



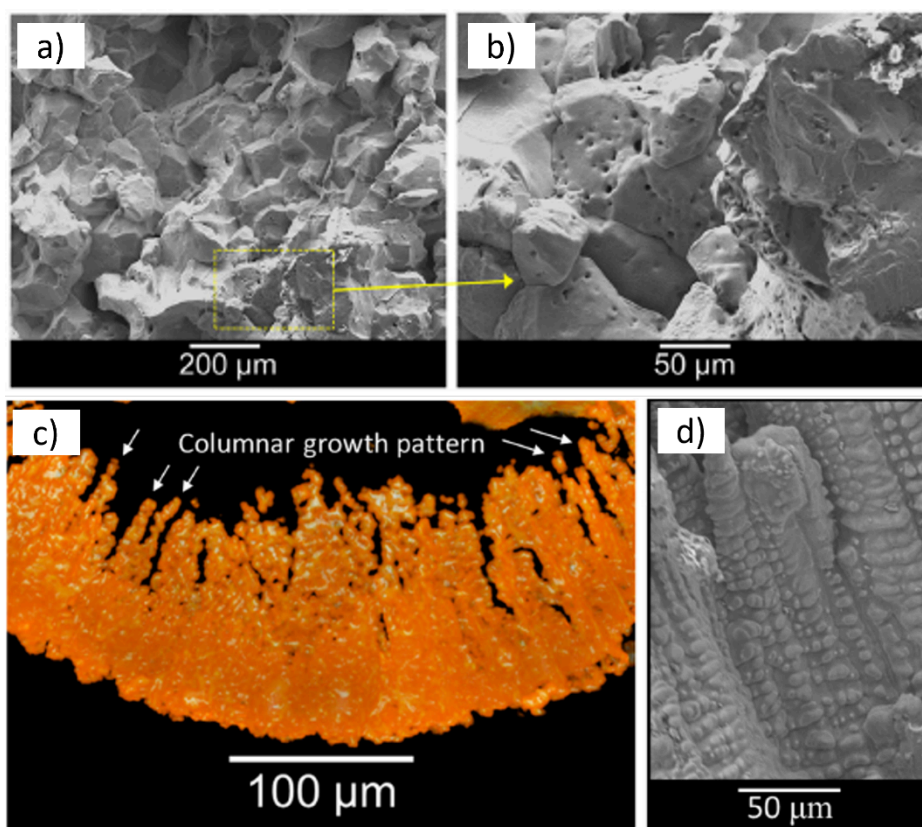
Fonte: Rappaz *et al.* (1999, p. 450).

Os estágios de formação das trincas no lingotamento contínuo foram estudados por Santillana *et al.*, (2012). Nesse trabalho o processo de solidificação é separado em três estágios: 1, 2a, 2b e 3. O primeiro corresponde a formação inicial de dendritas nos estágios iniciais da solidificação e alimentação com metal líquido. O estágio 2a, corresponde ao crescimento das dendritas e alimentação interdendrítica e o 2b ao crescimento das dendritas e formação da separação interdendrítica. O estágio 3 se trata da formação do grão no final da

solidificação e formação da ponte sólida. São nos estágios 2b e 3 que ocorrem as trincas por solidificação na soldagem.

Aucott *et al.*, (2018) afirma que no estágio 2b, quando a fração de sólido atinge 80 a 90% o líquido remanescente começa a ficar isolado em bolsões e imobilizado devido a tensão superficial. Nesse subestágio o líquido fica aprisionado entre dendritas, formando gotas ou bolsões, resultando em um material de baixa resistência entre as dendritas primárias, sujeitas a nucleação de trincas interdendríticas (*hot tears*), como representado nas Figura 13c e Figura 13d. O estágio 3 marca a transição entre uma estrutura dendrítica e a formação de grãos, onde um filme líquido de baixa espessura pode ainda estar presente com elementos segregados nos contornos de grãos. Nesse estágio as falhas formadas são chamadas de trincas a quente presentes na região intergranular (Figura 13a e Figura 13b).

Figura 13 – Trincas a quente: a) intergranular; b) região intergranular com presença maciça de poros; c) crescimento colunar dendrítico; d) trincas interdendríticas (*hot tears*).



Fonte: Aucott *et al.* (2018, p. 1680).

Com base nessa suposição foram estabelecidos os conceitos de Temperatura de Resistência Zero (TRZ), quando inicia o contato entre dendritas e a região interdendrítica, está

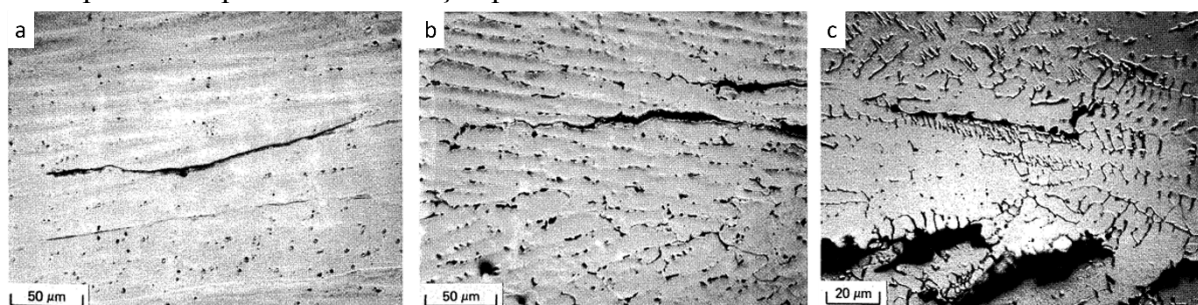
com os bolsões de líquido impondo baixa resistência a tensões, onde nesse ponto a fração de sólido é de 80%, e o de Temperatura de Ductilidade Zero (TDZ), já no final do processo de solidificação com uma fração de sólido de 99%. Essa diferença de temperatura é estabelecida por Senda *et al.*, (1971) como BTR.

Outro fator que influencia na formação de trinca a quente é a tensão superficial. Segundo Cross (2005), se o último líquido a solidificar molhar as dendritas (isto é, possuir baixa tensão superficial), haverá uma maior probabilidade de que uma rede contínua de líquido possa fornecer alimentação por retroenchimento (*back-filling*). No extremo oposto, onde não ocorre molhamento (isto é, possuir alta tensão superficial), a formação de pontes entre os braços dendríticos é favorecida, resistindo à deformação e, assim, evitando a formação de trincas. É em valores intermediários de molhabilidade, entre esses dois extremos, que as trincas são observadas.

Além dos fatores citados o formato, a estrutura e o tamanho do grão apresentam efeitos importantes quanto a suscetibilidade a trincas do material. Velocidades de soldagem mais altas, que promovem um avanço da poça de fusão em forma de gota e um crescimento colunar dendrítico na zona fundida, geram um acúmulo de soluto ou impurezas na linha central de soldagem, que tem efeito deletério.

A morfologia das dendritas afeta a estrutura dos contornos de grão. Solidificações em forma de austenita primária promovem contornos de grãos mais contínuos e em uma única direção, quando comparada a solidificação da ferrita, facilitando a propagação de trincas. As Figura 14a e Figura 14b apresentam uma estrutura austenítica e que passaram pelo ensaio Vareststraint com deformação de 1 %, no entanto, a Figura 14b apresenta 0,5 % de ferrita formada a partir de uma reação eutética. Na estrutura livre de ferrita é apresentada uma trinca contínua, enquanto na que possui 0,5% observa-se uma maior ondulação durante a sua propagação, o que é um indicativo do efeito benéfico que a mesma produz, “pinçando” os grãos de austenita e prevenindo a sua continuidade. Na Figura 14c é observada uma estrutura de ferrita primária que passou pelo ensaio Vareststraint, mas em um nível de deformação de 3%, onde são evidenciadas trincas menores, indicando uma maior resistência a trincas de solidificação (Brooks e Thompson, 1991).

Figura 14 – Microestruturas de aço inoxidável, apresentado a evolução das trincas de solidificação geradas em ensaio Vareststraint: a) completamente austenítica, b) austenítica contendo 0,5% de ferrita formada a partir de uma reação eutética e c) ferrita primária a partir de uma reação peritética.



Fonte: Brooks e Thompson (1991, p. 147).

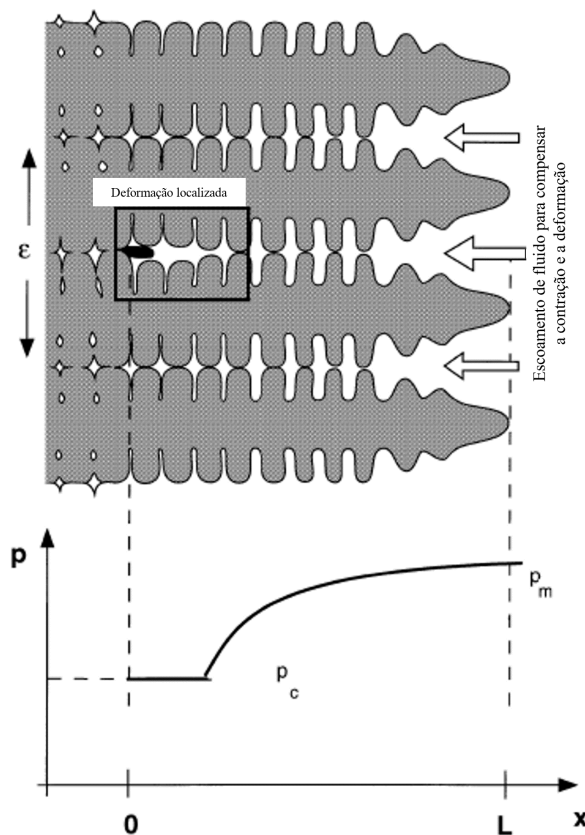
O tamanho de grão tem uma influência na formação de trincas uma vez que grão menores, promoverão uma maior quantidade de contornos de grão o que irá distribuir melhor as tensões geradas pelas deformações térmicas. Quanto maior o valor de tensão por contorno de grão, maior a concentração de tensão favorecendo a formação de trincas (Cross, 2005).

A porosidade na formação das trincas por solidificação está relacionada a dois efeitos. Como a mesma está presente em meio a material sólido, atuará como um concentrador de tensões, promovendo a ocorrência de trincas. Além disso, por se opor a contração da solidificação, diminui a necessidade de *back-filling* (Cross, 2005).

Além dos fatores metalúrgicos citados anteriormente, os mecânicos também apresentam influência relevante sobre a formação de trincas a quente. Fatores como tensão, deformação e níveis de restrições também devem ser levados em consideração.

Existem diferentes modelos que buscam explicar o início da formação das trincas a quente. Um modelo proposto Feurer (1977) aponta que a trinca por solidificação se forma quando a taxa de contração do material no resfriamento supera a velocidade com que o *back-filling* consegue ocupar o espaço vazio formado pela contração. Rappaz *et al.*, (1999) propôs um modelo matemático envolvendo a tensão, a contração térmica e critérios para ruptura do filme líquido, onde é possível prever a maior deformação suportada na zona viscosa. Tal modelo parte da suposição que a trinca se inicia em uma pequena espessura de filme líquido na região interdendrítica, devido a um vazio ocasionado pela diminuição da pressão (p_m) nessa região devido as diversas contrações das regiões vizinhas. Quando essa pressão atinge um valor inferior a de cavitação do líquido (p_c), ocorre a nucleação da trinca e sua propagação, conforme representado na Figura 15.

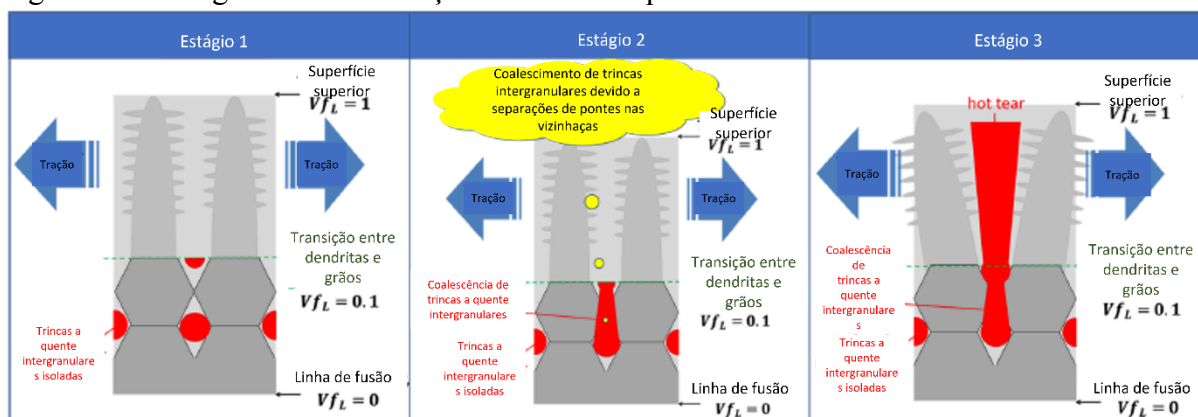
Figura 15 – Esquemático da nucleação de uma trinca em um modelo de solidificação colunar dendritico.



Fonte: Rappaz *et al.* (1999, p. 451).

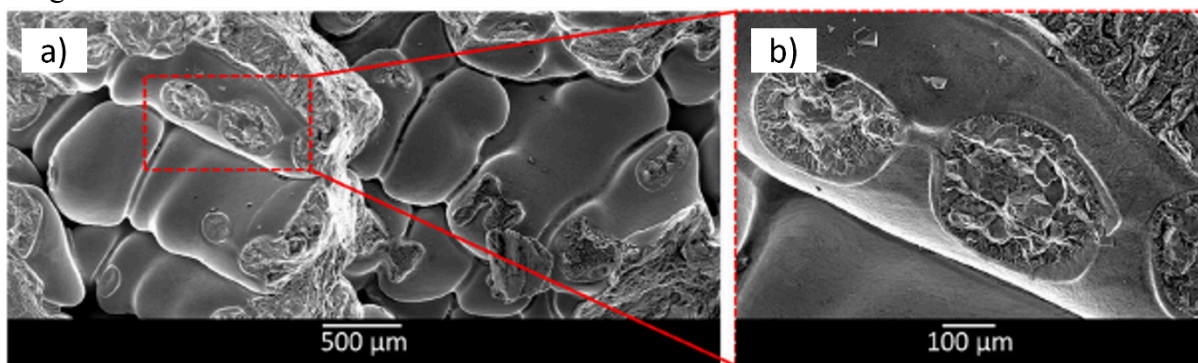
Em seu trabalho Aucott *et al.*, (2018) descreveram os três estágios de solidificação das trincas durante a soldagem em aços, conforme apresentado na Figura 16. No estágio 1 ocorre a nucleação de trincas a quente intergranulares, devido a formação de bolsões líquidos de fases eutéticas de baixo ponto de fusão. Em seu estudo é proposto que as trincas iniciam nos últimos estágios da solidificação e as primeiras que se formam são devidas a poros gerados por gases aprisionado, como representado nas Figura 13a e Figura 13b. No estágio 2 ocorre a coalescência de trincas a quente devido fraturas intergranulares originadas pelo aumento de tensões, como apresentado nas Figura 17a e Figura 17b. No estágio 3 ocorre a propagação das trincas interdendríticas (*hot tears*), consequência da taxa de solidificação e tensões, que irão definir o quanto a trinca irá se propagar.

Figura 16 – Estágios da solidificação de trincas a quente.



Fonte: Adaptado de Aucott *et al.* (2018).

Figura 17 – a) Pontos de coalescência em trincas intergranulares; b) ampliação da imagem a.

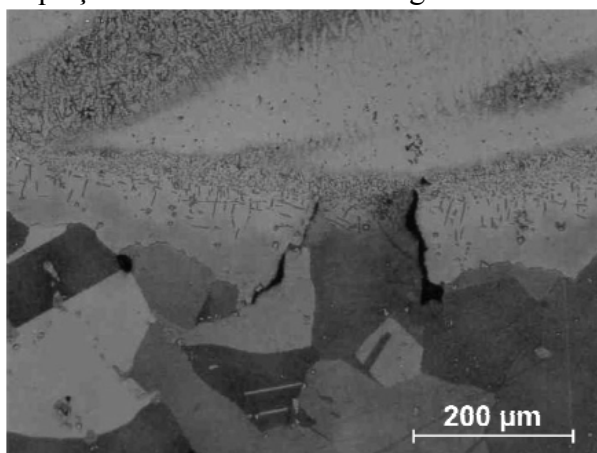


Fonte: Aucott *et al.* (2018, p. 1680).

2.2.2 Trincas de liquação na ZAC

As trincas por liquação (Figura 18) ocorrem em algumas regiões da ZAC onde o aquecimento chega a valores de temperatura muito próximos ao do *solidus* do metal base, formando bolsões de material líquido devido a presença de precipitados com ponto de fusão mais baixo, tais como: inclusões de sulfetos, inclusões de silicatos e espinélio, carbonetos, carbonitretos, boretos e fases intermetálicas. Tais bolsões líquidos podem espalhar-se ao longo do contorno de grão, na forma de um fino filme, tornando-se sensível a trincas durante o resfriamento. Geralmente esse tipo de trinca se localiza próxima a linha de fusão (Mondenese, 2011).

Figura 18 – Trincas por liquação formada na ZAC de ligas de Ni.



Fonte: Yushchenko *et al.* (2005, p. 72).

Como o estudo trata da aplicação de uma técnica de avaliação de trincas a quente na zona fundida, não será dado enfoque a formação dessas trincas por liquação na ZAC, limitando a revisão a que foi exposto.

2.2.3 Trincas por perda de ductilidade

As trincas por perda de ductilidade – TPD (*Ductility Dip Cracking* – DDC) são trincas observadas e estudadas em aços inoxidáveis austeníticos, ligas de Ni, ligas Ni-Cu e ligas de Cu, no entanto, devido a quantidade de fatores, seus mecanismos de desenvolvimento ainda não foram completamente determinados, tornando difícil diferenciar a TPD de outros tipos e trincas a quente como liquação, por exemplo (Ramirez *et al.*, 2004a).

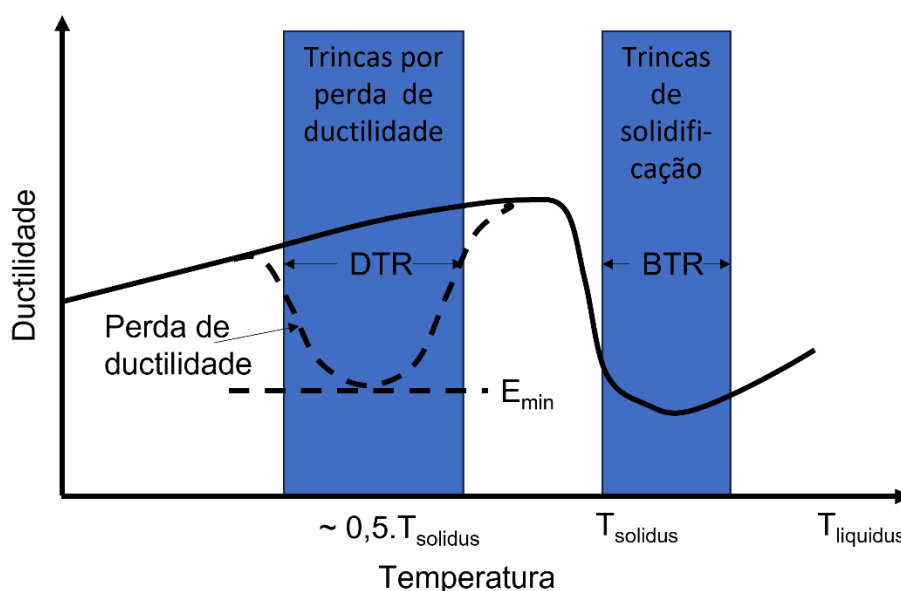
São trincas originadas devido a perda de ductilidade que o material sofre a temperaturas abaixo da temperatura *solidus*, por isso algumas literaturas a classificam como trincas à morno, onde devido as tensões originadas do processo de resfriamento o material colapsa. No entanto, a forma como ocorrem as trincas pode ser bastante complexa, envolvendo fatores como: composição química da liga; macro e micro segregações; tamanho de grão; morfologia, tamanho e distribuição de precipitados; migração e bloqueio dos contornos de grão em relação a aplicação das tensões (Capobianco *et al.*, 2005; Collins e Lippold, 2003).

Segundo Ramirez *et al.*, (2004b) as TPD's são um fenômeno associado a incapacidade de escorregamento dos contornos de grão devido a diminuição de ductilidade em temperaturas abaixo da fusão. Hemsworth *et al.*, (1969) afirmam que as trincas por perda de ductilidade ocorrem a aproximadamente 50% da temperatura do ponto de fusão que estão

livres de filmes líquidos, no entanto, não é claro quando exatamente elas surgem, podendo se formar tanto no aquecimento como no resfriamento do ciclo térmico gerado pela soldagem.

A suscetibilidade a TPD é determinada pela faixa de temperatura da queda de ductilidade, do inglês *ductility-dip temperature range* – DTR e a deformação limite para formação da trinca (E_{min}), como representado na Figura 19. A DTR é a temperatura em que a TPD ocorre e E_{min} é a tensão necessária para que a trinca ocorra. Materiais são considerados resistentes a TPD quando a DTR for menor que 100 °C e o limite de deformação seja superior a 15% (Nissley *et al.*, 2002).

Figura 19 – Mecanismo de formação das trincas por perda de ductilidade.



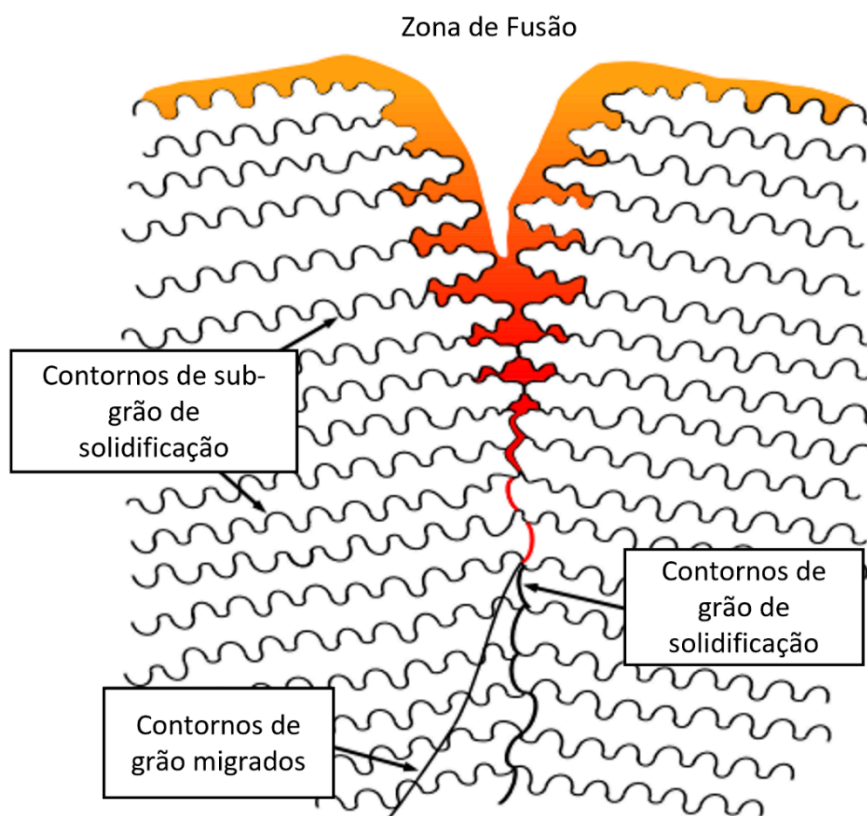
Fonte: Adaptado de Nissley *et al.* (2002).

Nissley *et al.*, (2002) afirmam que as trincas por perda de ductilidade são mais susceptíveis de ocorrer em estruturas do tipo CFC (microestrutura austenítica). Se localizando preferencialmente em contornos de grão migrados – *migrated grain boundary* – MGB em materiais monofásicos, esses formados devido ao crescimento e endireitamento dos grãos de solidificação.

Na Figura 20 são apresentados os diferentes contornos de grão formados ao longo da solidificação de um metal. Os contornos de grão de solidificação – *solidification grain boundary* – SGB, são aqueles formados pelo encontro de pacotes de células ou dendritas, já os contornos de sub-grão de solidificação – *solidification subgrain boundary* – SSGB, são aqueles formados pelo encontro de células e dendritas (Nissley, 2006).

Em estruturas compostas por apenas uma fase, com poucas impurezas e precipitações, espera-se uma maior mobilidade dos contornos de grão de solidificação, promovendo a formação dos contornos de grão migrados, que são regiões preferenciais para a nucleação de trincas por perda de ductilidade (Ramírez *et al.*, 2004b; Nissley *et al.*, 2002).

Figura 20 – Nomenclatura dos contornos de grão formados na solidificação.

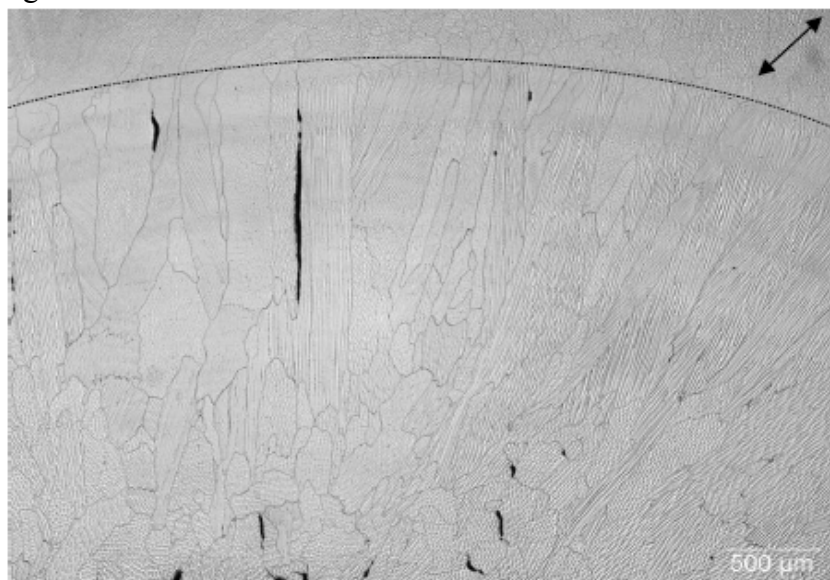


Fonte: Nissley (2006, p. 73).

Em seu trabalho Nissley *et al.*, (2002) observaram que todas as amostras analisadas apresentavam contornos de grão migrados, mas com diferentes morfologias. No aço inoxidável 304 foi observada a presença de ferrita delta nesses contornos de grão migrados, o que os tornou tortuosos e promoveu uma maior conexão entre eles. As ligas C-22 e AL-6XN apresentaram contornos tortuosos, onde a presença de constituintes eutéticos formados no final da solidificação conectaram os contornos de grão, favorecendo a tortuosidade dos mesmos. No entanto, a liga 690 e o metal de adição 52 tenderam a apresentar contornos de grãos contínuos, sendo mais susceptíveis ao trincamento. Em todos os casos a trinca tendeu a cessar em pontos onde o material apresentou recristalização ao longo dos contornos de grão, indicando que a recristalização promove a recuperação da ductilidade.

Ainda segundo Nissley *et al.*, (2002) as trincas por perda de ductilidade têm a tendência a ocorrer em contornos de grão que estão ligeiramente orientados em uma direção de 45° da aplicação da carga, como apresentado na Figura 21.

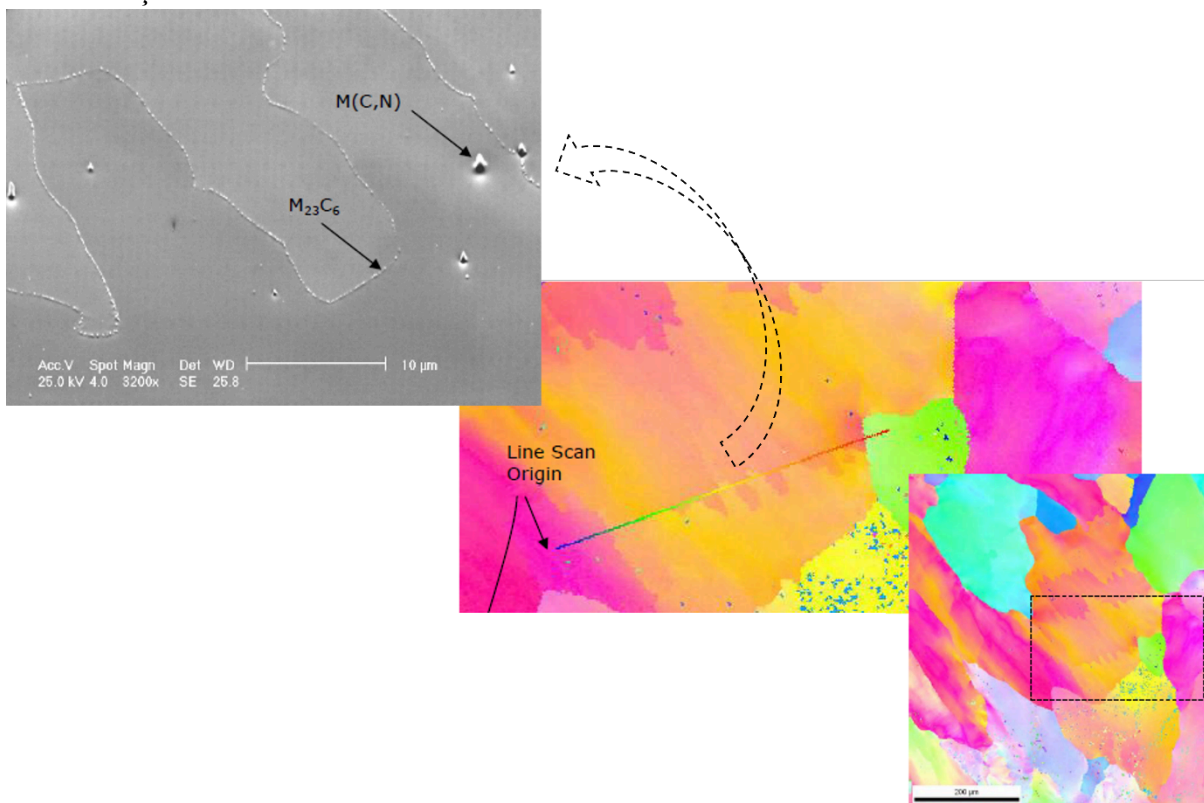
Figura 21 – Trincas por perda de ductilidade, onde a seta indica a direção de aplicação da carga.



Fonte: Nissley (2006, p. 98).

Nissley (2006) mostra a presença maciça do precipitado $M_{23}C_6$ ao longo dos contornos de grão tortuosos, como apresentado na Figura 22. Tipicamente esses contornos de grão apresentavam ângulos de misorientação de 3 a 5°, no entanto, foram observados valores de 9° em alguns pontos, podendo ter sido gerados pela fragmentação de grão ou bandas de deformação.

Figura 22 – Carboneto $M_{23}C_6$ nos contornos de grão tortuosos e a análise de misorientação.



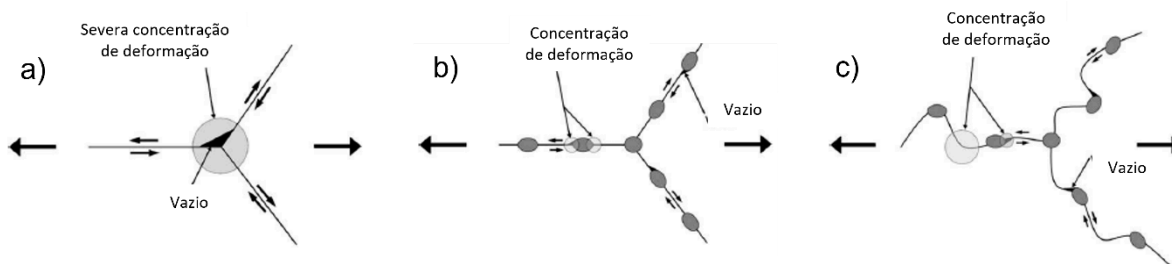
Fonte: Adaptado de Nissley (2006).

Ramirez *et al.*, (2004a) demonstraram que algumas ligas de Ni em alta temperatura apresentavam uma grande quantidade de carbonetos eutéticos do tipo NbC que impediam o deslizamento dos contornos de grão, gerando tortuosidade. No entanto, precipitados de TiN, quando em pequena quantidade, não apresentaram efeito de conexão dos contornos de grão, gerando contornos retos e mais susceptíveis a TPD. Já pequenos carbonetos de $M_{23}C_6$ quando formados em baixas temperaturas ao longo dos contornos de grão, podem gerar o efeito contrário, sendo um caminho favorável a propagação de trincas e diminuindo a resistência a trincas por perda de ductilidade, no entanto, como o autor afirma, o efeito do tamanho da partícula ainda não está claro.

Com base em seus estudos e na literatura Ramirez *et al.*, (2004b) propuseram um modelo que visa explicar o mecanismo de formação das trincas por perda de ductilidade nos contornos de grão, bem como, o seu nível de tortuosidade. Quando livres de precipitados, os grãos apresentam uma grande tendência ao deslizamento, resultando em um acúmulo de deformação no ponto triplo e, conseqüentemente, formação de vazios (Figura 23a). Quando os precipitados se formam ao final da migração dos contornos de grão, atuaram como bloqueadores do deslizamento, mas irão gerar concentração de tensão e formação de vazios

(Figura 23b). Porém, se a formação de precipitados ocorrer durante ou assim que cessar a solidificação, eles iram restringir o deslizamento do grão e aumentar a tortuosidade dos contornos, o que irá aumentar a resistência a trincas por perda de ductilidade (Figura 23c).

Figura 23 – Influência dos precipitados intergranulares no deslizamento dos contornos de grão: a) contornos de grãos retos; b) precipitados intergranulares; c) precipitados intergranulares e contornos de grão tortuosos.



Fonte: Ramirez *et al.* (2004, p. 252).

2.3 Ensaaios de soldabilidade

A soldabilidade é a capacidade de o material ser unido sob determinadas condições de fabricação, mantendo ou adquirindo propriedades, tornando-os adequados ao serviço. Na avaliação da soldabilidade de um material características processuais e metalúrgicas devem ser consideradas, tais como: a facilidade de execução do processo de união ou deposição, garantindo boas propriedades físicas e mecânicas, tendência a formação de trincas a quente e a frio, formação de poros, além da sua durabilidade e resistência a corrosão em condições de operação etc. (Silva, 2010).

Dessa forma, existem diferentes ensaios que visam avaliar a suscetibilidade da liga a um determinado tipo de falha e assim determinar sua soldabilidade. Para avaliar trincas a quente são realizados os ensaios *T-joint*, *weld metal tensile*, *longitudinal bend*, *hot tensile*, *flat tensile* (PVR) e *Varestraint*. Para avaliação das trincas a frio são empregados os ensaios *controlled thermal severity* (CTS), *tekken* (Y-groove), *Lehigh* (U-groove) e implante.

Como este trabalho visa avaliar a soldabilidade de trincas de solidificação em ligas cuproníquel o ensaio selecionado foi o *Trans-Varestraint* (TVT), por isso será abordado com uma maior riqueza de detalhes.

2.3.1 Ensaio trans-varestraint

O ensaio *Varestraint* foi inicialmente desenvolvido por Savage e Lundin em 1965 com o objetivo de prever a suscetibilidade de ligas metálicas a trincas de solidificação. A princípio o ensaio foi desenvolvido para isolar os efeitos metalúrgicos e de composição química dos parâmetros de soldagem. Por ser aplicado a uma ampla gama de materiais e produzir resultados quantitativos permite determinar com relativa facilidade a suscetibilidade de trincas a quente (Lippold *et al.*, 2008).

O *Trans-Varenstraint*, desenvolvido por Senda *et al.*, (1971) na Universidade de Osaka, é um ensaio que consiste em avaliar a susceptibilidade de trincas a quente em materiais submetidos a processos de soldagem. Na sua concepção, uma amostra do material é submetida a um arco voltaico promovido por uma soldagem TIG autógena, podendo ser substituído pelo processo MIG/MAG, enquanto um sistema hidráulico gera um esforço de flexão sobre a peça, que dependendo do nível de deformação, pode ser o suficiente para separa os grãos na *mushy zone* (Arata; Matsuda; Katayama, 1977; Arata; Matsuda; Nakagawa, 1977; Kromm *et al.*, 2022; Ogiwara *et al.*, 2011b; Singh; Kroenke; Cola, 1997; Yoshiaki Arata *et al.*, 1976).

Alguns parâmetros são selecionados para realização do ensaio: velocidade de flexão do corpo de prova e a deformação (ϵ) sofrida pelo mesmo, sendo o último parâmetro dependente da espessura da peça (t) e raio R do bloco matriz. Tais parâmetros devem estar relacionados com base na Equação 1 (Lippold *et al.*, 2011).

$$\left| \epsilon = \frac{t}{2R+t} \right| \quad \text{Equação 1} \quad \left| \right.$$

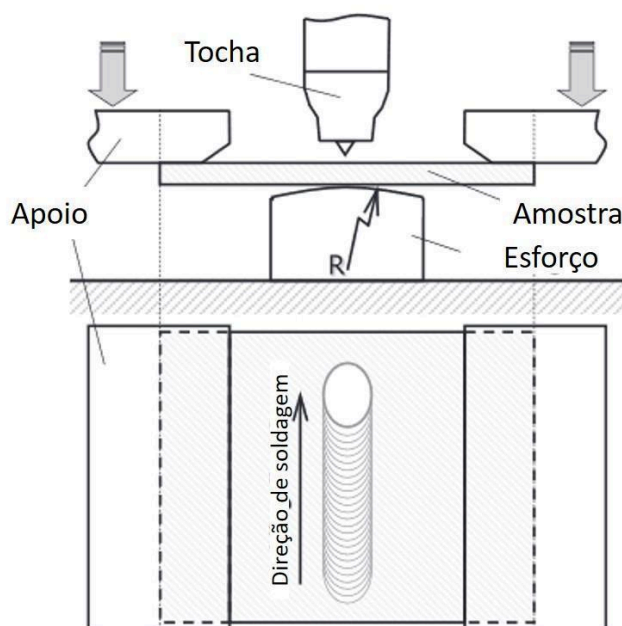
São três os tipos de ensaios Varestraint: longitudinal, transversal e pontual. O longitudinal consiste na aplicação de carga na direção do comprimento do cordão de solda, promovendo trincas tanto na zona fundida como na ZAC adjacente. O transversal consiste em uma aplicação de carga cruzando o cordão, o que limita a aplicação de carga a zona fundida (Santos, 2020).

Devido à natureza da aplicação da carga, longitudinal a direção de soldagem, no ensaio Varestraint é possível produzir os três tipos de trincas a quente: solidificação, liquação e de perda de ductilidade. Já o ensaio Trans-Varestraint, por aplicar a carga transversal a direção de soldagem tem como prioridade a avaliação da suscetibilidade de formação de

trincas de solidificação (ISO/TR 17641-3:2005(E), 2005). Por estar aplicada transversalmente a direção de soldagem promove a formação de trincas na linha central do cordão, onde os níveis de segregação são maiores.

Os parâmetros para realização do ensaio Varestraint são estabelecidos pela norma AWS B4.0:2007, já para a realização do ensaio Trans-Varestraint (Figura 24) é seguida a norma ISO/TR 17641-3:2005(E).

Figura 24 – Esquemático do ensaio Trans-Varestraint.



Fonte: Ogiwara *et al.* (2011, p. 60).

Com base na quantificação das trincas, na determinação do seu comprimento total (TCL), no comprimento máximo de trinca (MCL) e no maior comprimento de trinca na direção de soldagem (MCD), podem ser estabelecidos parâmetros para avaliar a soldabilidade dos materiais. Tais avaliações devem ser realizadas em microscópio ótico com ampliações de 20-50x.

Na determinação da suscetibilidade a formação de trincas de solidificação, o parâmetro mais empregado é o de Intervalo de Temperatura de Trincas de Solidificação, em inglês *Solidification Cracking Temperature Range* (SCTR). Para sua determinação é medida a taxa de resfriamento da poça de fusão, com a utilização de um termopar, e o intervalo de tempo no qual as trincas ocorreram, obtido com a razão entre a distância máxima da trinca, *maximum crack distance* (MCD) e a velocidade de soldagem V. No ensaio Trans-Varestraint o

MCD atinge um valor máximo, onde esse não aumenta com a aplicação de maiores deformações. O indicador SCTR é calculado com a Equação 2.

$$\left| \begin{array}{c} SCTR = \text{velocidade de resfriamento} \times \frac{MCD}{V} \\ 2 \end{array} \right| \quad \text{Equação} \quad \left| \right.$$

O SCTR permite comparar ligas quanto a sua soldabilidade com facilidade, permitindo a seleção adequada da liga para cada aplicação (Lippold, 2014). Em geral, valores SCTR abaixo de 50 °C são relativos a materiais soldados com alta resistência a trincas de solidificação (Lippold *et al.*, 2008).

Lippold *et al.*, (2008) constataram que a liga 617 e Haynes 230W são mais resistentes a trincas de solidificação, quando comparadas as ligas 625 e Hastelloy X. Tal comparação foi realizada utilizando como parâmetro o SCTR, onde para as primeiras das ligas foram obtidos valores inferiores a 100 °C.

Yamashita *et al.*, (2021) investigaram quantitativamente a real deformação imposta no metal soldado durante o ensaio Trans-Varestraint, considerando as distribuições não-uniformes de temperatura e deformação que ocorrem durante o processo de soldagem. Em outro estudo, Yamashita e Saida (2022) destacaram a importância do máximo comprimento de trinca de solidificação como um indicador da susceptibilidade à trincas a quente. Esse estudo demonstra de forma eficaz a utilidade do BTR como um valioso índice de avaliação nesse contexto. Sahara *et al.*, (2023) investigaram a influência do titânio como elemento de liga em metais de adição de aço-carbono comerciais, empregando o ensaio Trans-Varestraint. Os resultados mostraram uma redução notável no BTR com a adição de titânio, sugerindo um aumento significativo na resistência do material às trincas de solidificação. Tian *et al.*, (2024) demonstraram que as trincas de solidificação observadas na liga UNS N100003 (liga à base de Ni-16Mo-7Cr) estão correlacionadas à segregação de Si, Cr, Mo e Mn nos contornos de grão. Essa segregação leva a formação de filmes líquidos com baixos pontos de fusão, que são incapazes de acomodar as tensões locais experimentadas durante a solidificação. No estudo realizado por Kadoi *et al.*, (2019), foi avaliada a influência do equipamento de ensaio Trans-Varestraint e da variabilidade do operador nos resultados do ensaio. Embora o máximo comprimento de trinca – *maximum crack length* (MCL) – permaneceu inalterado por essas variáveis, tanto a quantidade de trincas como o comprimento total das trincas – *total crack length* (TCL) – demonstraram sensibilidade as condições do ensaio e fator humano. Em outro estudo Kadoi, Ueno e Inoue (2023) avaliaram a

susceptibilidade à trinca de solidificação em ligas de aço inoxidável austenítico, analisando as concentrações de ferrita- δ , carbono e silício usando o ensaio Trans-Varestraint. Os resultados mostraram que variações na concentração de ferrita- δ não apresentaram impacto significativo sobre o BTR. No entanto, altas concentrações de carbono e silício foram correlacionadas com o aumento do BTR. O estudo revelou que a presença de austenita durante a solidificação contribuiu para redução da susceptibilidade à trinca, atribuída à dissolução do carbono na fase austenítica.

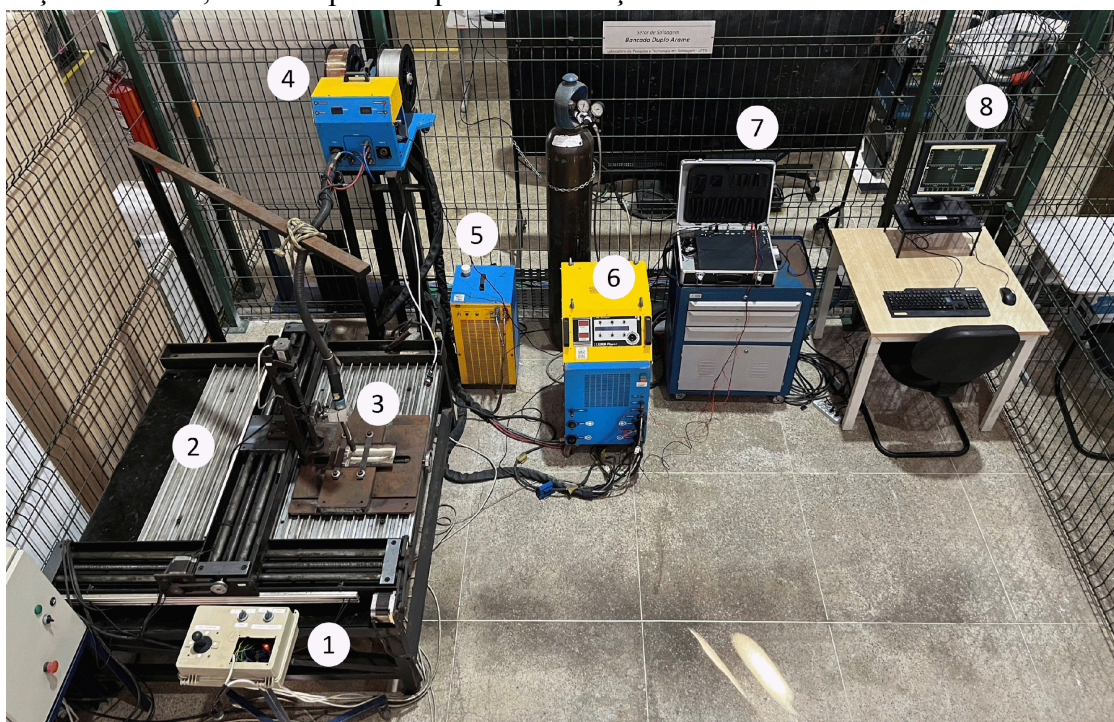
3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção serão apresentados os equipamentos, os materiais de consumo, bem como a metodologia que foi empregada ao longo deste trabalho, visando atingir os objetivos traçados na introdução.

3.1 Equipamentos

Na confecção dos corpos de prova utilizados no ensaio Trans-Varestraint foram empregados a fonte de soldagem multiprocesso do tipo DIGI Plus A7, tocha para soldagem MIG/MAG, bem como sistema de alimentação e refrigeração. Para movimentação da tocha de soldagem foi empregada uma mesa de movimentação XYZ de fabricação do próprio LPTS. Sinais de tensão, corrente e velocidade alimentação foram obtidos com auxílio do sistema de aquisição e do software SapV4.28s (Figura 25).

Figura 25 – Bancada de soldagem MIG/MAG: 1 – Controle de movimentação da mesa XYZ; 2 – Mesa XYZ; 3 – Tocha e peça; 4 – Sistema de alimentação de arame; 5 – Sistema de refrigeração; 6 – Fonte multiprocesso; 7 – Sistema de aquisição de dados; 8 – Computador para visualização dos dados.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na realização dos ensaios Trans-Varestraint foi utilizada a bancada apresentada na Figura 26, onde são empregadas uma fonte multiprocesso do tipo IMC Inversal 450, uma tocha para soldagem TIG, um tartilope, um sistema de aquisição de dados e a máquina de ensaios Trans-Varestraint.

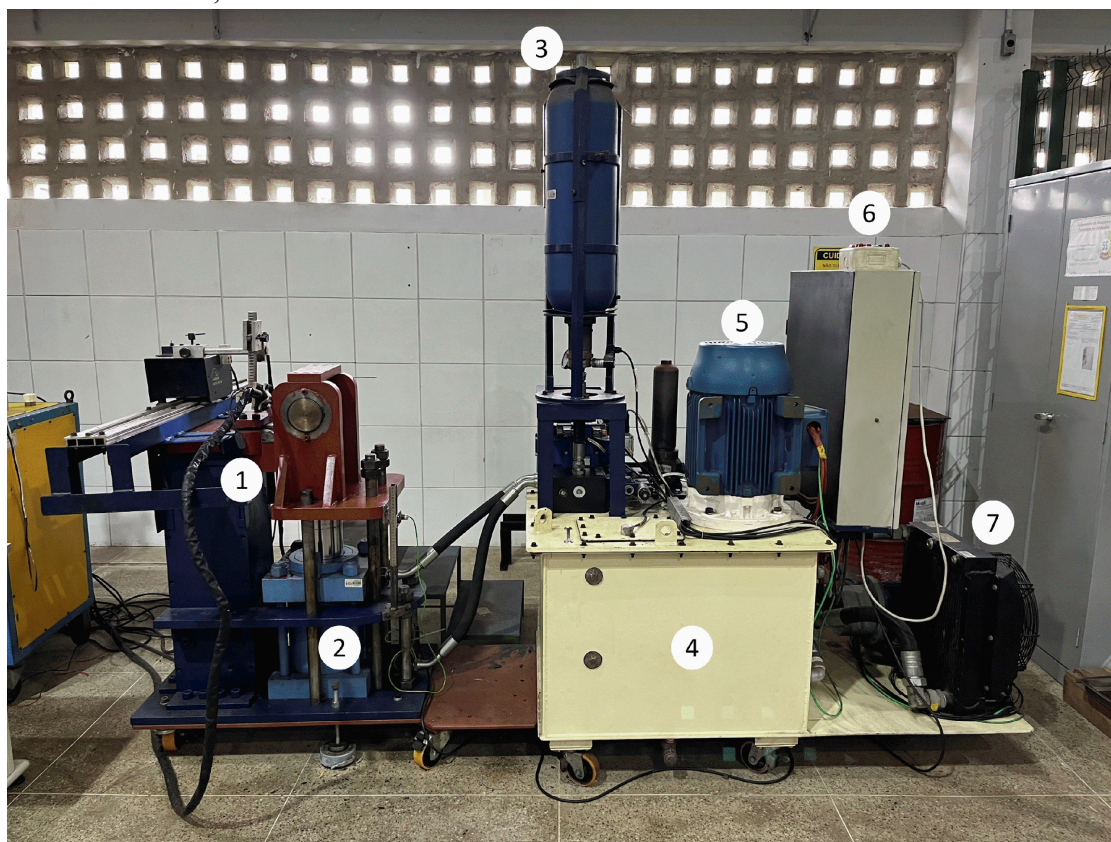
Figura 26 – Bancada de ensaio Trans-Varestraint: 1 – Sistema de aquisição de dados; 2 – Fonte de soldagem multiprocesso; 3 – Tartilope e tocha de soldagem TIG; 4 – Máquina de ensaio Trans-Varestraint.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A máquina de ensaios Trans-Varestraint utilizada nesse estudo é de fabricação do próprio LPTS, sendo constituída de um sistema de resfriamento do óleo, uma unidade hidráulica, um sistema acumulador de pressão, um cilindro hidráulico e o suporte para posicionamento da peça e da tocha de soldagem (Figura 27).

Figura 27 – Máquina de ensaio Trans-Varestraint: 1 – Sistema de fixação da peça e posicionamento da tocha; 2 – Cilindro hidráulico; 3 – Sistema acumulador de pressão; 4 – Unidade e tanque hidráulico; 5 – Motor-bomba; 6 – Quadro de comando e controle; 7 – Sistema de resfriamento do óleo.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

As usinagens dos corpos de prova para realização do ensaio Trans-Varestraint foram realizadas em um centro de usinagem Skybull 600MD. A preparação metalográfica foi realizada com o auxílio de serra circular Starrett S5050, policorte Arotec Arocor 80, uma embutidora EFD 30, politriz Struers LaboPol-25 e politriz semiautomática Minimet 1000 Grinder Polisher – Buehler.

A análise microestrutural empregou a utilização de um microscópio ótico ZEISS AXIO Observer Z1m, um estereoscópio ZEISS SteREO Discovery V20 e um microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 250, todos esses equipamentos pertencentes ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará (UFC).

3.2 Materiais de consumo

Os materiais empregados na soldagem desse estudo foram subdivididos em material de base, adição e gases.

O metal base empregado ao longo de todo o estudo foi retirado de tubos, compostos pela liga UNS C70600, com diâmetro de 19” e espessura de parede de 3/8”. Possui composição química nas faixas apresentadas na Tabela 5, obtida por meio da técnica EDS. Desse tubo foram confeccionadas chapas com dimensões de 220 x 120 mm, por deformação plástica, com espessura mantida em 3/8”.

Como metais de adição foram utilizados os arames eletrodos AWS 5.7 ERCuNi e AWS A5.14 ERNiCu-7, com os limites máximos de composições químicas apresentados nas Tabela 6 e Tabela 7, respectivamente, ambos com diâmetro de 1,14 mm. As faixas de composições químicas apresentadas são estabelecidas por suas respectivas normas, mas foram posteriormente aferidas quando soldado no metal base, proporcionando assim uma diluição e alteração da composição.

Tabela 5 – Composição química do metal de base UNS C70600.

Metal de Base	%Cu	%Ni	%Mn	%Fe
UNS C70060	85,7	11,5	0,8	2

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 6 – Composição química do arame eletrodo AWS 5.7 ERCuNi.

Metal de adição	%Ni-C o	%Cu	%Mn	%Fe	%Zn	%Pb	%S	%P	%Al	%Si
AWS 5.7 ERCuNi	27-33	Bal	1	1,5	0,5	0,02	0,1	0,2	0,5	0,5
	%As	%Sb	%Sn	%O						
	0,01	0,01	0,1	0,5						

Fonte: (AWS A5.7/A5.7M:2011, 2011)

Tabela 7 – Composição química do arame eletrodo AWS 5.14 ERNiCu-7.

Metal de adição	%Ni-C o	%Cu	%Mn	%Fe	Si	%Cr	%S	%P	%Mo	%Al
AWS 5.14 ERNiCu-7	Bal	30-34	1	1,5	0,5	0,25	0,015	0,02	0,5	0,1
	%Ti	%Zr	%Co	%Mn+C						
	0,1	0,05	0,5	0,5						

Fonte: (AWS A5.14/A5.14M:2018, 2018).

O processo de soldagem TIG, empregado no ensaio Trans-Varestraint, foi realizado de forma autógena, utilizando o eletrodo não consumível de tungstênio puro. Como gás de proteção foi empregado o argônio puro, tanto na soldagem MIG/MAG quanto na TIG.

Para realização das análises metalúrgicas e microestruturais os materiais de consumo empregados foram: lixas de granulometria 220, 300, 400, 600, 1200 e 1500 mash; pastas de diamante de 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm ; sílica de 0,06 μm .

As microestruturas das amostras foram reveladas por meio de ataque químico, utilizando-se uma solução preparada pela dissolução de 5 g de cloreto férrico em 96 ml de álcool etílico, seguida da adição de 2 ml de ácido clorídrico.

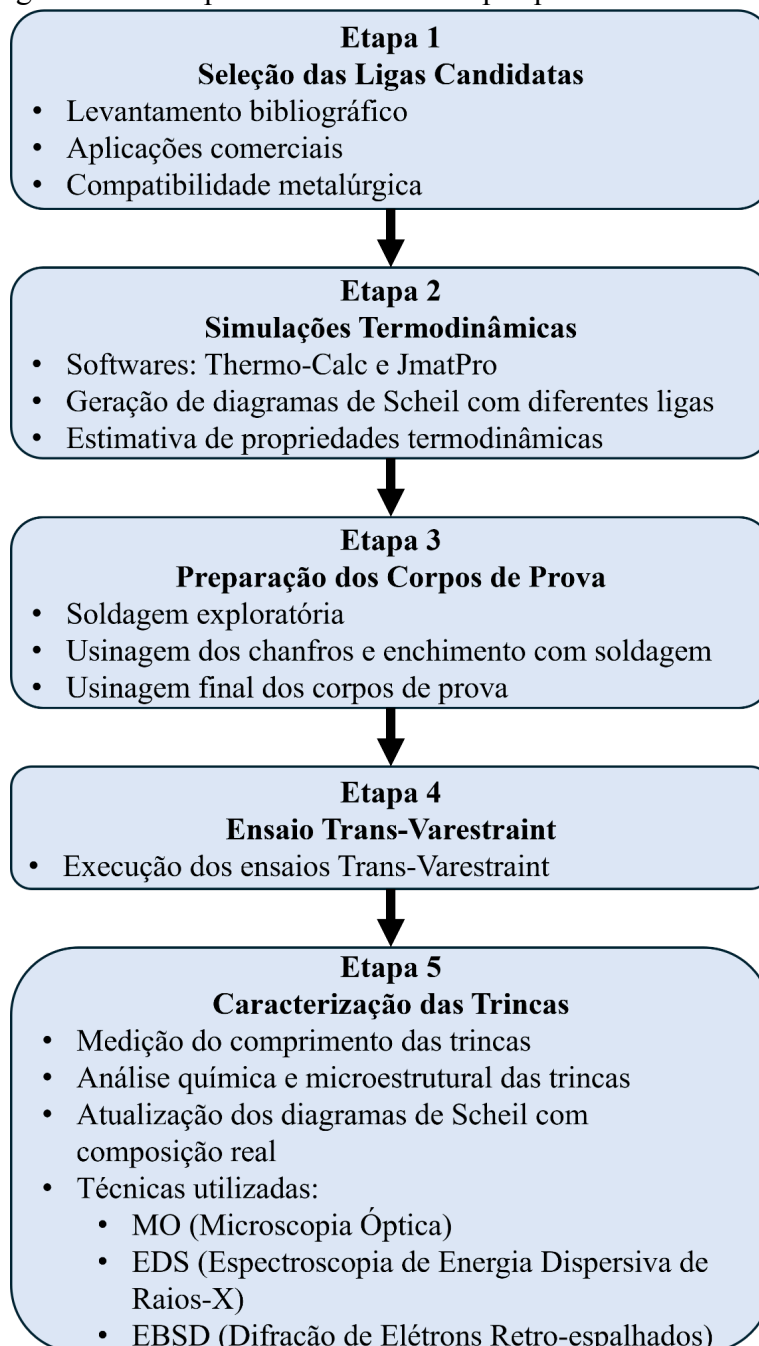
3.3 Metodologia

A metodologia empregada neste trabalho foi estruturada em cinco etapas, onde as principais atividades são apresentadas de forma simplificada no fluxograma da Figura 28. A seguir, apresenta-se um resumo descritivo de cada uma dessas etapas:

- Etapa 1 – Seleção das Ligas Candidatas: consistiu em uma pesquisa bibliográfica, visando identificar as aplicações tecnológicas da liga UNS C70600, o metal de adição comercialmente empregado na soldagem dessas tubulações e possíveis metais de adição com compatibilidade metalúrgica;
- Etapa 2 – Simulações Termodinâmicas: foram realizadas simulações computacionais visando avaliar o efeito da diluição entre as ligas sobre as faixas de solidificação e BTR, por meio da geração de diagramas de Scheil;
- Etapa 3 – Preparação dos Corpos de Prova: inclui a execução de soldagens exploratórias com simples deposição para análise preliminar de parâmetros, seguida da usinagem e enchimento dos chanfros e, por fim, da usinagem dos corpos de prova nas dimensões do ensaio Trans-Varestraint;
- Etapa 4 – Ensaio Trans-Varestraint: os ensaios foram realizados com três materiais diferentes, dois níveis de energia e cinco níveis de deformação, a fim de avaliar a suscetibilidade à trinca a quente em diferentes condições;
- Etapa 5 – Caracterização das Trincas: na etapa final, foram determinadas as métricas o MCL, TCL e MCD para a avaliação da suscetibilidade dos materiais quanto a trinca a quente. Em seguida, foram realizadas análises da

composição química e da microestrutura das ligas ensaiadas, com posterior atualização dos diagramas de Scheil com base nas novas composições obtidas.

Figura 28 – Fluxogramas das etapas desenvolvidas na pesquisa.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

3.3.1 Etapa 1 – seleção das ligas candidatas

Com base em uma extensa pesquisa bibliográfica, foram identificados os principais problemas associados à soldagem da liga UNS C70600, destacando-se suas aplicações tecnológicas e os desafios enfrentados nesse processo. Entre esses desafios, as trincas por solidificação ganham destaque devido a sua ocorrência quando há presença de impurezas, formando filmes líquidos ao final do processo de solidificação.

Dessa forma, justificou-se o desenvolvimento de um estudo sistematizado sobre os fenômenos geradores de trincas a quente nessas ligas, com ênfase na influência das faixas de composição de Cu, Ni e elementos de liga sobre a sua suscetibilidade. Buscou-se então a identificação de potenciais ligas que poderiam ser utilizadas como metal de adição na soldagem dessas ligas.

A primeira liga selecionada foi a AWS 5.7 ERCuNi, amplamente empregada na soldagem da liga UNS C70600. Sua especificação descreve os requisitos químicos, mecânicos e de ensaios, sendo composta tipicamente por 70% de Cu, 30% de Ni, além de pequenas quantidades de outros elementos, como ferro, manganês e silício, apresentados anteriormente na Tabela 6.

A segunda liga selecionada foi a AWS 5.14 ERNiCu-7, pertencente à classe das ligas Monel, nome comercial para um grupo de ligas de níquel-cobre que são conhecidas por sua resistência à corrosão, alta resistência e durabilidade. A liga em questão é denominada Monel 60, apresenta composição invertida em relação à AWS 5.7 ERCuNi – contendo 66-70% de Ni, 30-34% de Cu e teores maiores de elementos como ferro, manganês e silício (Tabela 7). Essa escolha permitiu investigar os efeitos da inversão de composição e da maior presença de elementos de liga, mantendo compatibilidade metalúrgica com a liga UNS C70600.

Além da análise dos metais de adição, o material do tubo UNS C70600 também foi analisado ao longo desse trabalho, com o intuito de identificar os efeitos gerados pela adição de Ni e demais elementos de liga em sua composição sobre a susceptibilidade à trinca a quente.

Para realização das simulações termodinâmicas foram selecionadas as ligas Inconel 625 (AWS A5.14 ERNiCrMo-3), Inconel 686 (AWS A5.14 ERNiCrMo-13), Hastelloy C-276 (AWS A5.14 ERNiCrMo-4) e Monel 67 (liga sem designação específica pela AWS, similar à AWS 5.14 ERNiCu-7, porém com adição de zinco), além das ligas previamente citadas. As composições químicas dessas ligas foram obtidas a partir de suas respectivas normas técnicas.

Foram simulados diferentes níveis de diluição visando avaliar o efeito da variação da composição química no estudo da solidificação a partir das curvas de Scheil. Tais ligas foram selecionadas por possuir compatibilidade metalúrgica com as ligas cuproníquel.

3.3.2 Etapa 2 – simulações termodinâmicas

Uma vez definidas as ligas de interesse, foram realizadas simulações termodinâmicas por meio dos softwares Thermo-Calc® e JMatPro®, para construção das curvas de solidificação baseadas no modelo de Scheil. Esse modelo considera difusão limitada no sólido e difusão total no líquido à frente da interface de solidificação, permitindo a previsão do comportamento microestrutural durante a solidificação. As simulações também possibilitaram a determinação de propriedades termodinâmicas relevantes, como condutividade térmica e calor específico, em função da composição química.

A partir das curvas de Scheil foi possível prever as fases formadas ao longo da sua solidificação, bem como suas temperaturas de formação, para diferentes composições químicas. Tais dados permitiram a estimativa das faixas de solidificação e BTR, fornecendo subsídios importantes para a seleção das ligas que seriam empregados na Etapa 3 do estudo, uma vez que mostraram indícios dos efeitos de composição química na formação de trincas a quente.

Adicionalmente, simulações complementares foram realizadas com as composições reais obtidas próxima a região de onde foram realizados os ensaios, utilizando as técnicas de EDS (*energy dispersive X-ray spectrometry*) e espectrometria.

3.3.3 Etapa 3 – preparação dos corpos de prova

Essa etapa consistiu na confecção de corpos de prova a serem utilizados nos ensaios Trans-Varestraint. Para a realização desse ensaio, os metais de adição (AWS 5.7 ERCuNi e AWS 5.14 ERNiCu-7) foram depositados em um canal usinado na chapa da liga UNS C70600 utilizando o processo de soldagem MIG/MAG, formando um reforço sobressalente. Em seguida, esse reforço foi usinado até que sua superfície ficasse nivelada com a superfície da peça, gerando uma chapa contínua adequada para o ensaio.

Como o preenchimento da calha requer a sobreposição de cordões, foi necessário selecionar uma condição de soldagem que garantisse a menor incidência de

defeitos/descontinuidades do tipo falta de fusão e porosidades na zona fundida, de forma a evitar interferência nos resultados dos ensaios.

Inicialmente, diante da escassez de dados na literatura que relatassem o comportamento dos materiais da pesquisa quando submetidos a processos de soldagem, foi realizado um estudo exploratório, onde diferentes parâmetros de soldagem como: tecimento, velocidade e corrente média de soldagem, foram explorados para identificar seus efeitos quanto a geometria e diluição nos cordões depositados.

O Quadro 5 apresenta a matriz de ensaios e os parâmetros de soldagem utilizados no estudo exploratório do processo de soldagem MIG/MAG convencional. Os parâmetros controlados durante a realização do estudo exploratório foram: corrente de pico (I_p), tempo de pico (t_p), corrente de base (I_b), tempo de base (t_b), velocidade de alimentação do metal de adição (V_a), corrente média (I_m), velocidade de soldagem (V_s), tensão de soldagem (U), energia de soldagem (E) e tecimento (Tec). Foram realizadas a simples deposição de 10 cordões de 110 mm, usando o eletrodo AWS A5.7 ER CuNi e metal base UNS C70600 (Figura 29), aplicando corrente pulsada. A nomenclatura adotada indica o parâmetro de soldagem variado e o nível de energia correspondente. O tecimento empregado foi triangular com amplitude de 2 mm.

Uma vez que o estudo foi realizado em uma mesa XYZ, o metal base foi obtido a partir do corte de segmentos de tubos da liga UNS C70600, que foram posteriormente planificados com o auxílio de uma prensa hidráulica manual.

Quadro 5 – Parâmetros de soldagem do processo MIG/MAG convencional.

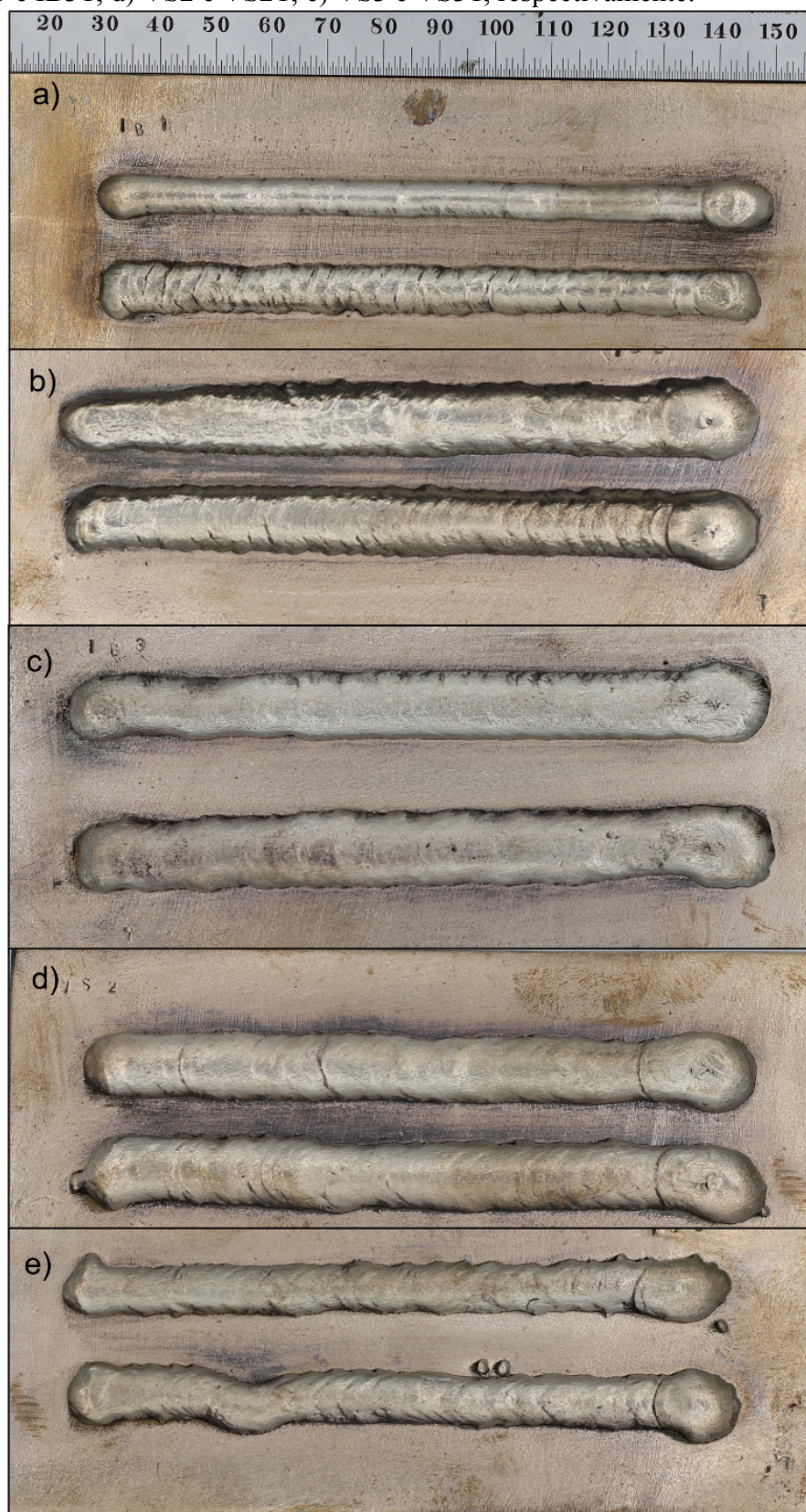
Amostras	Parâmetros									
	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	Va (m/min)	Im (A)	Vs (cm/min)	U (V)	E (kJ/mm)	Tec.
IB1	300	2,2	80	4,4	4,8	153,33	20	24,9	1,14	Não
IB2	300	2,2	150	4,4	6,1	200	20	27,3	1,63	Não
IB3	300	2,2	210	4,4	6,8	240	20	30,9	2,2	Não
VS2	300	2,2	150	4,4	6,2	200	16	28,3	2,1	Não
VS3	300	2,2	150	4,4	6	200	26	28,6	1,32	Não
IB1T	300	2,2	80	4,4	4,8	153,33	20	24,9	1,14	Sim
IB2T	300	2,2	150	4,4	6,1	200	20	27,3	1,63	Sim
IB3T	300	2,2	210	4,4	6,8	240	20	30,9	2,2	Sim
VS2T	300	2,2	150	4,4	6,2	200	16	28,3	2,1	Sim
VS3T	300	2,2	150	4,4	6	200	26	28,6	1,32	Sim

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O estudo exploratório foi utilizado para selecionar o parâmetro empregado na fabricação dos corpos de prova para o ensaio Trans-Varestraint. Dessa forma, como não se trata do objeto principal de estudo, não será realizada uma análise detalhada dos seus resultados no Capítulo 4 (Resultados e Discussões). Para seleção da melhor condição soldagem, além do aspecto superficial do cordão, o índice de convexidade (IC) foi o indicador primordial, uma vez que quanto menor o IC melhor será a sobreposição de cordões, pois evitará a ocorrência de pontos com falta de penetração.

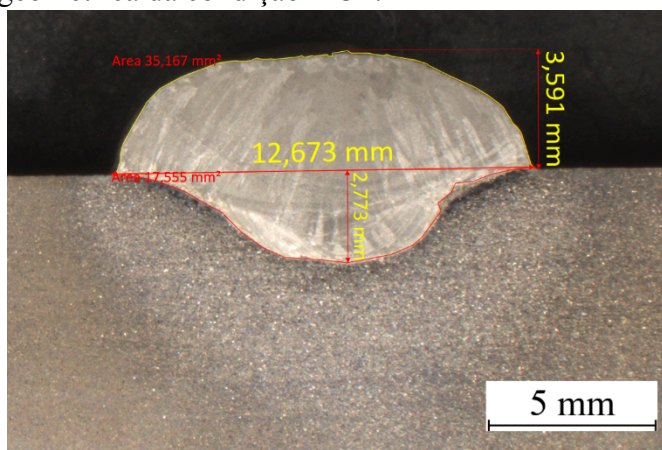
Para análise da geométrica dos cordões soldados (Figura 29) as amostras passaram por preparação metalográfica com lixamento nas granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, além do polimento com pasta de diamante de 3 μ m. Posteriormente, foi realizado o ataque químico com uma solução composta por 5 g de cloreto férrico dissolvidos em 96 ml de álcool etílico e 2 ml de ácido clorídrico por 10 s. Dessa forma, foram obtidas as geometrias das amostras do estudo exploratório conforme Figura 30, onde foram feitas medidas no início, no meio e fim do cordão para determinação de uma média para as condições.

Figura 29 – Simples deposição do estudo exploratório: a) IB1 e IB1T; b) IB2 e IB2T; c) IB3 e IB3T; d) VS2 e VS2T; e) VS3 e VS3T, respectivamente.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

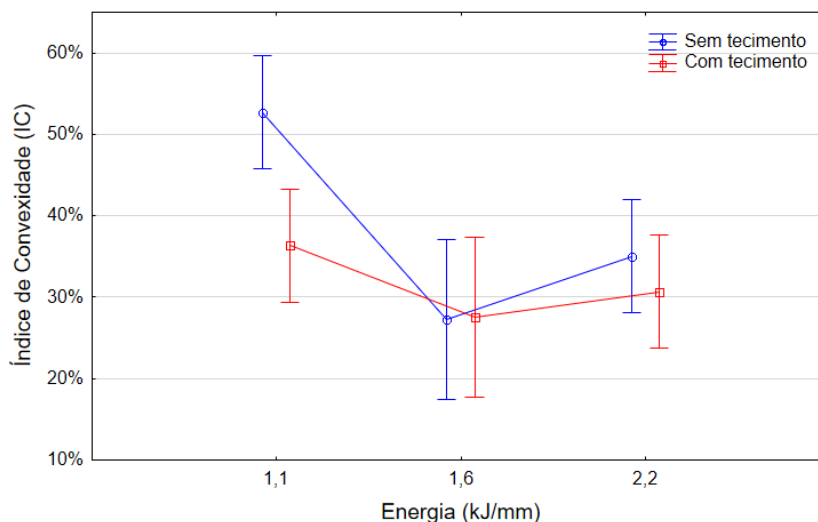
Figura 30 – Análise geométrica da condição IB3T.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na Figura 31 são apresentados os efeitos de energia de soldagem e tecimento sobre o IC, onde condições empregando maiores níveis de energia geraram menores índices de convexidade, enquanto o tecimento não mostrou relevância na faixa explorada. Aliando o baixo índice de convexidade e o aspecto superficial do cordão a condição selecionada foi a IB3T, que consiste em um parâmetro de alta energia com utilização de tecimento.

Figura 31 – IC para as condições sem e com tecimento e as energias de 1,1; 1,6 e 2,2 kJ/mm.

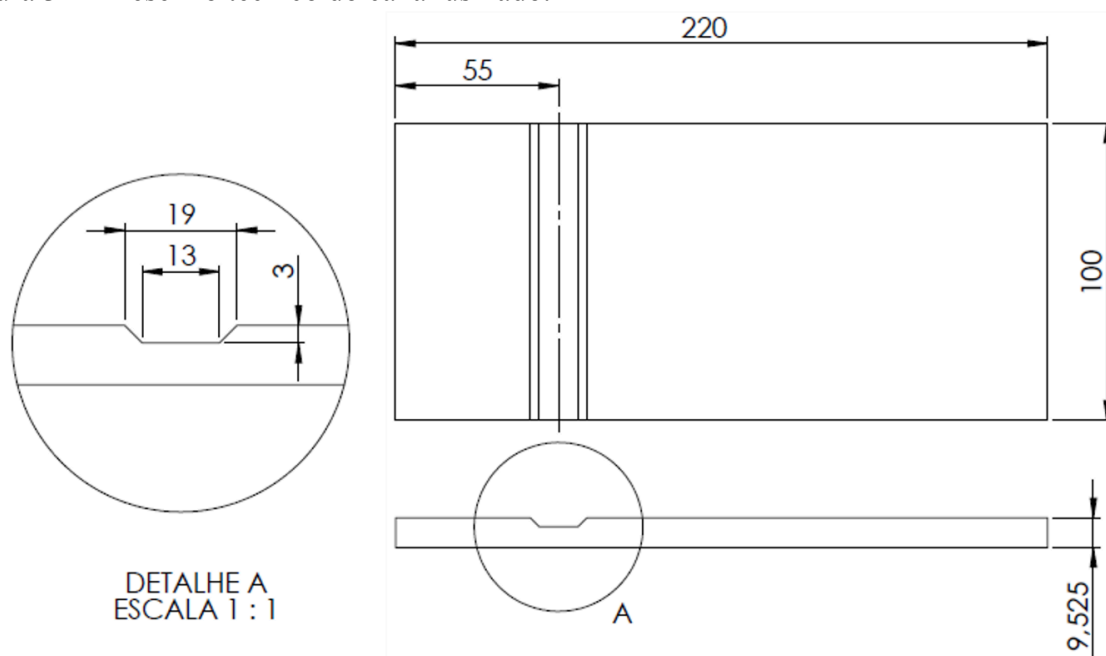


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para realização dos ensaios Trans-Varestraint foi empregada uma metodologia desenvolvida pelo corpo técnico do LPTS. O corpo de prova consiste inicialmente de um canal usinado em uma chapa de 220 x 100 mm com 9,525 mm de espessura, obtida a partir do

corte com serra fita circular e conformação plástica para aplainamento dos tubos UNS C70600, conforme Figura 32.

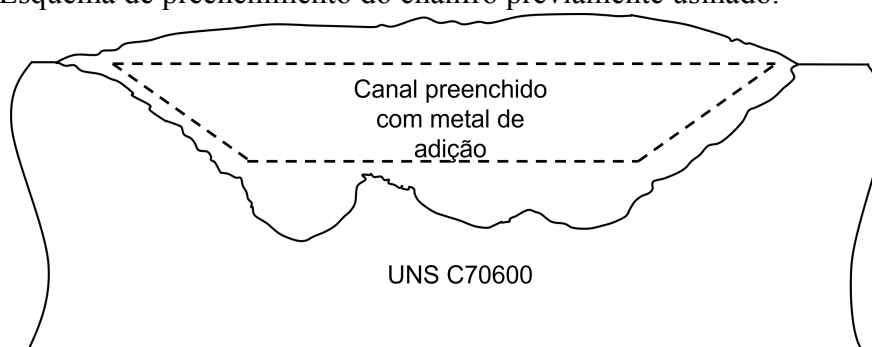
Figura 32 – Desenho técnico do canal usinado.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Com o parâmetro selecionado no estudo exploratório (IB3T), esse canal foi preenchido com a sobreposição de três cordões, como representado na Figura 33, gerando um reforço superior à superfície da chapa. Posteriormente, essa peça foi usinada com o auxílio do centro de usinagem, gerando uma superfície plana permitindo a realização do ensaio Trans-Varestraint como usualmente é realizado, utilizando-se um processo de soldagem sem deposição, ou seja, onde não há a necessidade de se preocupar com o possível reforço criado durante o ensaio.

Figura 33 – Esquema de preenchimento do chanfro previamente usinado.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Foram confeccionados corpos de prova com três composições distintas, onde a nomenclatura empregada ao longo do trabalho será apresentada para facilitar o entendimento dos resultados:

- Material base do canal UNS C70600, preenchido com AWS 5.7 ERCuNi. Esse material será chamado de ERCuNi 70/30 ao longo da continuação desse trabalho;
- Material base do canal UNS C70600, preenchido com AWS 5.14 ERNiCu-7. Esse material será chamado de Monel 60 ao longo da continuação desse trabalho;
- Material UNS C70600, usinado nas dimensões do corpo de prova final para realização do ensaio. Esse material será chamado de CuNi 90/10 ao longo da continuação desse trabalho.

3.3.4 Etapa 4 – ensaio trans-varestraint

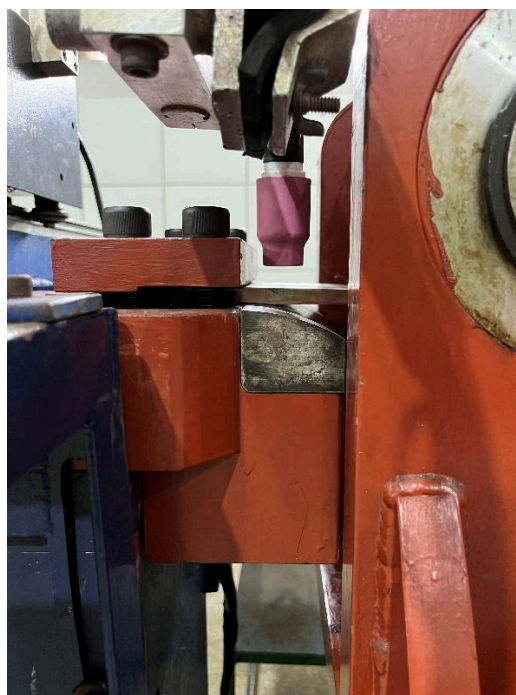
O ensaio Trans-Varestraint, como desenvolvido pelo LPTS seguindo as determinações das normas AWS B4.0:2007 e ISO/TR 17641-3:2005(E), consiste na fixação do corpo de prova em uma das suas extremidades no equipamento por meio de um suporte, como representado na Figura 34 e esquematizado na Figura 35. A tocha do processo TIG autógeno, movimentada com o auxílio de um tartilope, foi posicionada ao centro do canal, agora preenchido e usinado para formação de uma superfície plana, com uma distância de 55 ou 65 mm da extremidade fixa da peça. A distância da tocha para a extremidade fixada da peça é dependente do nível de deformação que será aplicado, conforme será apresentado posteriormente. Em seguida, inicia-se a soldagem, onde a uma distância predefinida é aplicada uma carga, por meio de um cilindro hidráulico e um acumulador. A distância onde deve ser aplicada a carga não é estabelecida em definitivo pela norma, a mesma afirma que a aplicação deve ser realizada quando a soldagem ultrapassar o ponto médio da peça. Dessa forma, nesse estudo foi estabelecido que a aplicação da carga seria realizada 60 mm após o início da soldagem, continuando o processo de soldagem pelos 40 mm restantes.

O nível de deformação aplicado a peça será dependente do raio de curvatura do cutelo, componente da máquina substituído de forma manual. Quanto maior o raio de curvatura do cutelo menor é a deformação aplicada sobre a peça.

Após a deformação, o corpo de prova adquiriu a curvatura do cutelo, sendo essa curvatura dependente do nível de deformação desejado. Conforme estabelecido pelas normas

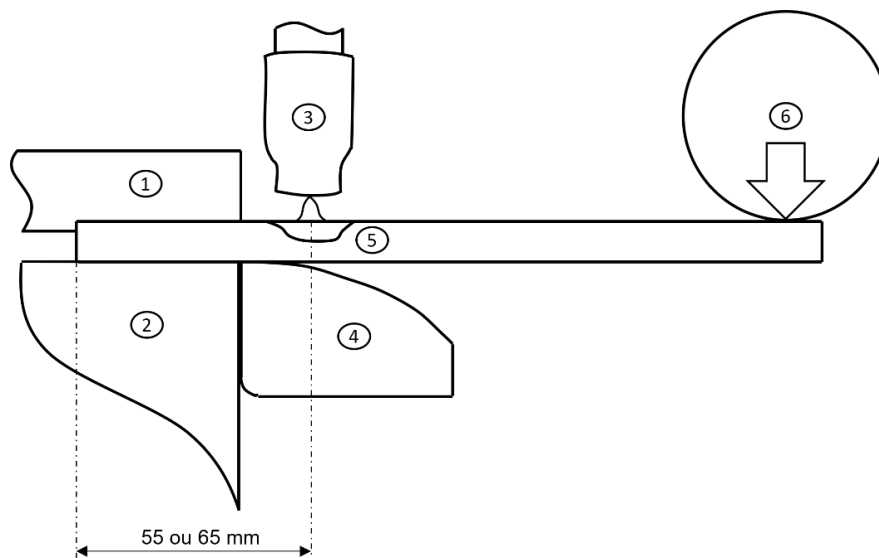
que regem o ensaio, foram aguardados 10 minutos para retirar a carga que agia sobre a peça, no entanto, a mesma apresentou uma pequena recuperação, resposta natural para a deformação plástica sofrida, mas que não irá influenciar nos resultados obtidos.

Figura 34 – Exemplificação de uma amostra posicionada para realização do ensaio Trans-Varestraint.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 35 – Esquemático do ensaio Trans-Varestraint: 1 – Fixador da peça; 2 – Base de apoio da peça; 3 – Tocha de soldagem TIG; 4 – Cutelo; 5 – Corpo de prova do ensaio Trans-Varestraint; 6 – Haste de aplicação de carga, associada ao cilindro hidráulico.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A distância entre a posição da tocha e a extremidade fixa da peça é definida com base no raio de curvatura do cutelo. Para menores deformações de 1%, 2%, 4% e 6% é aplicada uma distância de 55 mm, enquanto para deformações de 8% é utilizada 65 mm. Devido o raio de curvatura do cutelo ser muito pequeno na deformação de 8%, é necessário um maior apoio para a base da peça, evitando que a mesma se afaste do cutelo quando realizado o ensaio. Dessa forma, as peças submetidas a deformação de 8% também tiveram seu canal usinado a uma distância de 65 mm da superfície fixa da peça.

Na realização dos ensaios Trans-Varestraint foram analisados três materiais diferentes, o ERNi 70/30, o Monel 60 e o CuNi 90/10. Outro efeito estudado foi o nível de energia de realização do ensaio: 1,09 e 0,74 kJ/mm. Além do material e energia, outro parâmetro analisado foi a deformação, onde foram empregados 5 níveis de deformação: 1, 2, 4, 6 e 8 %, conforme a matriz de ensaios apresentada no Quadro 6. Para minimizar a quantidade de ensaios, com a liga CuNi 90/10 o ensaio foi realizado apenas no nível de energia mais alto.

Dessa forma, totalizado 25 condições de ensaios, que para efeito estatístico foram realizados em duplicata, o que resulta em 50 ensaios. O Quadro 6 apresenta a nomenclatura bem como as condições de cada ensaio. A sequência de letras e números representa, respectivamente: o material, o nível de deformação, o nível de energia e, por fim, a repetição da amostra. Este último identificador, por se tratar apenas de um controle estatístico, não foi apresentado.

Quadro 6 – Matriz de ensaio Trans-Varestraint.

Amostra	Material	Deformação (%)	Energia (kJ/mm)
A1A	ERCuNi 70/30	1	1,09
A2A		2	
A4A		4	
A6A		6	
A8A		8	
A1B	ERCuNi 70/30	1	0,74
A2B		2	
A4B		4	
A6B		6	
A8B		8	
B1A	Monel 60	1	1,09
B2A		2	
B4A		4	
B6A		6	
B8A		8	
B1B	Monel 60	1	0,74
B2B		2	
B4B		4	
B6B		6	
B8B		8	
C1A	CuNi 90/10	1	1,09
C2A		2	
C4A		4	
C6A		6	
C8A		8	

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Durante o ensaio Trans-Varestraint é necessário garantir que o cordão do processo de soldagem TIG autógeno não tenha penetração suficiente para atravessar todo o canal preenchido. Esse efeito iria gerar uma nova diluição e conseqüentemente, mudanças de composição química entre cada amostra ensaiada. Como as trincas de solidificação são muito

dependentes da presença de elementos de liga no material para formações de zonas com baixo ponto de fusão, esse fenômeno precisava ser evitado.

Dessa forma, para seleção dos níveis de energia empregados no processo de soldagem do ensaio Trans-Varestraint, foi realizado um estudo exploratório do processo TIG autógeno nas ligas cuproníquel, onde o principal parâmetro analisado foi o nível de penetração.

O Quadro 7 apresenta a matriz de ensaios e os parâmetros de soldagem utilizados no estudo exploratório do processo de soldagem TIG autógeno. Os parâmetros controlados foram: corrente de soldagem (I), tensão de soldagem (U), velocidade de soldagem (Vs), distância bico de contato peça (DBP) e energia (E). Foram realizadas a soldagem de 5 cordões de 100 mm usando o eletrodo tungstênico puro com diâmetro de 1/8” pol, gás de proteção argônio puro com vazão de 15 L/min, no metal base UNS C70600 aplicando corrente contínua. Para movimentação da tocha foi empregado um tartilope.

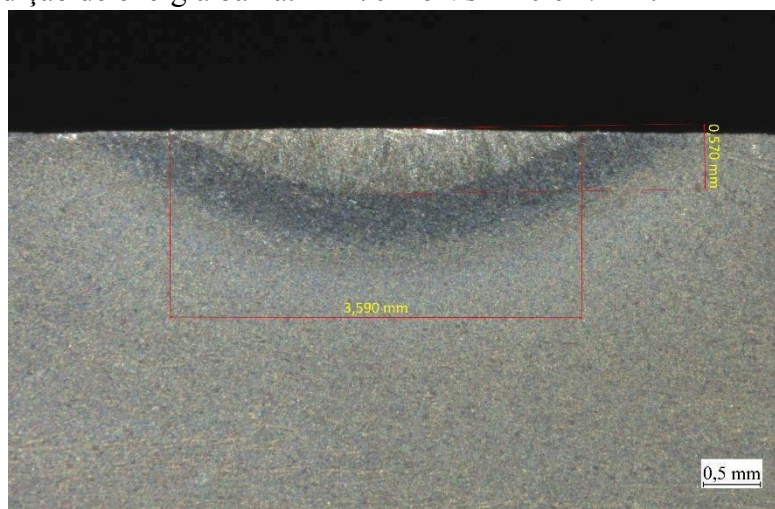
Quadro 7 – Matriz de ensaios exploratório TIG.

	I (A)	U (V)	Vs (cm/min)	DBP (mm)	E (kJ/mm)
1	170	14,5	20	5	0,74
2	220	14,5	20	5	0,95
3	250	14,5	20	5	1,09
4	300	14,5	20	5	1,30
5	350	14,5	20	5	1,52

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para análise da geométrica dos cordões soldados foi realizada a preparação metalográfica que consistiu: lixamento com as granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh; polimento do com pasta de diamante de 3 μ m e ataque químico com uma solução composta por 5 g de cloreto férrico dissolvidos em 96 ml de álcool etílico e 2 ml de ácido clorídrico por 10 s. Na Figura 36 é apresentada a macrografia da condição 1, utilizada como a condição de mais baixa energia para realização dos ensaios Trans-Varestraint. A condição 3 foi empregada na condição de alta energia.

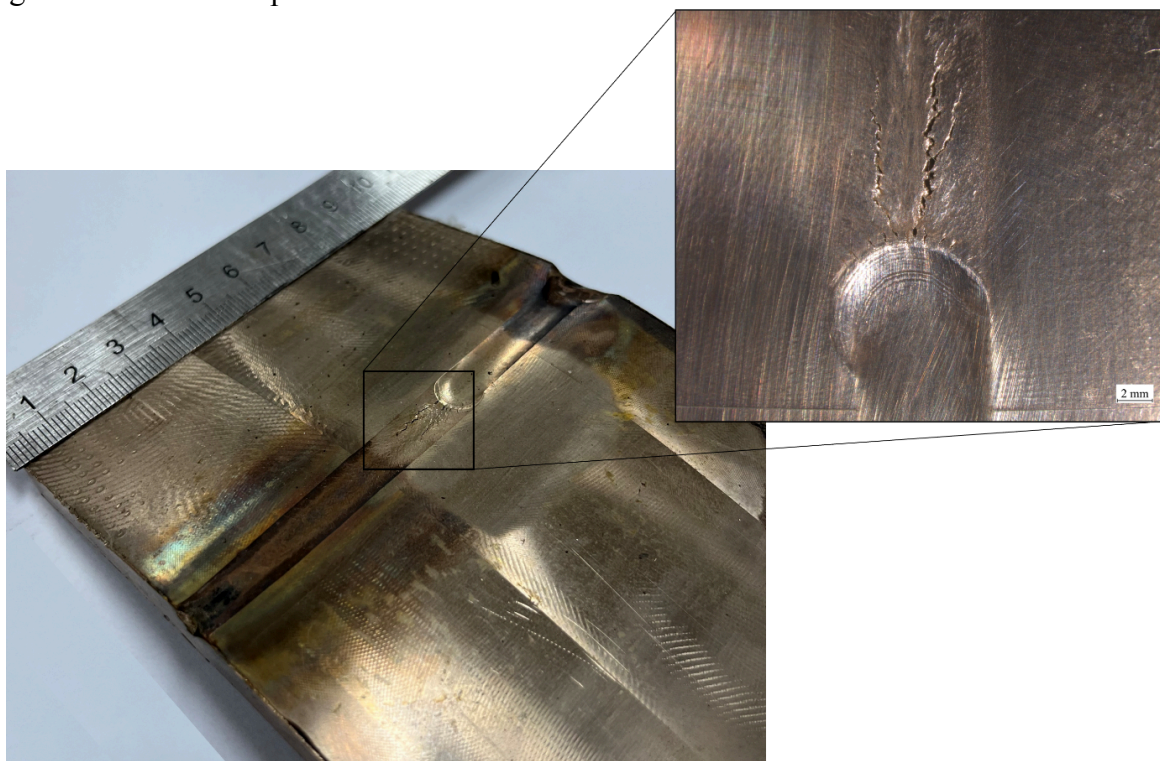
Figura 36 – Condição de energia baixa: $I=170\text{A}$ e $V_s = 20\text{ cm/min}$.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Por fim, foram realizados os ensaios Trans-Varestraint, a partir dos quais foram obtidos os corpos de prova com o aspecto apresentado na Figura 37. A etapa subsequente consiste na avaliação das trincas geradas, com a determinação dos parâmetros de comprimento de trinca, bem como a avaliação metalúrgica dos fenômenos associados à sua formação.

Figura 37 – Amostra após o ensaio Trans-Varestraint.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

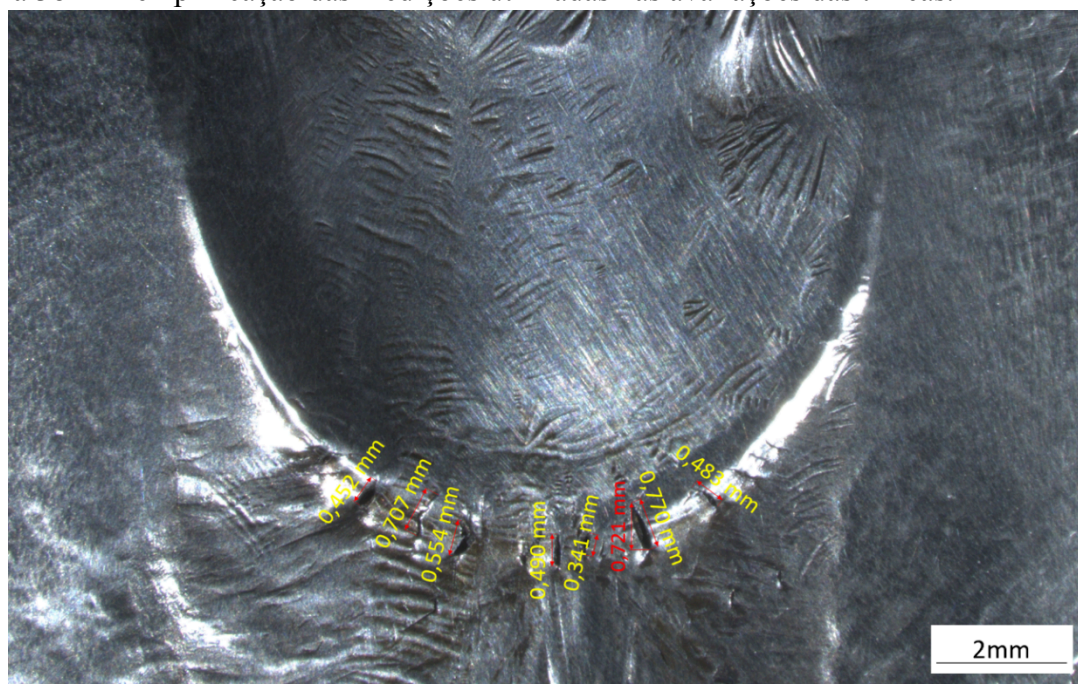
3.3.5 Etapa 5 – caracterização das trincas

A metodologia empregada na medição das trincas é a mesma empregada no trabalho de Statharas *et al.*, (2019b) e Santos *et al.*, (2021). Para identificação da liga mais susceptível a trincas a quente algumas observações e medições são realizadas nas trincas obtidas com o ensaio Trans-Varestraint. As medidas a serem consideradas na análise das trincas são o MCL (máximo comprimento de trinca), que corresponde ao maior comprimento individual de trinca; o TCL (comprimento total das trincas), que é o somatório de todos os comprimentos de trinca obtidos no ensaio; e o MCD (maior comprimento de trinca na direção de soldagem), que representa a trinca com maior extensão ao longo da direção de soldagem.

Seguindo as boas práticas adotadas pelos autores referenciados, a medição das trincas foi realizada utilizando uma magnificação de no mínimo 40x, onde para isso foi utilizado um estereoscópio ZEISS SteREO Discovery V20. Para remoção da camada de óxido e a carbonização superficial gerada na soldagem do ensaio foi realizado um polimento na região da trinca, visando facilitar a identificação do início e fim das trincas, empregando uma pasta de polimento de 3 μ m, aplicada com uma microrretífica equipada com uma ponta de feltro.

O software utilizado para medição das trincas foi o Zen Core v2.7 do próprio fabricante do estereoscópio. Para a medição do MCD foi traçada uma linha vertical na direção de soldagem, formando um triângulo retângulo com a trinca, sendo esta a hipotenusa, o valor do MCD corresponde ao cateto projetado na direção de soldagem. Esse procedimento foi aplicado à maioria das trincas para confirmar qual representa o maior valor de MCD. Apenas o maior MCD foi contabilizado nas análises estatísticas.

Figura 38 – Exemplificação das medições utilizadas nas avaliações das trincas.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para realização das análises estatísticas foi utilizado o software Statistica v.12 ®, onde foi realizada uma análise de variância (ANOVA) para identificação dos fatores que apresentavam influência real sobre o fenômeno de trincas a quente nos materiais estudados. Tal análise estatística foi selecionada por se tratar de um experimento com várias variáveis, onde visa-se identificar o efeito de cada uma.

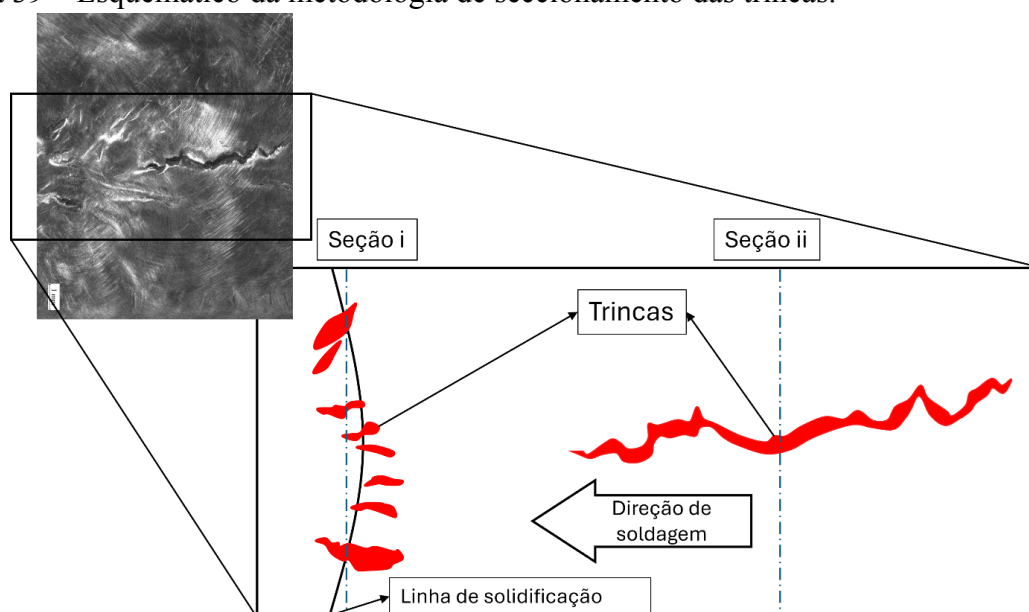
Com a utilização dessa técnica é possível identificar se os fatores analisados ou a combinação deles: energia, material e deformação; apresentaram influência real sobre o comprimento das trincas formadas. Para determinação de qual fator exerce influência sobre os resultados é utilizado o valor “p”, intervalo de confiança, que indica o quanto os resultados contradizem a hipótese formulada. Como a hipótese admitida é que o fator não tem influência, quanto menor o valor de p, mais essa hipótese está sendo negada e, consequentemente, mais o fator apresenta influência sobre o resultado. O intervalo de confiança adotado para esse trabalho foi de 5 % como valor limite para p.

Para realização das análises metalúrgicas foram selecionados alguns corpos de prova e suas trincas foram seccionadas na direção transversal. Essas amostras passaram por preparação metalográfica para investigação das suas zonas fundidas, focando nos mecanismos de geração de trincas, onde foram aplicadas as técnicas de microscopia EDS e EBSD.

Em algumas amostras, as trincas geradas pelo ensaio Trans-Varestraint se apresentaram em duas regiões distintas. Algumas trincas se formaram próximo a linha de

solidificação e outras em regiões mais afastadas. Além dessa condição, também foi evidenciada a presença de trincas com comprimentos superiores aos esperados para trincas de solidificação. Dessa forma, para melhor avaliação, as amostras que apresentaram essa condição foram seccionadas em duas regiões (Figura 39), visando identificar o mecanismo predominante na propagação das trincas. Os cortes que ocorreram na linha de solidificação foram denominados como “i”, enquanto os mais afastados foram denominados como “ii”.

Figura 39 – Esquemático da metodologia de seccionamento das trincas.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para realização das técnicas de microscopia EDS e EBSD, as amostras passaram por uma preparação cristalográfica composta por corte utilizado a policorte Arotec Arocor 80, em seguida foram embutidas a quente com a embutidora EFD 30. Após essa etapa, as amostras foram lixadas com as granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600, 1200, 2500 e 5000 mesh; polidas com o auxílio da politriz Struers LaboPol-25 com as pastas de diamante 6, 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm . Por fim, com o objetivo de eliminar qualquer deformação plástica gerada no lixamento, as amostras foram polidas com sílica coloidal de 0,06 μm , em uma politriz semiautomática Minimet 1000 Grinder Polisher – Buehler, por um tempo de 10 h, empregando uma carga de 2 N e velocidade de rotação de 10 rpm.

Utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 250 e aplicando a técnica EDS foi possível determinar a composição química da zona fundida, bem como, as concentrações de elementos de liga em regiões próximas das trincas, visando investigar a formação de fases intermetálicas deletérias, que favorecem o surgimento e

propagação de trincas. Outra técnica empregada foi a de EBSD, onde é possível identificar as fases intermetálicas formadas e a orientação dos grãos. Dessa forma, é possível identificar a direção das trincas, bem como sua orientação preferencial.

É importante ressaltar que os recursos envolvidos na pesquisa foram disponibilizados pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) devido a projetos realizados em parceria com a Petrobras.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos com a pesquisa, bem como suas respectivas discussões. Inicialmente foram apresentadas as macroscopias das amostras que passaram pelo ensaio Transvarestraint. Posteriormente, foi apresentada a análise estatística das medições das trincas, seguindo a metodologia proposta por Statharas *et al.*, (2019b) e Santos *et al.*, (2021). Em seguida, é feita a análise dos estudos de simulação termodinâmica utilizando o Thermocalc® e o JMatPro®, sendo feitas com as composições reais obtidas após a soldagem e com ligas selecionadas em diferentes diluições com a liga CuNi 90/10 para verificar a compatibilidade metalúrgica, em termos de trincas a quente. Por fim, foi realizada uma investigação metalúrgica de algumas trincas selecionadas com o auxílio do MEV, utilizando técnicas como o EDS e o EBSD.

4.1 Ensaios trans-varestraint

Foram realizados 50 ensaios, todos os previstos na matriz de ensaios Trans-Varestraint no Quadro 6 do capítulo Materiais e Métodos. Os resultados, bem como, as discussões são apresentadas a seguir. Em todos os materiais (ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10) foram evidenciadas trincas a partir da deformação de 1%, com exceção de algumas repetições com o ERCuNi 70/30 e CuNi 90/10 nessa deformação. No entanto, devido a essa ocorrência de trincas mesmo em deformações de 1% evidencia-se que o valor mínimo de deformação para ocorrência de trincas nesses materiais está entre zero e 1%, não sendo possível identificar devido a não utilização de deformações menores.

Da Figura 40 a Figura 44 são apresentados os corpos de prova com as trincas formadas após o ensaio Trans-Varestraint. Algumas dessas trincas são destacadas por setas vermelhas para melhor identificação. As Figura 40 e Figura 41 apresentam as amostras do material ERCuNi 70/30 ensaiadas nas deformações de 1, 2, 4, 6 e 8%, com energia de 1,09 e 0,74 kJ/mm, respectivamente. À medida que são aplicadas maiores deformações nesses materiais ocorre o aumento do comprimento e da quantidade de trincas, principalmente próximo a região da linha de solidificação onde foi realizado o ensaio, região característica das trincas de solidificação.

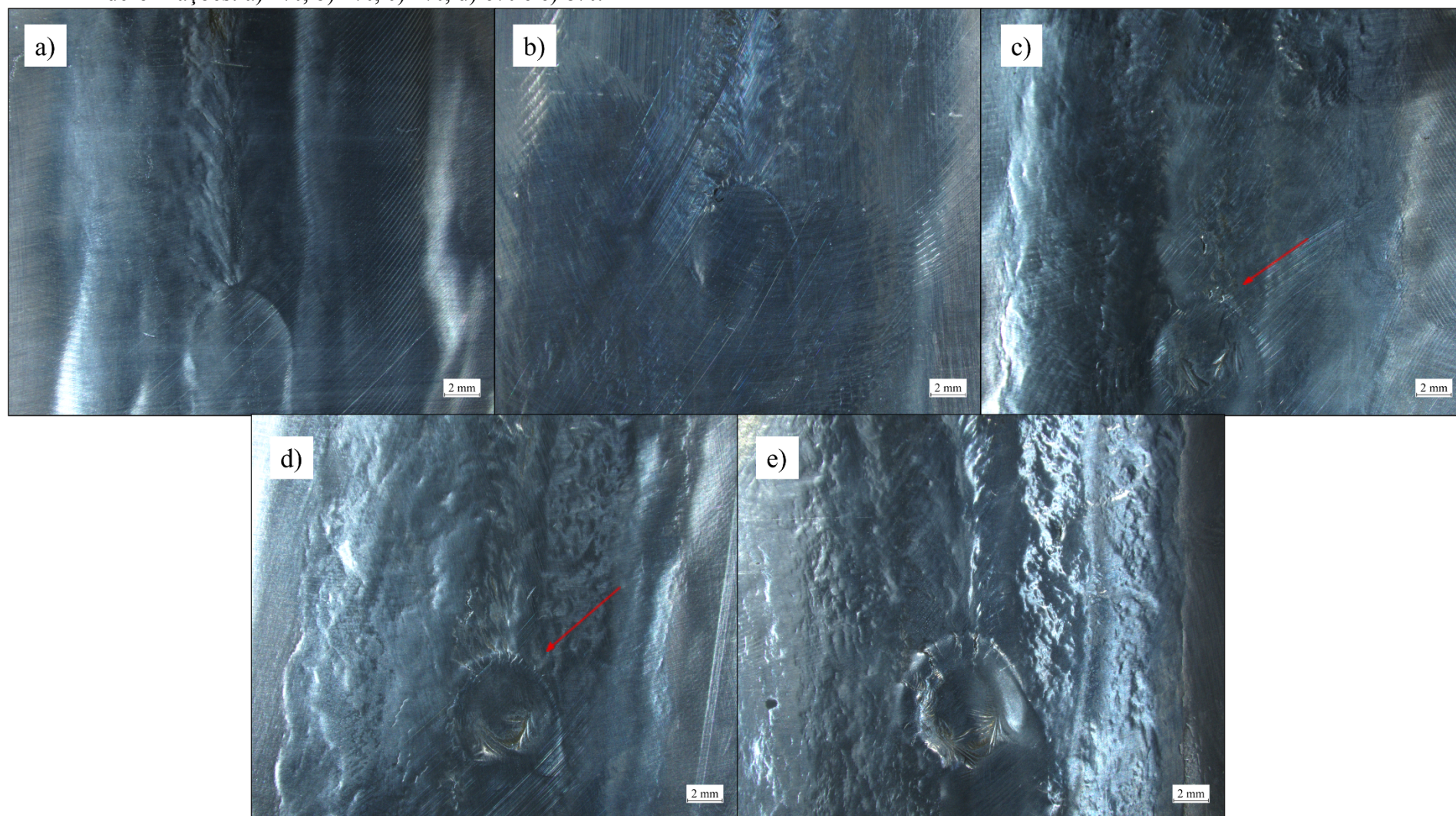
Nas Figura 42 e Figura 43 são apresentados os resultados para o material Monel 60 quando ensaiado em alta e baixa energia, respectivamente. Foi evidenciado o aumento do comprimento das trincas a medida são aplicadas maiores deformações, além disso,

apresentaram um maior comprimento quando comparadas as do material ERNi 70/30 nas mesmas deformações. Outro fator interessante, foi o surgimento de trincas mais afastadas da linha de solidificação, o que não é característica de trincas por solidificação, exigindo assim uma maior investigação.

A Figura 44 apresenta os corpos de prova ensaiados do material CuNi 90/10, no nível de energia de 1,09 kJ/mm. Observam-se maiores comprimentos das trincas quando comparado com os demais materiais para as mesmas deformações. Além disso, da mesma forma como foi evidenciado para o Monel 60, existe a presença de trincas localizadas em pontos mais afastados da linha de solidificação, o que exige maior investigação.

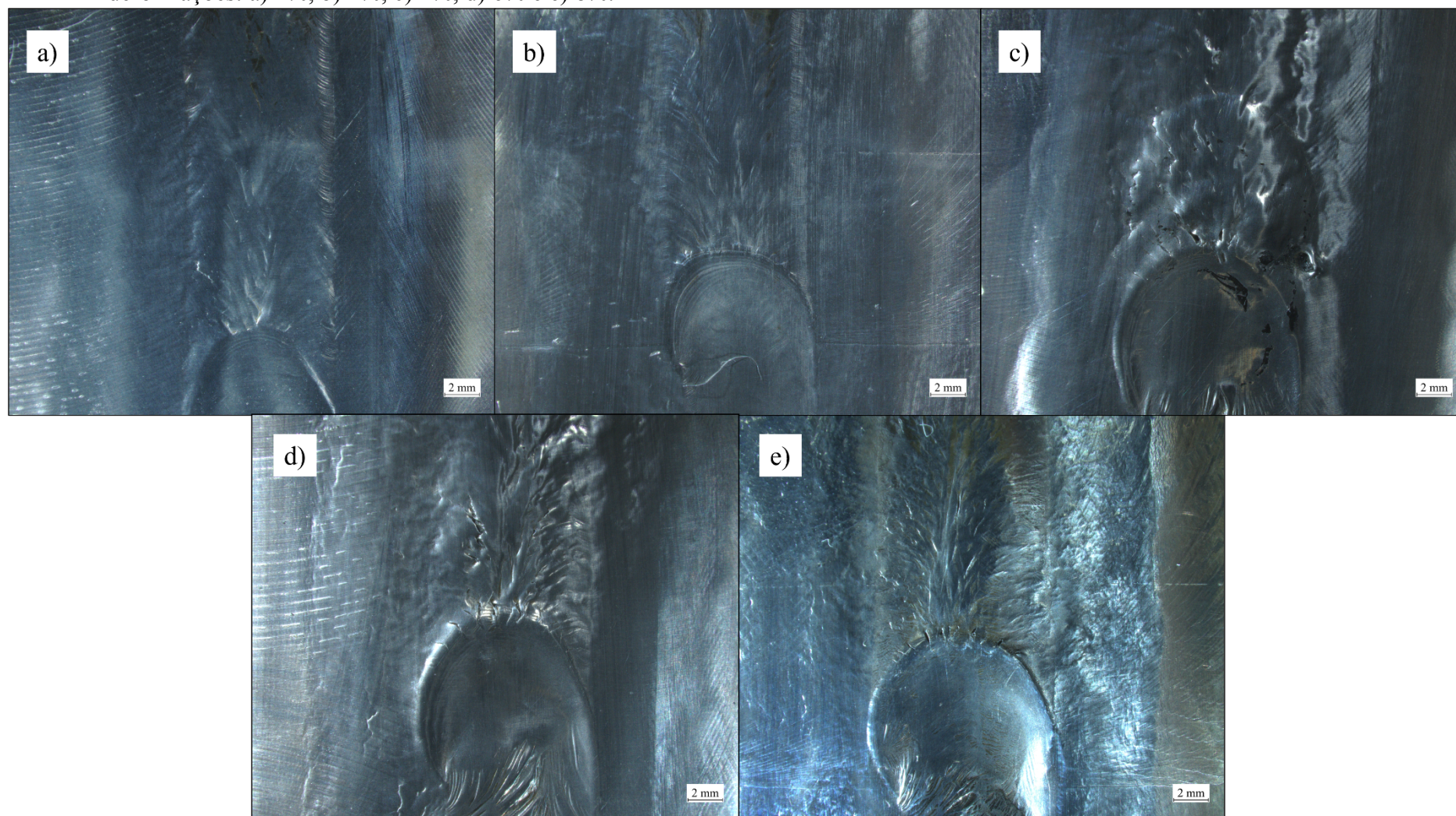
Os valores medidos de MCL, TCL e MCD das trincas, aplicados nas análises estatísticas, utilizadas para confirmar ou negar essas conjecturas estão nos Apêndices A, B e C. Essas análises são apresentadas na sessão seguinte do estudo, onde foi aplicada uma análise de variância (ANOVA) desses resultados.

Figura 40 – Trincas formadas no ensaio Tran-Varenstraint da liga ERCuNi 70/30 soldada com energia de 0,74 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.



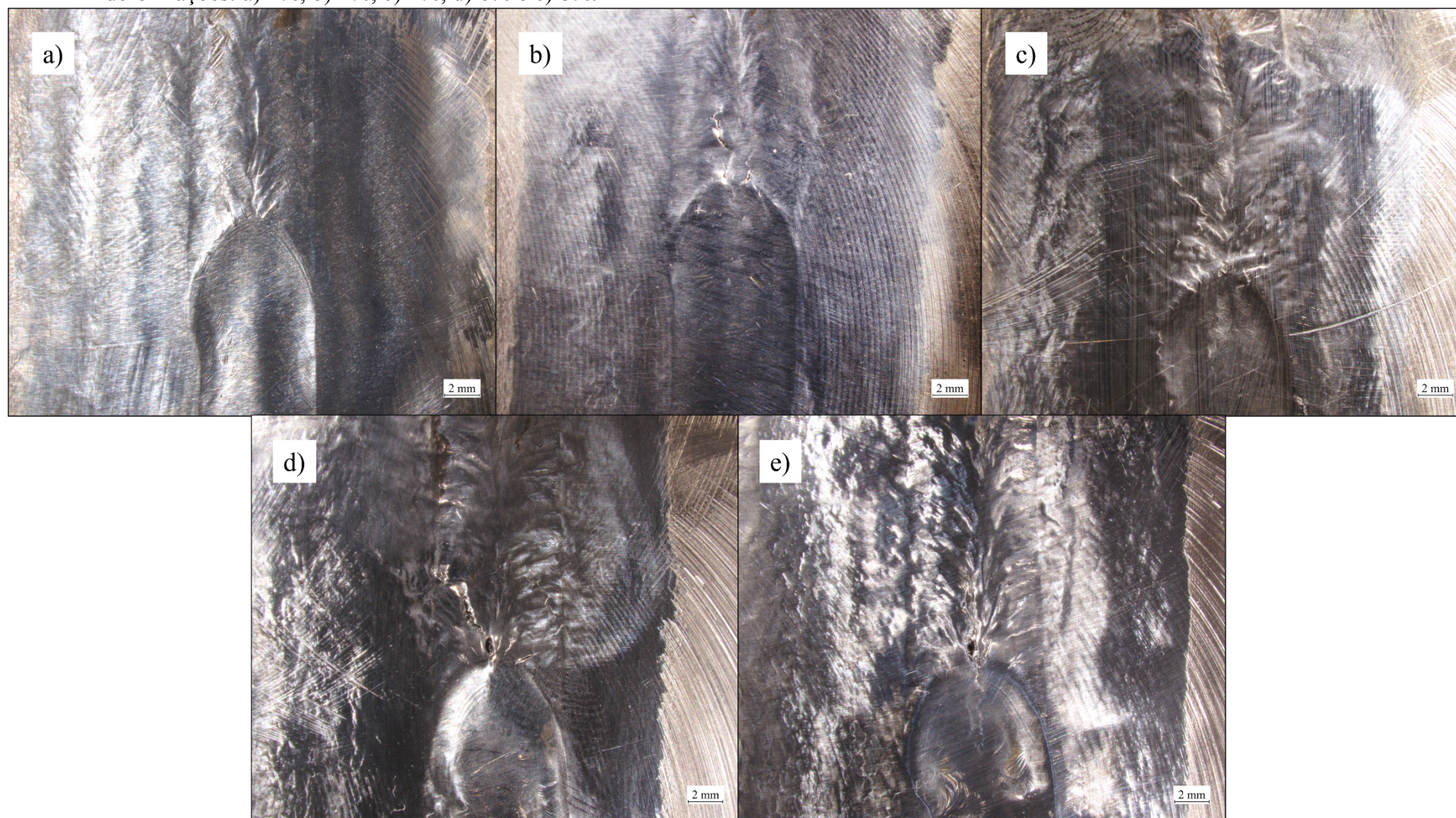
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 41– Trincas formadas no ensaio Tran-Varenstraint da liga ERCuNi 70/30 soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.



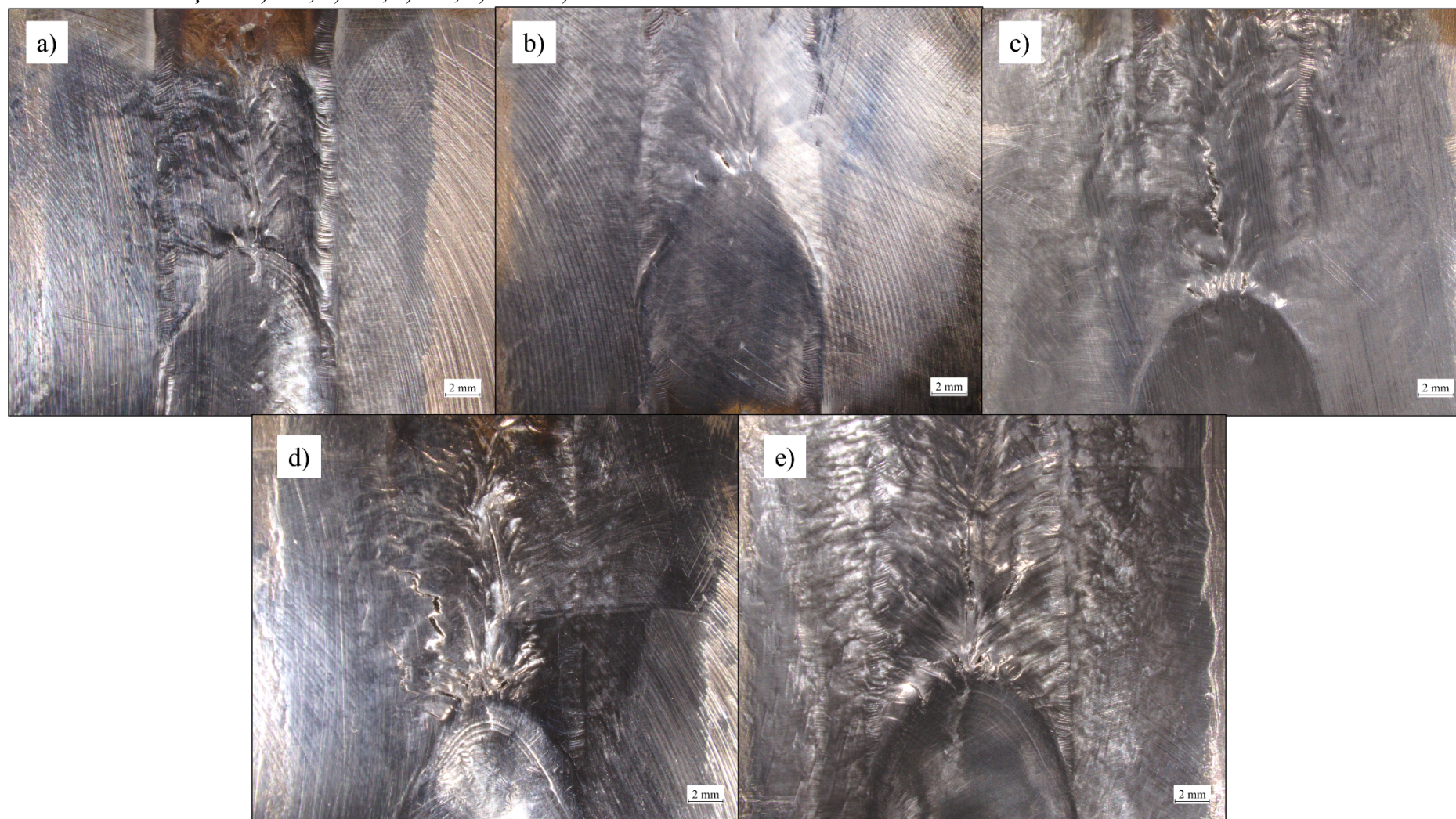
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 42 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga Monel 60 soldada com energia de 0,74 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 43 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga Monel 60 soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 44 – Trincas formadas no ensaio Trans-Varenstraint da liga CuNi 90/10 soldada com energia de 1,09 kJ/mm, nas deformações: a) 1%, b) 2%, c) 4%, d) 6% e e) 8%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

4.2 Análise estatística dos ensaios transvarestraint

Para identificação dos fatores que realmente influenciam na formação de trincas a quente, permitindo um melhor entendimento das variáveis estudadas, foi realizada uma análise de variância (ANOVA) com os resultados das medições utilizando o software Statistica v.12[®]. Tal análise estatística foi selecionada por se tratar de um experimento com várias variáveis, onde visa-se identificar o efeito de cada uma, individualmente ou de forma combinada.

Com a utilização dessa técnica foi possível identificar se os fatores analisados ou a combinação deles: energia, material e deformação; apresentaram influência real sobre o comprimento das trincas formadas (MCL, TCL e MCD). Para determinação de qual fator exerce influência sobre os resultados foi utilizado o valor “p”, intervalo de confiança, que indica o quanto o resultado contradiz a hipótese formulada. Como a hipótese admitida é que o fator não tem influência, quanto menor o valor de p, mais essa hipótese está sendo negada e, conseqüentemente, mais o fator apresenta influência sobre o resultado. O intervalo de confiança adotado para esse trabalho foi de 5 % como valor limite para p, dessa forma, afirmamos estatisticamente que o resultado obtido tem mais de 95 % de confiança que a resposta é verdadeira. As construções dos gráficos de efeito foram realizadas no próprio Statistica v.12[®].

Outra análise empregada segue o modelo proposto por Senda *et al.*, (1971), onde foram utilizados os resultados médios de MCD para cada material na construção das curvas tempo de desenvolvimento das trincas (t) e deformação (ϵ). Tais resultados foram utilizados no cálculo da critical strain speed (CSS). A construção dos gráficos foi realizada utilizando o software Microsoft Excel[®].

4.2.1 Resultados da liga ER CuNi 70/30

A seguir são apresentados os resultados obtidos para os corpos de prova produzidos a partir do enchimento do chanfro do tubo da liga UNS C70600 com o ER CuNi 70/30.

O Quadro 8 indica o intervalo de confiança para as medidas das trincas efetuadas com base no fator em análise, onde os valores em vermelho indicam os fatores que apresentaram intervalo de confiança superior a 95%, representando uma variável de influência real sobre as respostas. Pode ser evidenciado que quando analisado individualmente, a energia não apresentou influência sobre os resultados, uma vez que todas as medidas de trinca (MCL,

TCL e MCD) apresentaram intervalo de confiança inferior a 95% entre os dois níveis. Nas Figura 45 a Figura 47 são apresentados os efeitos de energia e deformação sobre as medições de comprimento de trinca, onde para os níveis de energia avaliados seu efeito é nulo sobre os comprimentos de trinca.

No entanto, sabe-se que um maior nível de energia irá promover um maior aquecimento a peça, consequentemente, uma menor taxa de resfriamento. Isso faz com que o material tenha a tendência de formação de maiores comprimentos de trinca, uma vez que passará mais tempo na temperatura de fragilização das trincas (BTR). Foi atribuído a estreita faixa de avaliação da energia (1,09 e 0,74 kJ/mm) a ausência de efeito do fator, uma vez que a falta de intensidade combinada com outros fatores não foram suficientes para provocar efeito significativos sobre as trincas por solidificação.

O mesmo resultado foi encontrado por Santos (2020), que quando realizou um estudo soldando C276 e Inconel 625 em ASTM 1020 e 1045 também não obteve efeito da energia sobre o comprimento das trincas no nível estudado. Apesar de a metodologia empregada na realização dos ensaios diferirem, uma vez que em seu trabalho foram preenchidos canais durante o teste, efeitos como a taxa de resfriamento e o aumento da pressão do arco devido a forças eletromagnéticas eram esperados. Uma maior pressão de arco favorece a convecção da poça, alterando o coeficiente convectivo e, consequentemente, a taxa de resfriamento durante a solidificação.

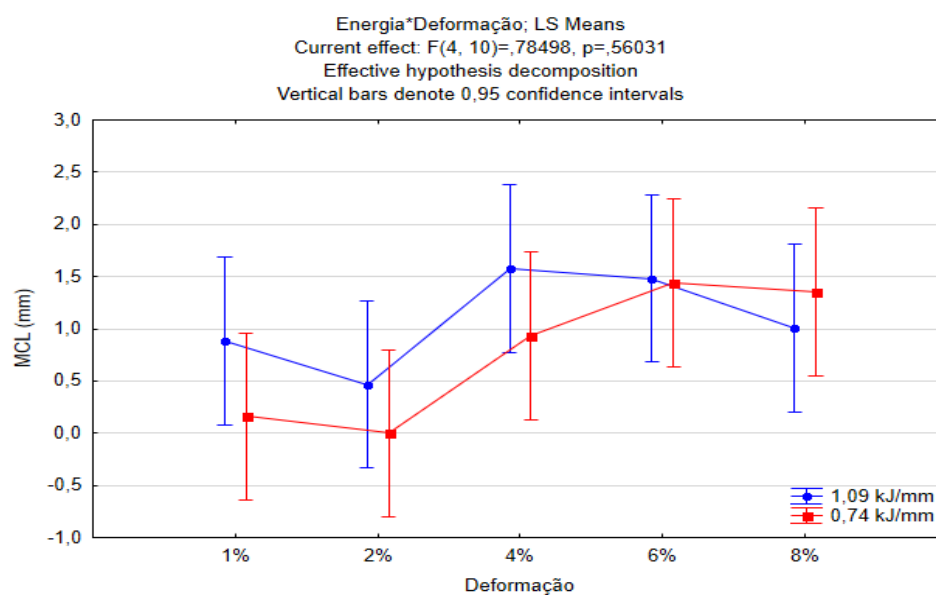
Em contrapartida à energia de soldagem, observou-se um aumento dos valores de MCL, TCL e MCD comparando os diferentes níveis de deformação de 1% a 8%. A deformação apresentou uma confiabilidade superior a 95% podendo ser atribuído ao aumento do comprimento das trincas esse efeito. Tal característica já era esperada, uma vez que maiores níveis de deformação implicam em maiores níveis de tensões geradas na linha central do cordão soldado, último ponto a solidificar e consequentemente, mas susceptível a formação de trincas por solidificação.

Quadro 8 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para ERCuNi 70/30

p	MCL	TCL	MCD
Energia	0,210227	0,207201	0,360540
Deformação	0,028797	0,004473	0,012224
Energia e Deformação	0,560312	0,378653	0,323025

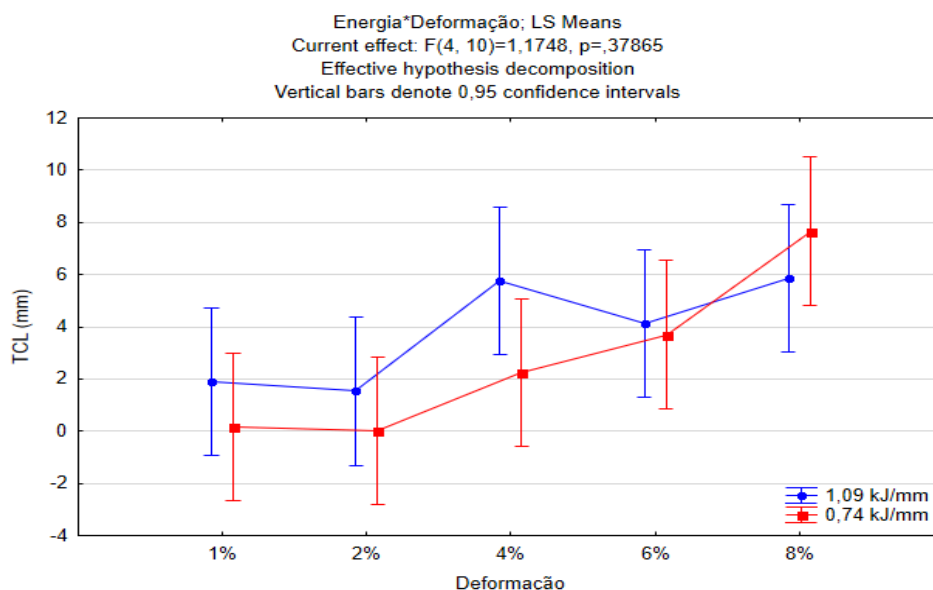
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 45 – MCL para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.



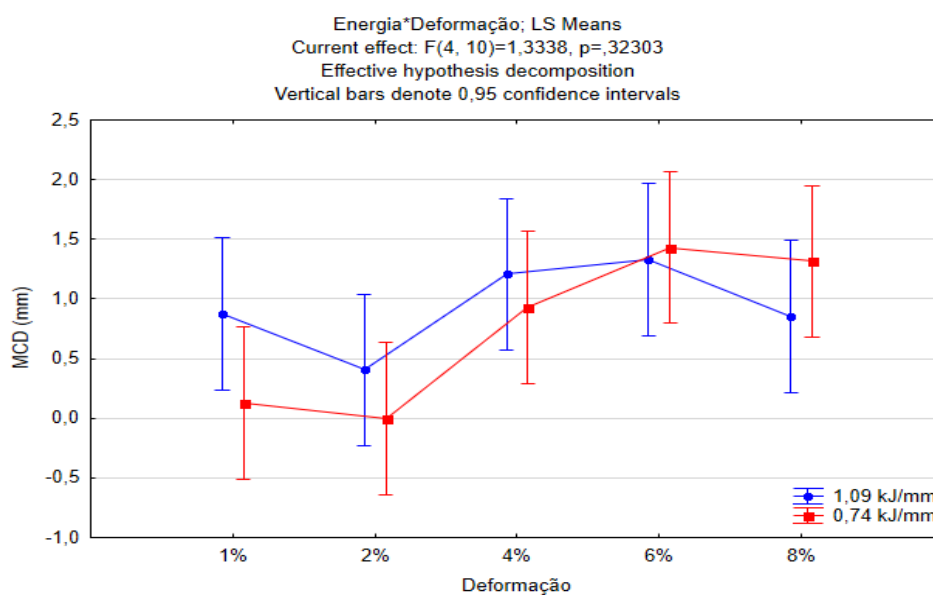
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 46 – TCL para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 47 – MCD para ERCuNi 70/30 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Conforme são aplicadas maiores deformações os valores de maior distância percorrida pela trinca paralelamente a direção de soldagem (MCD) tem um aumento. Quando não há deformação o MCD é igual a zero, tendo seu valor aumentado a partir de zero a medida que ocorre aplicação de deformação. Com o aumento gradativo da deformação ocorre o aparecimento da deformação limite (*threshold strain*), até que o valor de MCD estabiliza independente da deformação aplicada. O nível de deformação para o qual o MCD permanece

estável mesmo com a aplicação da deformação é denominado de “deformação de saturação” ou *saturated strain*.

Na Figura 47 são apresentados os valores medidos de MCD para os níveis de deformação estudados (1, 2, 4, 6 e 8%). Para o material analisado ERCuNi 70/30 a deformação de início da formação de trincas está entre 0 e 1 %, onde a identificação do início da deformação não foi realizada, para isso seria necessário realizar o teste com níveis de deformação inferiores a 1%. A deformação de saturação (*saturated strain*), ou deformação em que o comprimento da trinca na direção de soldagem para de aumentar, foi de aproximadamente 6%, tanto para energia alta como baixa. O valor de MCD na deformação média de saturação foi de 1,33 e 1,43 mm, nos níveis de energia de 1,09 e 0,74 kJ/mm, respectivamente.

4.2.2 Resultados da liga Monel 60

Os resultados da ANOVA para o material Monel 60 estão disponíveis no Quadro 9, onde são apresentados os intervalos de confiança para as diferentes respostas e efeitos dos fatores. Os valores em vermelho representam intervalos de confiança superiores a 95% e indicam que o fator em análise tem influência real sobre os comprimentos de trinca. A deformação foi o único fator que apresentou influência sobre os resultados.

Apesar de em forma geral os níveis de energia terem representado influência sobre os comprimentos de trinca, tendo até apresentado um intervalo de confiança superior a 95% para o TCL, nas demais medições não é possível atestar a ele qualquer efeito sobre os resultados.

Quadro 9 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para Monel 60.

p	MCL	TCL	MCD
Energia	0,151393	0,020321	0,137576
Deformação	0,019867	0,005071	0,028748
Energia e Deformação	0,849855	0,117400	0,834250

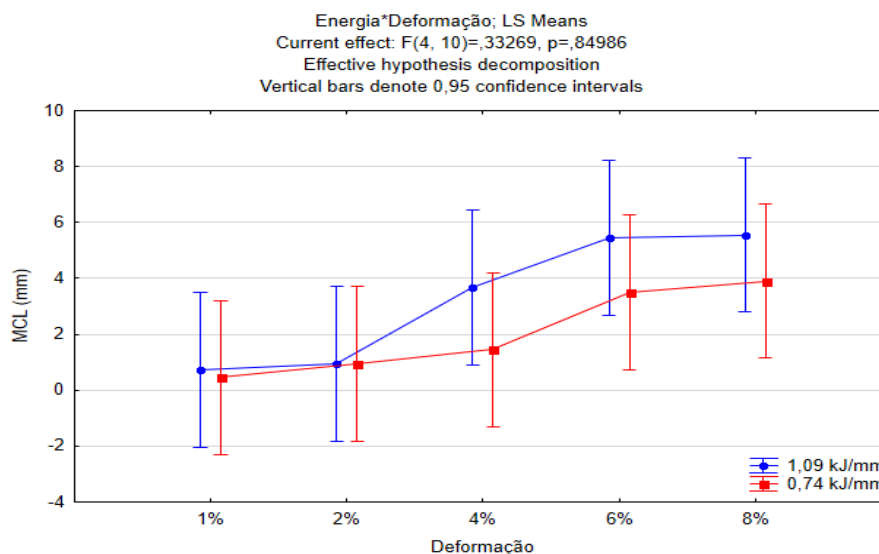
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

As Figura 48 a Figura 50 apresentam os resultados do MCL, TCL e MCD, respectivamente, de forma gráfica. Comparando os níveis de energia de 1,09 e 0,74 kJ/mm é observada uma tendência de maiores comprimentos de trinca para o primeiro nível. Esse é um comportamento esperado tendo em vista os aspectos discutidos anteriormente quanto a taxa de resfriamento e efeito da pressão de arco na poça de fusão. No entanto, para as medidas MCL e MCD essa afirmação não pode ser feita, pois seu intervalo de confiança foi inferior a 95 %, apesar de estarem próximo disso. Ou seja, mais uma vez esse resultado corrobora com a hipótese de que os níveis de energia selecionados nesse estudo estão em uma faixa muito estreita para ter seu efeito evidenciado na realização da ANOVA.

No entanto, já pode ser observada uma diminuição do intervalo de confiança dos resultados no material Monel 60 em comparação aos obtidos com a liga ERcCuNi 70/30. Uma das possibilidades é que a maior presença de elementos de liga com baixo ponto de fusão possam ter formado sólidos eutéticos que favorecem a formação de trincas a quente na fase final da solidificação, tornando os resultados cada vez mais condizentes com a teoria.

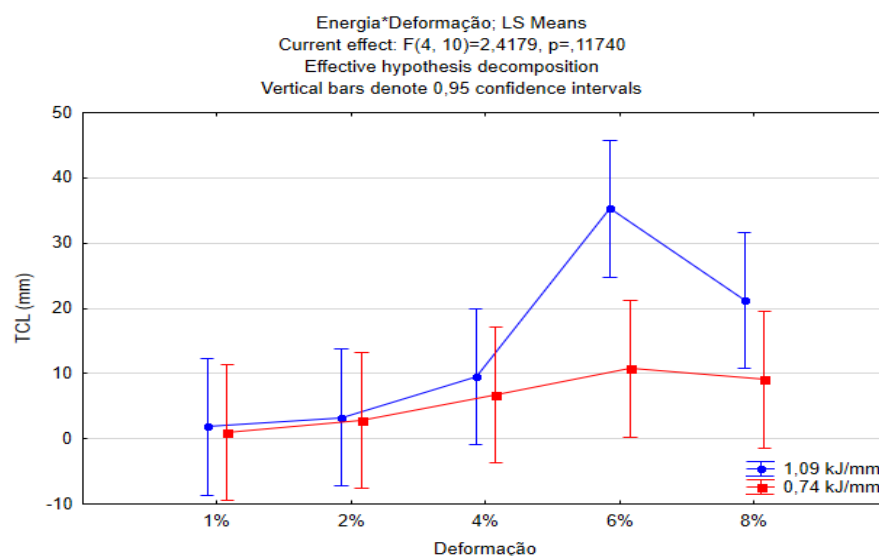
O Monel 60, quando comparado ao ERcCuNi 70/30, apresentou trincas em pontos mais afastados da linha de solidificação. Essas trincas também foram contabilizadas nas medições dos comprimentos de trinca, no entanto, a caracterização do mecanismo que as formou é importante, uma vez que trincas a quente formadas na zona fundida podem ter a origem formada por solidificação ou perda de ductilidade.

Figura 48 – MCL para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 49 – TCL para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.

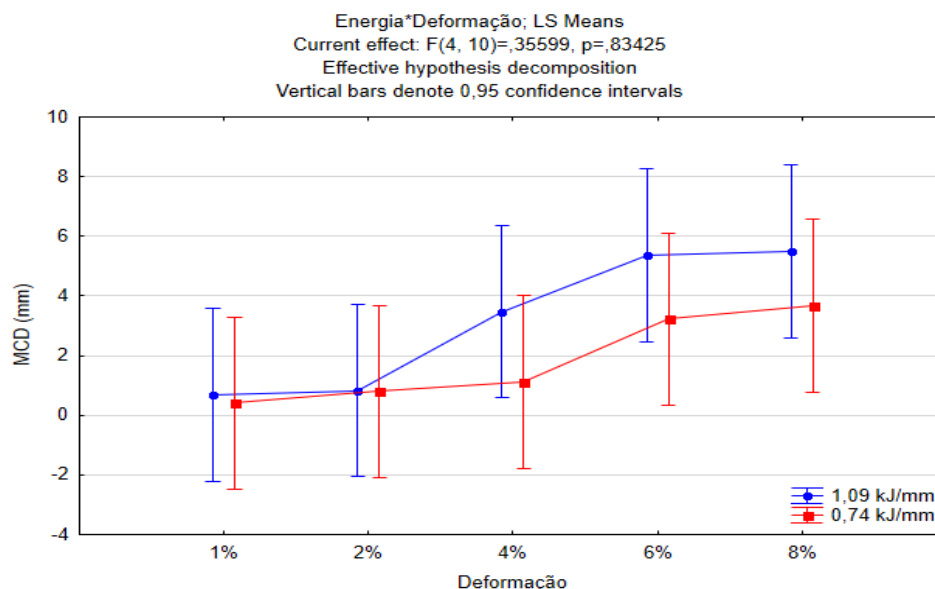


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O aumento do valor de MCD para os diferentes níveis de deformação empregados nos ensaios são apresentados na Figura 50. A deformação de início da formação das trincas para o Monel 60 está entre as deformações de 0 e 1%, uma vez que para o nível mais baixo de deformação do estudo o material apresentou trincas. Dessa forma, para a determinação da deformação de início é necessário realizar os ensaios com menores deformações. Foi determinada a deformação de saturação em aproximadamente 6%, pois a partir desse nível de deformação não ocorreu um aumento significativo do comprimento das trincas. Para o nível

de energia de 0,74 kJ/mm e 1,09 kJ/mm, os valores médios de MCD obtidos foram 3,22 mm e 5,37 mm, respectivamente.

Figura 50 – MCD para Monel 60 nas energias de 1,09 e 0,74 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

4.2.3 Resultados da liga CuNi 90/10

Quanto a liga CuNi 90/10, material do tubo UNS C70600, não foram realizados ensaios Trans-Varestraint avaliando o efeito da energia. Como esse efeito já foi avaliado para as ligas anteriores, o mesmo não foi explorado, restringindo o estudo ao efeito da deformação.

O Quadro 10 apresenta o intervalo de confiança do efeito da deformação sobre os comprimentos das trincas avaliados no estudo. Onde, seu valor está bem acima de 95 %, mostrando uma influência real do fator sobre a resposta do ensaio.

Quadro 10 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas para CuNi 90/10.

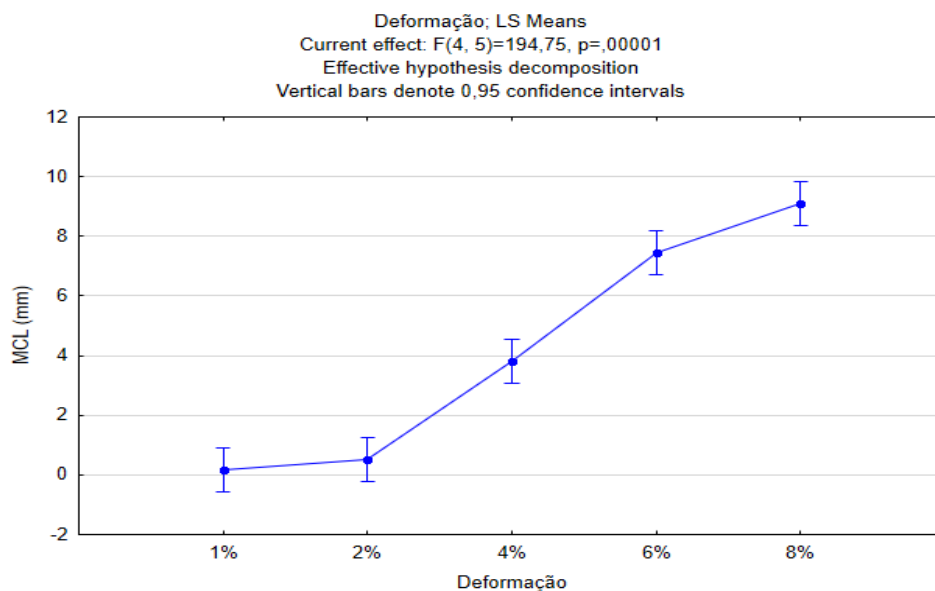
p	MCL	TCL	MCD
Deformação	0,000011	0,000014	0,000017

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Nas Figura 51 a Figura 53 o comportamento do MCL, TCL e MCD sob diferentes deformações é representado. Assim como para os materiais anteriores os comprimentos das trincas medidas apresentam crescimento à medida que é gerada a deformação.

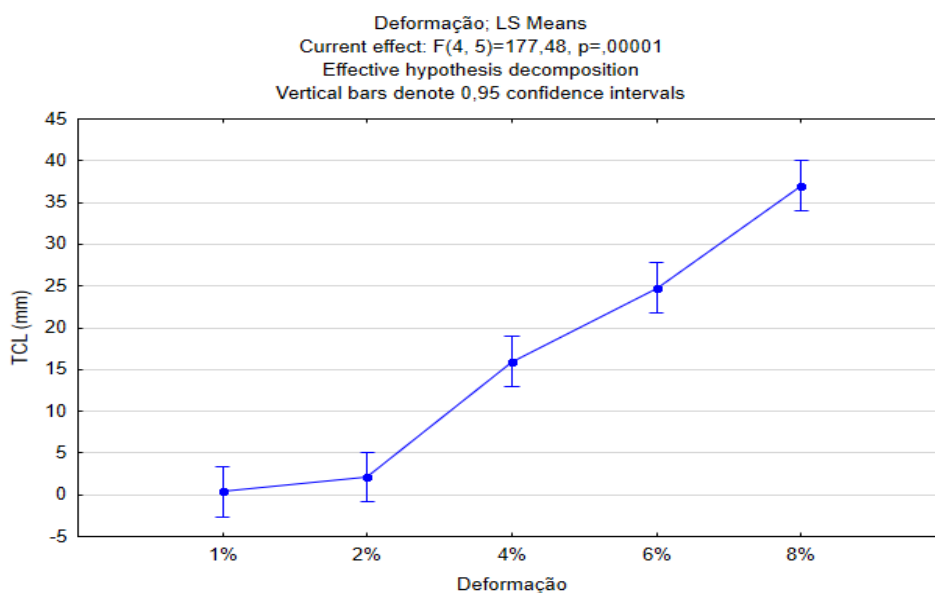
Comportamento compatível com a literatura, uma vez que maiores deformações implicam em um nível mais acentuado de tensões, promovendo o crescimento das trincas.

Figura 51 – MCL para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 52 – TCL para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.

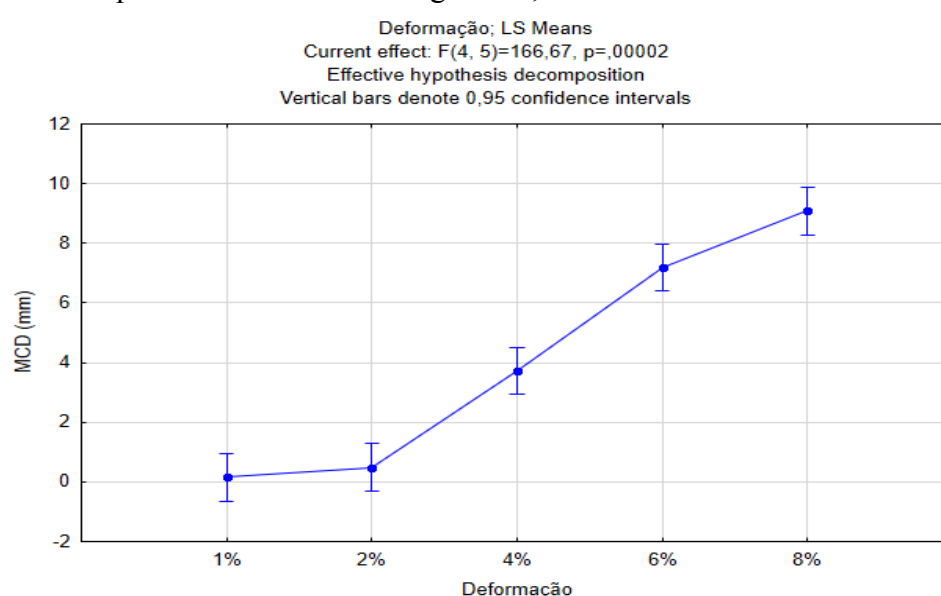


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para o CuNi 90/10 no menor nível de deformação empregado no estudo (1%) foram evidenciadas trincas de solidificação, dessa forma, para determinação da deformação de início de formação das trincas seria necessário a utilização de deformações inferiores a 1%.

No entanto, contrastando ao observado para os materiais anteriores, onde o material apresentou uma deformação de saturação em 6%, aproximadamente, o CuNi 90/10 não apresentou um valor de MCD estável na faixa de deformações aplicadas no ensaio, representando um comportamento de crescimento das trincas até o nível mais alto de deformação (Figura 53). Dessa forma, não sendo possível determinar a deformação de saturação e consequentemente, não tendo um MCD máximo para o material, para sua obtenção seria necessário aplicar deformações mais elevadas.

Figura 53 – MCD para CuNi 90/10 na energia de 1,09 kJ/mm.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

4.2.4 Comparação entre as ligas

Os Quadro 8 e Quadro 9 apresentam as análises de variância dos comprimentos de trinca obtidos com os ensaios Trans-Varestraint analisadas para cada material. Em nenhum deles há efeito da energia sobre o MCL e o MCD nos materiais, não influenciando (pelo menos nos níveis estudados) na soldabilidade da liga. Dessa forma, na análise comparativa entre as ligas foi levado em consideração apenas os efeitos de deformação e material. Além disso, para a liga CuNi 90/10 não foram realizados ensaios Trans-Varestraint com dois níveis de energia diferentes, corroborando ainda mais para sua não comparação.

O Quadro 11 apresenta os intervalos de confiança para o efeito do material e da deformação sobre os comprimentos de trinca medidos, ambos têm influência real sobre MCL, TCL e MCD.

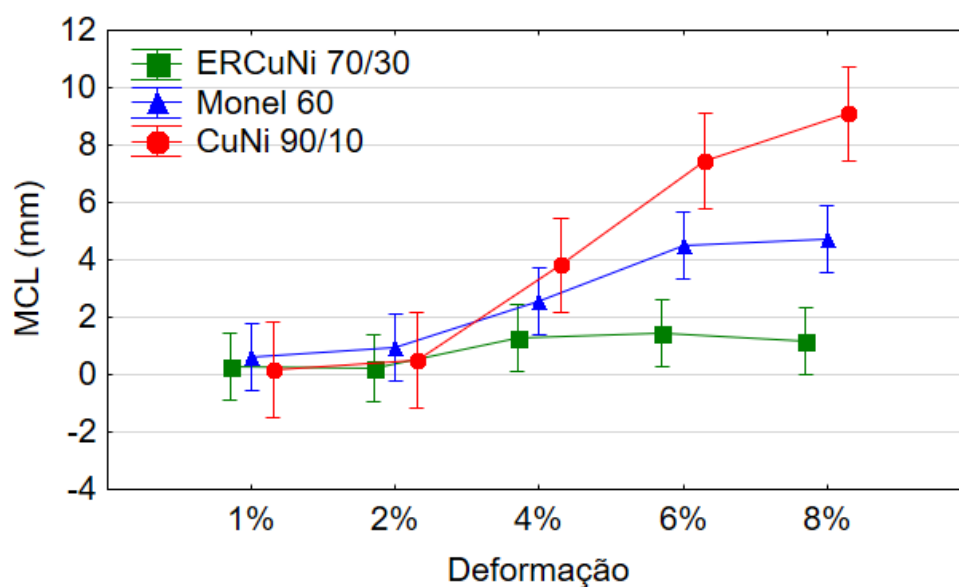
Quadro 11 – Intervalo de confiança dos efeitos das variáveis estudadas quando comparado as três ligas.

p	MCL	TCL	MCD
Material	0,000000	0,000011	0,000000
Deformação	0,000000	0,000000	0,000000
Material e Deformação	0,000035	0,001463	0,000075

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

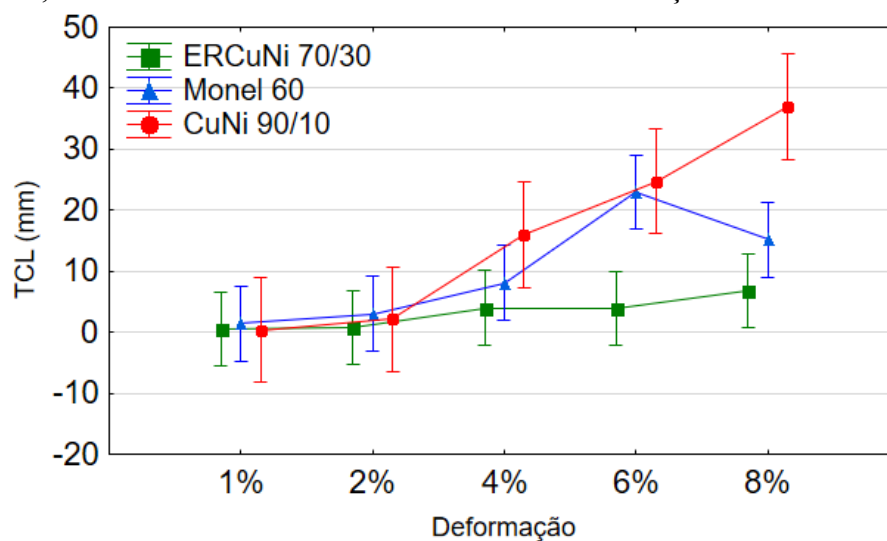
O MCL e o TCL sofreram influência real do tipo de material ensaiado, conforme Figura 54 e Figura 55. O material ERCuNi 70/30 apresentou os menores nível de MCL e TCL, dando indícios de ser o material menos susceptível a formação de trincas a quente.

Figura 54 – MCL obtido a partir dos ensaios Transvarenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

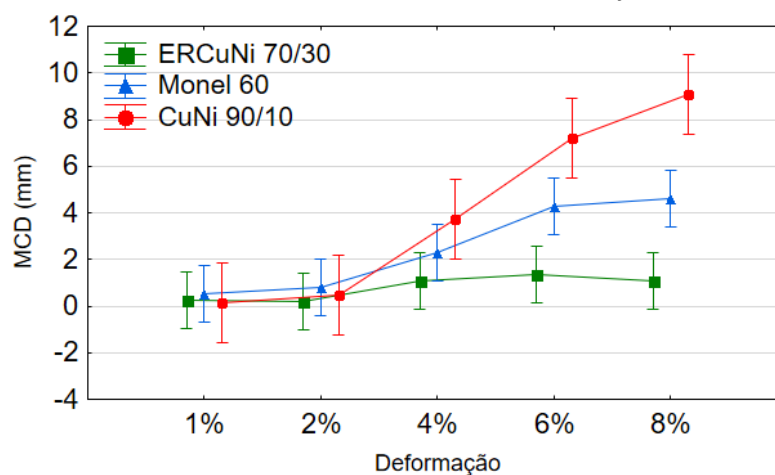
Figura 55 – TCL obtido a partir dos ensaios Trans-Varenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O material que apresentou os menores comprimentos de trinca na direção de soldagem foi o ERCuNi 70/30, com um valor máximo de MCD de 1,38 mm. Os materiais Monel 60 e CuNi 90/10 apresentaram valores de MCD máximo superiores em 311 % e 659 % ao ERCuNi 70/30, respectivamente, sendo um indicativo da maior suscetibilidade a ocorrência de trincas a quente nesses materiais. Na Figura 56 é apresentando o comportamento do MCD dos materiais quando submetidos a diferentes níveis de deformação, observa-se que o material CuNi 90/10 foi o único a não atingir a deformação de saturação, onde seria estabilizado o seu comprimento de trinca.

Figura 56 – MCD obtido a partir dos ensaios Trans-Varenstraint para as ligas ERCuNi 70/39, Monel 60 e CuNi 90/10 em 5 níveis de deformação diferentes.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

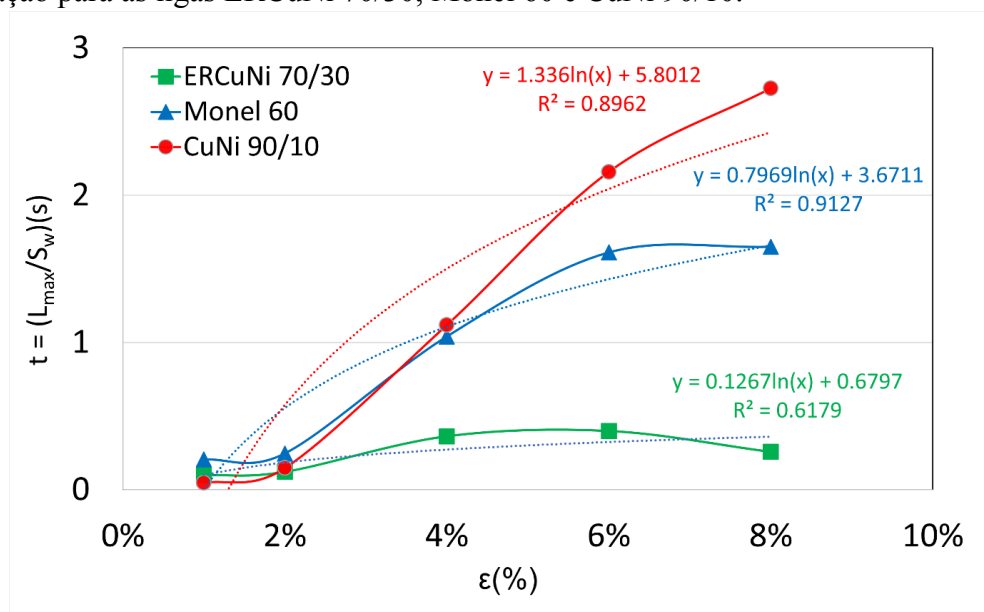
Existem outras metodologias para avaliação da susceptibilidade as trincas a quente em materiais metálicos, uma delas proposta por Senda *et al.*, (1971) prevê a determinação do t , o tempo de desenvolvimento da trinca (crack development time), que consiste no maior comprimento da trinca na direção de soldagem (L_{\max}) dividido pela velocidade de soldagem (S_w).

$t = \frac{L_{\max}}{S_w}$	Equação 3
----------------------------	-----------

Com a obtenção do tempo de desenvolvimento da trinca é possível a construção do gráfico t como função das deformações (Figura 57). Nesse gráfico é traçado uma reta partindo da origem que intercepta essa curva, tangenciando-a. A cotangente dessa reta é denominada *critical strain speed* (CCS), e pode ser utilizada como critério na determinação da susceptibilidade do material a trincas a quente. Um ponto importante dessa metodologia é que com a utilização da velocidade de soldagem no cálculo do t , Senda *et al.*, (1971) relacionam a taxa de resfriamento a que o material é submetido a S_w , simplificando a análise em comparação a empregada por Lippold *et al.*, (2008) uma vez que a taxa de resfriamento deve ser obtida com o emprego de termopares instalados na zona fundida próxima a região de surgimento das trincas. Relacionar velocidade de soldagem com taxa de resfriamento deixa fatores importantes fora da análise, tal como, a condutividade térmica, que está diretamente relacionada com a taxa de resfriamento durante a formação das trincas, promovendo diferentes taxas de contração para materiais distintos.

As CCSs das ligas ERcNi 70/30, CuNi 90/10 e Monel 60 foram obtidas, e estão na Tabela 8. O CuNi 90/10 apresentou um valor de 0,026, indicando assim ser o material mais suscetível as trincas a quente. Esse resultado foi de encontro aos resultados obtidos anteriormente pelas outras metodologias empregadas.

Figura 57 – Dependência do tempo de desenvolvimento da trinca com a deformação para as ligas ERcuni 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 8 – CCS das ligas ERcuni 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.

Material	CCS (1/s)	
ERcuni 70/30	0,1	Menos suscetível
Monel 60	0,034	
CuNi 90/10	0,026	Mais suscetível

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Esse comportamento contradiz a literatura uma vez que para materiais mais dúcteis seria esperado uma suscetibilidade menor a ocorrência de trincas a quente. Tais materiais, por apresentarem uma maior capacidade de acomodar tensões, podem se deformar evitando o trincamento. O CuNi 90/10 e o ERcuni 70/30 são os materiais mais dúcteis do estudo, como evidenciado pelos seus níveis de dureza médios (Quadro 12) e apresentaram os maiores e menores, respectivamente, MCD e CCS, indicadores da suscetibilidade do material a formação de trincas a quente.

Quadro 12 – Dureza HV1 das ligas ERcNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.

Material	HV1
ERcNi 70/30	108,21
Monel 60	218,72
CuNi 90/10	108,73

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A segregação de elementos de liga com baixo ponto de fusão para regiões interdendríticas e intergranulares é um outro fator promotor de formação de trincas a quente. Esses elementos muitas vezes se apresentam como impurezas e em ligas de Cu, devido sua dificuldade de solubilização, são segregados para os pontos finais da solidificação. No entanto, como será demonstrado posteriormente, a liga CuNi 90/10 é a que apresenta o menor nível de impurezas entre as ligas estudadas.

Os fatos citados anteriormente, levantam a suspeita que os mecanismos de formação das trincas desses materiais tenham sido diferentes, não se restringindo apenas a trincas de solidificação. Mesmo todos apresentando o trincamento restrito a zona fundida da soldagem realizada no ensaio, os materiais Monel 60 e CuNi 90/10 formaram trincas em pontos mais distantes da linha de solidificação, indicando a ocorrência de trincas por perda de ductilidade, observadas no trabalho de Ramirez e Lippold (2004b) para as ligas a base de Ni, uma vez que se formaram quando o material já estava sólido. Dessa forma, essa análise requer uma investigação metalúrgica, visando identificar esses elementos e precipitados segregados. Para isso, será realizada uma investigação em duas vertentes, a primeira aplicando a simulação da solidificação dessas ligas utilizando o modelo de Scheil (4.3 – Análise Termodinâmica Computacional) e outra, com a avaliação metalúrgica das trincas (4.4 – Caracterização Metalúrgica das Ligas).

4.3 Análise termodinâmica computacional

Problemas na soldagem de ligas cobreníquel estão principalmente associadas a presença de impurezas presentes nas ligas, tais como, carbono, chumbo, fosforo e enxofre, que apesar de não gerarem problemas de degradação de propriedades mecânicas ou resistência a corrosão, podem ocasionar problemas de ductilidade a quente e soldabilidade. Esse estudo visa entender o processo de solidificação das ligas cuproníquel quando submetidas a processos de soldagem, onde materiais dissimilares são utilizados como material

de adição promovendo a formação de uma nova liga devido a diluição do metal base na zona fundida em diferentes níveis.

Os fatores metalúrgicos que frequentemente são responsáveis pelo surgimento de trincas de solidificação são: faixas de temperatura de solidificação; fração e distribuição de metal líquido nos estágios finais da solidificação.

Quando são soldados materiais de classes diferentes problemas como a formação de fases deletérias podem prejudicar as propriedades mecânicas do material soldado, inviabilizando a sua utilização. Dessa forma, conhecer propriedades da liga como estrutura cristalina, fases formadas na condição de equilíbrio e não-equilíbrio, e propriedades mecânicas pode ajudar na previsão de problemas, minimizando a carga operacional despendida em atividades de fabricação.

Dessa forma, visando compreender melhor os resultados obtidos nos ensaios Trans-Varestraint, foram realizadas simulações no software Thermocalc® utilizando a metodologia de Scheil, identificando o processo de solidificação nas diferentes zonas fundidas formadas na produção dos corpos de prova, devido as diferentes diluições. As composições químicas das zonas fundidas foram obtidas utilizando as técnicas conjuntas de EDS e espectrometria de emissão ótica. Tais composições estão disponíveis no Quadro 13.

Quadro 13 – Composição química das zonas fundidas dos corpos de prova obtidos por espectrometria.

Ligas	Composição química p%								
ERCuNi 70/30	Cu	Ni	Mn	Fe	Ti	Si	C	P	S
	70,87	25,48	0,73	0,71	0,19	0,01	0,03	0,005	0,005
	Cr	W	B	Co	Mg	V	Ta	Sn	Zn
	0,01	1,39	0,01	0,17	0,01	0,01	0,18	0,1	0,02
	N	Hf	Zr						
	0,05	0,02	0,001						
Monel 60	Cu	Ni	Mn	Fe	Ti	Si	C	P	S
	36,4	56,41	3,05	0,71	1,6	0,51	0,07	0,003	0,006
	Cr	W	Al	B	Co	V	Ta	Sn	Zn
	0,01	0,75	0,05	0,005	0,01	0,01	0,10	0,13	0,02
	N	Hf							
	0,09	0,07							
CuNi 90/10	Cu	Ni	Mn	Fe	Ti	Si	C	P	S
	85,7	12,63	0,48	1,1	0,02	0,01	0,01	0,002	0,003
	Co	Mg	Pb						
	0,01	0,01	0,02						

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Os níveis de Cu e Ni estão em acordo com o esperado no material, assim como os elementos de liga adicionados Mn, Fe e Ti. O Mn tem efeito dessulfurante e desoxidante, o Fe também é desoxidante e o Ti, além de desoxidante, promove diminuição do tamanho de grão, aumento de fluidez e reduz porosidade (Devletian *et al.*, 2006). No entanto, além desses elementos, diversos outros estão presentes na zona fundida, que não foram adicionados ao material de forma intencional. Essas impurezas, apesar de em pequena quantidade, correspondendo a aproximadamente 1,8%p para as ligas ERCuNi 70/30 e Monel 60 e 0,08%p para a liga CuNi 90/10, podem gerar microrregiões de baixo ponto de fusão na região do contorno de grão, formando pontos preferenciais para nucleação e propagação de trincas.

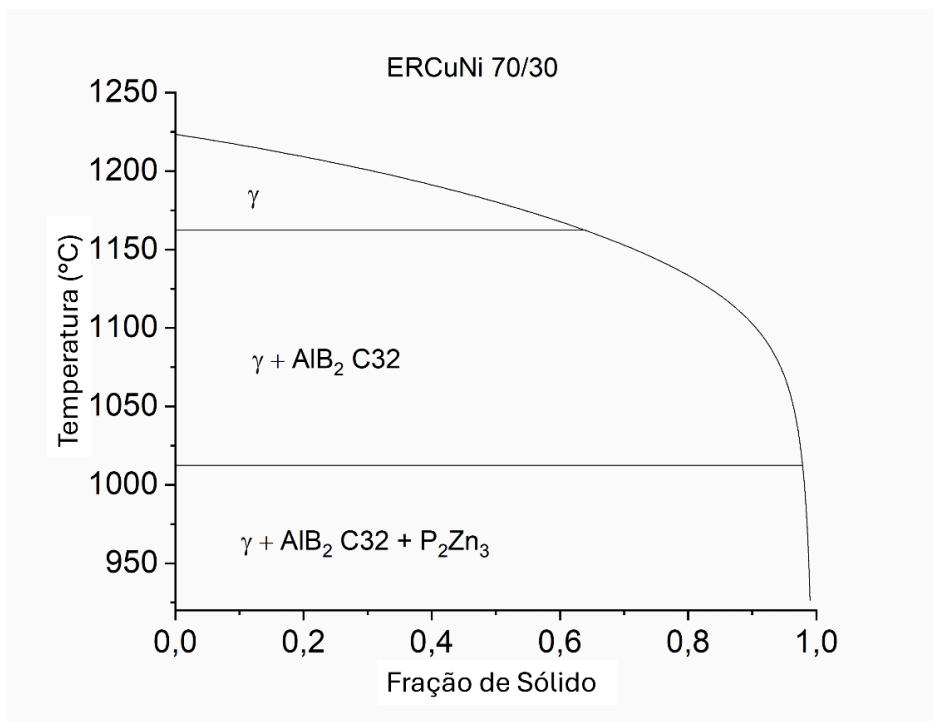
Outro ponto relevante quanto ao surgimento das trincas a quente é o efeito da taxa de resfriamento que o material é submetido durante a sua solidificação, uma vez que a mesma irá impactar diretamente no nível de contração térmica que o material sofrerá (Cross, 2005).

Dessa forma, a seguir são apresentados os diagramas de Scheil visando identificar o efeito da composição química do material na sua faixa de solidificação e nas fases formadas. Com o auxílio do software JMatPro® foram simuladas as curvas de condutividade térmica desses materiais para auxiliar na discussão do efeito da contração térmica gerada na região de solidificação.

4.3.1 Simulação ERCuNi 70/30

Na Figura 58 é apresentada a curva de solidificação da liga ERCuNi 70/30, obtida a partir da simulação empregando o modelo de Scheil. Nesse método é considerado que a difusão não ocorre após a solidificação das fases; na fase líquida a mesma ocorre de forma muito rápida, mantendo a composição química homogênea ao longo da mesma; e na interface de solidificação ocorre o equilíbrio. Tal modelo simula uma solidificação que ocorre em uma condição de não-equilíbrio, mais similar aos processos reais (Chen *et al.*, 2009).

Figura 58 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de ERCuNi 70/30.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Para a liga ERNi 70/30 evidencia-se que o início da solidificação ocorre a uma temperatura de 1223,48 °C, com $L \rightarrow \gamma$, terminando a 926,4 °C, correspondendo a uma faixa de solidificação de 297,08 °C.

A uma temperatura de 1162,48 °C e fração de sólido formada de 0,638, o modelo indica o início de formação da fase AlB_2 C32, onde segundo a base de dados TCCU6 (*TCS Cu-based Alloys Database 6.1*) do Therm-Calc®, corresponde a uma fase rica nos elementos Mg, Al, Mn, Cr, Zr, Ti e B. Avaliando a participação mássica dos elementos na formação dessa fase, o B apresentou uma participação de 19,16%, enquanto o Zr tem uma participação de 80,84%, dessa forma, os demais elementos apresentam baixíssima influência nessa liga, restringindo aos dois a formação desse constituinte. No entanto, conforme o Quadro 13, somando os percentuais de composição química dos dois elementos observa-se que sua participação é de apenas 0,01 %, indicando que não há possibilidade de formação de grande volume da fase AlB_2 C32. HOU *et al.*, (2021) afirmam que a solubilidade de B na matriz de Cu é de apenas 0,06 %p na temperatura ambiente e de 0,29 %p na temperatura eutética, indicando se tratar de elemento com alta susceptibilidade de segregação para regiões intergranulares. Assim como no Cu, a solubilidade do B no Ni também é muito baixa, estando em 0,15 a 0,3%p na temperatura eutética. O Cu não forma qualquer fase com o B, no entanto, CAMPBELL *et al.*, (1988) estudaram que em ligas de Ni, o B quando em uma concentração de 13%p pode precipitar a fase Ni_3B quando recozidos em temperaturas superiores a 300 °C, o que promove aumento de dureza nessas ligas.

A uma fração de sólido formada de 0,978 e uma temperatura de 1012,58 °C, inicia-se a formação da fase P_2Zn_3 , rica nos elementos P e Zn. O P é um elemento universalmente conhecido como deletério para as ligas cuproníquel, promovendo diminuição de ductilidade em altas temperaturas e de soldabilidade (Savage *et al.*, 1978b). Nessas ligas se trata de uma impureza promotora de filmes com baixo ponto de fusão. Como se forma nos estágios finais de solidificação, conforme evidenciado na Figura 58, pode promover a formação de filmes líquidos propiciando o surgimento de trincas de solidificação. No entanto, como a participação do P na composição química em peso do material corresponde a apenas 0,005% é improvável sua observação por microscopia eletrônica de varredura.

No Quadro 14 são apresentados de forma resumida todas as temperaturas de início e fim de formação das fases, o seu intervalo de formação e a fração volumétrica das fases formadas ao final da solidificação. A fração volumétrica ao fim da solidificação de AlB_2 C32 e de P_2Zn_3 são apenas 0,00194% e 0,00250%, respectivamente, representando uma fração muito pequena, que dificilmente poderá ser evidenciada microscopicamente.

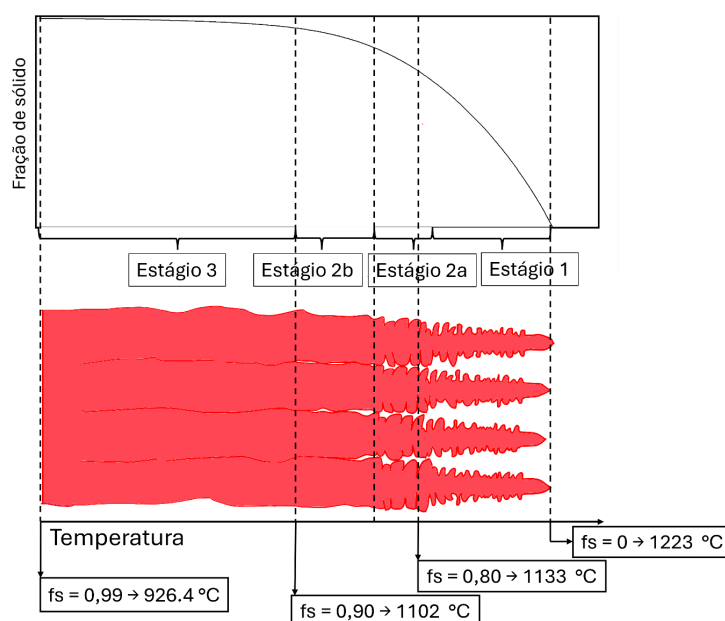
Quadro 14 – Fração volumétrica das fases formadas ao fim da solidificação para a liga ERcNi 70/30.

Liga ERcNi 70/30	Temperatura de início da formação (°C)	Temperatura de final da formação (°C)	Intervalo de formação (°C)	Participação volumétrica da fase na solidificação final
γ	1223,48	926,4	297,08	99,0005%
AlB_2C32	1162,48	926,4	236,08	0,00194%
P_2Zn_3	1012,58	926,4	86,18	0,00250%

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Além disso, a partir desses diagramas é possível a distinção entre os estágios de solidificação, em termos de temperatura e fração de sólidos formados. Para tanto, como citado na seção REFERENCIAL TEÓRICO, será utilizado o modelo proposto por Auccott *et al.*, (2018). Tais autores afirmam que os estágios críticos para formação das trincas a quente solidificação são os estágios 2b e 3 (Figura 59), devido ao surgimento de porções líquidas isolados na matriz sólida. A faixa de temperatura em que esses estágios ocorrem, corresponde a 80% de fração sólida formada até 99%, faixa conhecida como BTR.

Figura 59 – Ilustração esquemática dos estágios de solidificação da liga ERcNi 70/30.

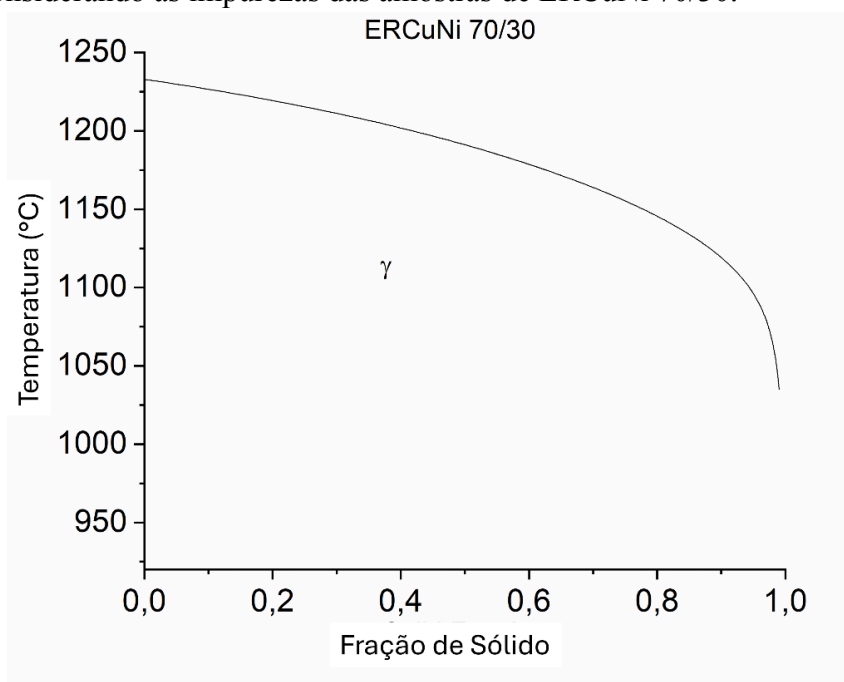


Fonte: Elaborada pelo autor

As temperaturas onde as frações de sólido formadas correspondem a 80% e 99% são, respectivamente, 1133 e 926,4 °C, gerando uma BTR de 206,6 °C. As trincas por solidificação são geradas pela presença de filmes líquidos ao final da solidificação concentrados em regiões interdendríticas ou intergranular que não suportam as tensões impostas ao material. Altos valores de BTR indicam maiores intervalos susceptíveis a trincas por solidificação.

As mesmas condições de solidificação foram simuladas para a liga ERNi70/30, apenas com o efeito dos elementos Cu, Ni e os principais elementos de liga. Nessa condição o início da solidificação ocorre em 1233,04 °C e termina a 1034,95 °C, formando apenas a fase sólida CFC, como representado na Figura 60. As temperaturas de início da solidificação são as mesmas para as duas condições, devido a formação de uma fase matriz composta por Cu e Ni, no entanto, na condição livre de impurezas observa-se um aumento na temperatura final de solidificação para 1034,95 °C, diminuindo a faixa de solidificação para 198,09 °C e o BTR para 110 °C, o que representa uma diminuição de 53,2 % do BTR. Tais resultados indicam que as impurezas têm efeito nocivo na formação de trincas a quente para essa liga, apesar da sua mínima participação no metal final solidificado, como discutido anteriormente.

Figura 60 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida desconsiderando as impurezas das amostras de ERNi70/30.



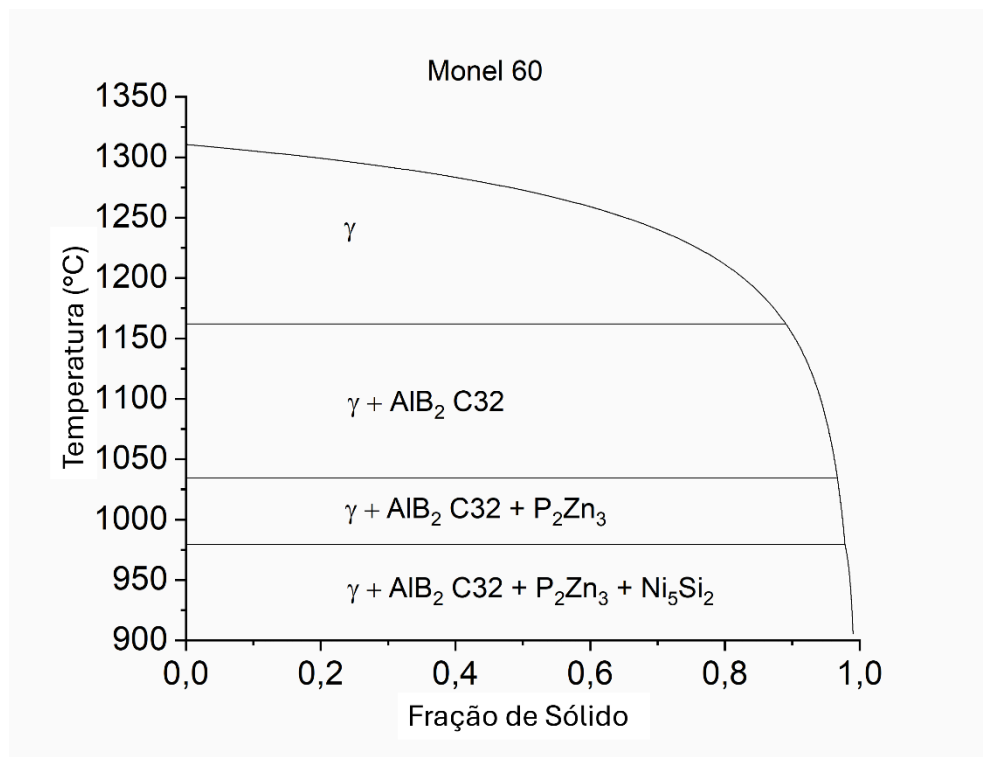
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

4.3.2 Simulação Monel 60

A liga Monel 60 tem o início da solidificação na temperatura de 1310,58 °C, devido a maior participação de Ni na sua composição quando comparada ao ERCuNi 70/30, uma vez que o ponto de fusão do Ni é mais alto que o do Cu. A solidificação termina em 905,38 °C, promovendo uma faixa de solidificação de 405,2 °C. Savage et al (1976) observaram concentrações de Ni, Mn, Fe e P nas regiões de trincamento no estudo de ligas cuproníquel, que ocorrem devido ao aumento da faixa de solidificação, em virtude do seu elevado ponto de fusão quando comparado ao Cu.

Na Figura 61 é apresentada a curva de solidificação segundo modelo de Scheil com as transformações de fase. Assim como para a liga ERCuNi 70/30, as fases AlB_2 C32 e P_2Zn_3 estão presentes, no entanto, também é evidenciada a fase Ni_5Si_2 , que segundo a base de dados TCCU6 (*TCS Cu-based Alloys Database 6.1*) do Therm-Calc ® representa uma fase rica em Cu, Fe, Ni, Al e Si.

Figura 61 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de Monel 60.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

As temperaturas de início e fim de formação das fases, o intervalo de formação e a fração volumétrica das fases formadas ao final da solidificação são apresentados no Quadro 15. As frações volumétricas ao fim da solidificação de AlB_2 C32, P_2Zn_3 e Ni_5Si_2 são apenas 0,001795%, 0,002822% e 0,156402%, respectivamente. O que indica uma participação de fases secundárias de apenas 0,161019%, representando uma fração muito pequena.

Entre as fases secundárias a Ni_5Si_2 apresenta maior relevância, pois além de ser aproximadamente 0,156% da fração volumétrica das fases formadas ao final da solidificação, consiste na fase com a temperatura de início de formação mais baixa, promovendo aumento da faixa de solidificação e, consequentemente, do BTR. A simulação demonstrou que essa fase é rica em Ni e Si, contendo teores de 82,971% e 16,054%, respectivamente, sendo o restante da composição de Cu, Fe e Al, mas em valores irrisórios. Com base em sua composição química acredita-se que essa fase se trate de um silicato. Devletian *et al.*, (2006) afirmam que o Si nas ligas cuproníquel tem as funções de evitar porosidades e aumentar a fluidez. Em ligas de Al Yang *et al.*, (2016) mostraram que a presença de Si atua diminuindo a temperatura de nucleação de dendritas durante o processo de solidificação e a temperatura de coerência das dendritas (estágio 3 da solidificação), aumentando assim a faixa de solidificação da liga.

O BTR obtido para a liga Monel 60 foi 304,94 °C, indicando que o material tem uma suscetibilidade maior ao trincamento por solidificação quando comparado ao ERCuNi 70/30. Resultado que foi condizente com a análises estatística do ensaio Transvarestraint, uma vez que os valores de MCD e CSS da liga Monel 60 foram superiores e inferiores, respectivamente, ao da liga ERCuNi 70/30.

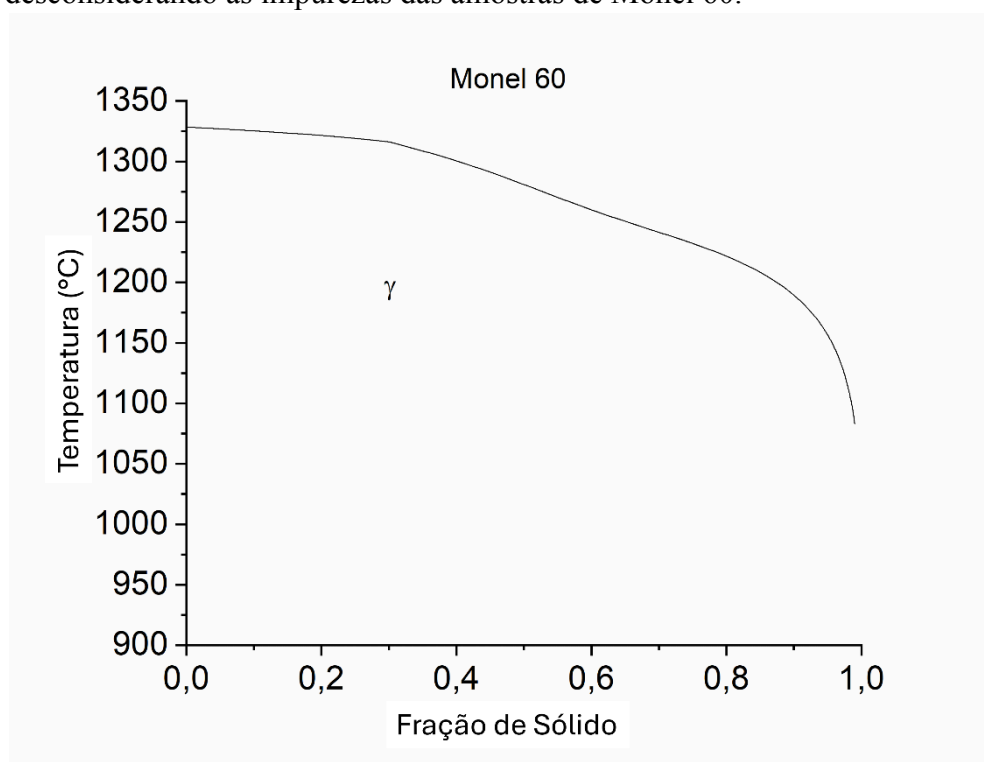
Quadro 15 – Fração volumétrica das fases formadas ao fim da solidificação para a liga Monel 60.

Liga Monel 60	Temperatura de início da formação (°C)	Temperatura de final da formação (°C)	Intervalo de formação (°C)	Participação volumétrica da fase na solidificação final
γ	1310,58	905,38	405,2	98,8381%
AlB_2 C32	1162,04	905,38	256,66	0,001795%
P_2Zn_3	1034,53	905,38	129,15	0,002822%
Ni_5Si_2	979,41	905,38	74,03	0,156402%

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Da mesma forma como foi feito para a liga ERNi 70/30, a solidificação do Monel 60 seguindo o modelo de Scheil também foi realizada apenas com os elementos Cu, Ni e os principais elementos de liga. A solidificação iniciou em 1328,55 °C, terminando a 1083,17 °C, formando apenas a fase sólida CFC, como apresentado na Figura 62. As temperaturas de início da solidificação são próximas para ambas as condições, devido a formação de uma fase matriz composta por Cu e Ni, no entanto, na condição livre de impurezas observa-se um aumento na temperatura final de solidificação para 1083,17 °C, promovendo diminuição da faixa de solidificação para 245,38 °C e o BTR para 138 °C. Dessa forma, a simulação demonstra como a presença desses elementos não adicionados intencionalmente geram efeitos deletérios que favorecem a ocorrência de trincas a quente.

Figura 62 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida desconsiderando as impurezas das amostras de Monel 60.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

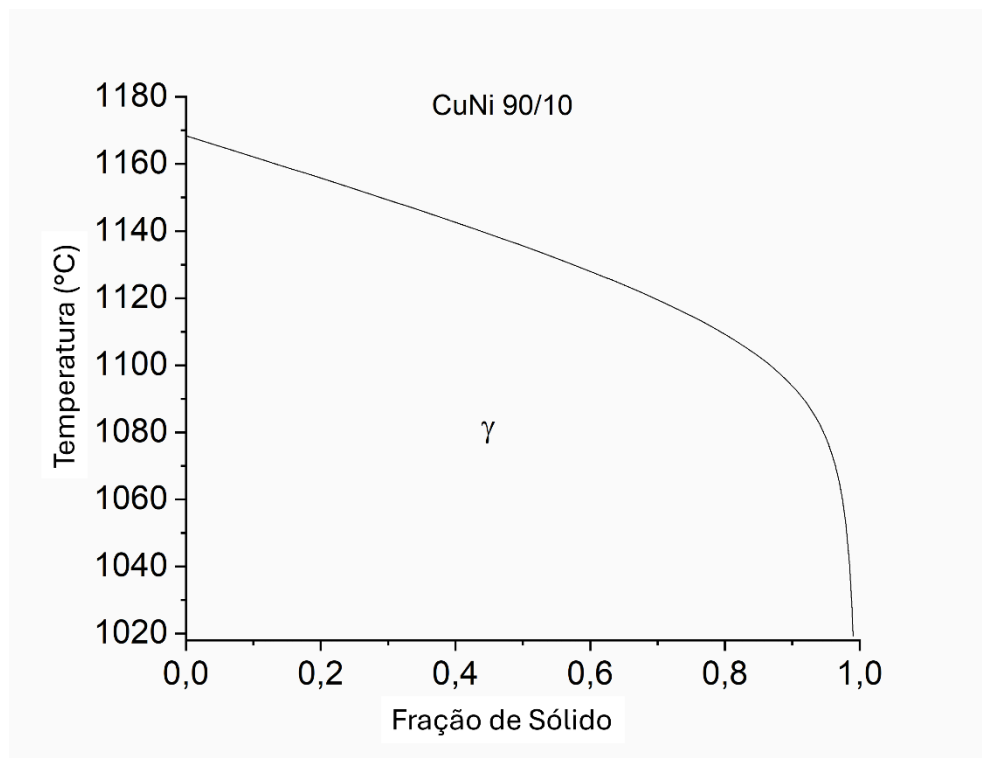
4.3.3 Simulação CuNi 90/10

Diferente das ligas ERNi 70/30 e Monel 60, a simulação da solidificação seguindo o modelo de Scheil da liga CuNi 90/10 apresentou apenas uma fase sólida CFC (γ),

como apresentado na Figura 63, indicando que a liga cuproníquel foi capaz de solubilizar tanto os elementos de liga como as impurezas presentes no material.

A solidificação teve início a uma temperatura de 1168,43 °C, finalizando a 1019,34 °C, formando uma faixa de solidificação de 149,09 °C. O BRT da liga foi de 89 °C, o que dentre as ligas empregadas, considerando-se apenas esse critério, seria a menos susceptível a formação de trincas a quente. Tal resultado é condizente com o nível de impureza observado na liga, conforme Quadro 13, apresentando o menor percentual de impurezas entre as ligas estudadas, com apenas 0,0078%p. Esse menor nível de impurezas diminui o volume de microsegregações com ponto de fusão mais baixo para regiões finais da solidificação, favorecendo a diminuição da faixa de solidificação e, conseqüentemente do BRT. No entanto, esses resultados são incompatíveis com a análise estatística do teste Trans-Varestraint, uma vez que essa liga apresentou elevado nível de MCD e baixo CSS, o que indica elevada susceptibilidade ao trincamento.

Figura 63 – Curva de Scheil gerada a partir da composição química obtida na zona fundida das amostras de CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

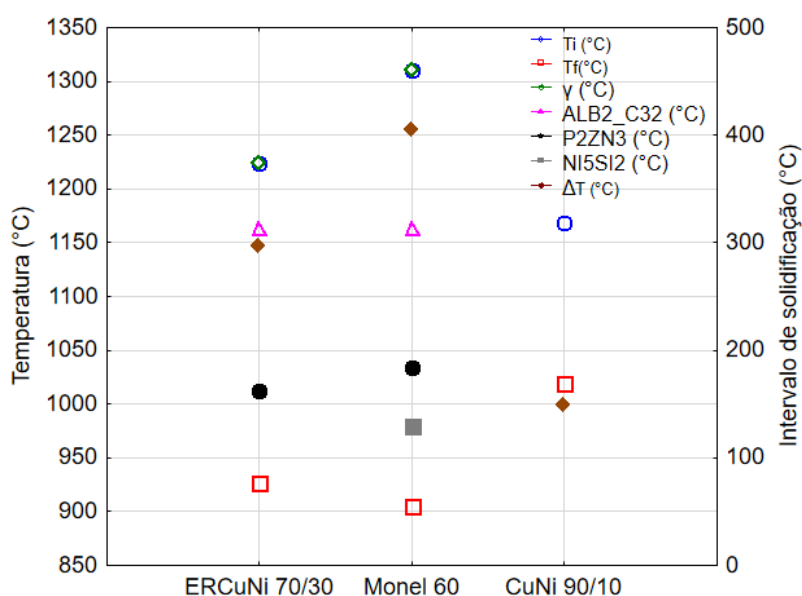
Como foram geradas para as ligas anteriores, também foi realizada a simulação da solidificação segundo o modelo de Scheil para a liga CuNi 90/10, desconsiderando as impurezas. Como o diagrama é muito similar ao da Figura 63, o mesmo não foi apresentado.

A solidificação iniciou em 1168,73 °C, mantendo a mesma temperatura da condição com as impurezas presentes, terminando a 1041,64 °C, formando apenas a fase sólida CFC. Dessa forma, a faixa de solidificação diminuiu para 127,09 °C e o BTR para 62 °C. Demonstrando mais uma vez o efeito deletério de impurezas nessas ligas para a geração de trincas a quente.

4.3.4 Comparação entre ligas

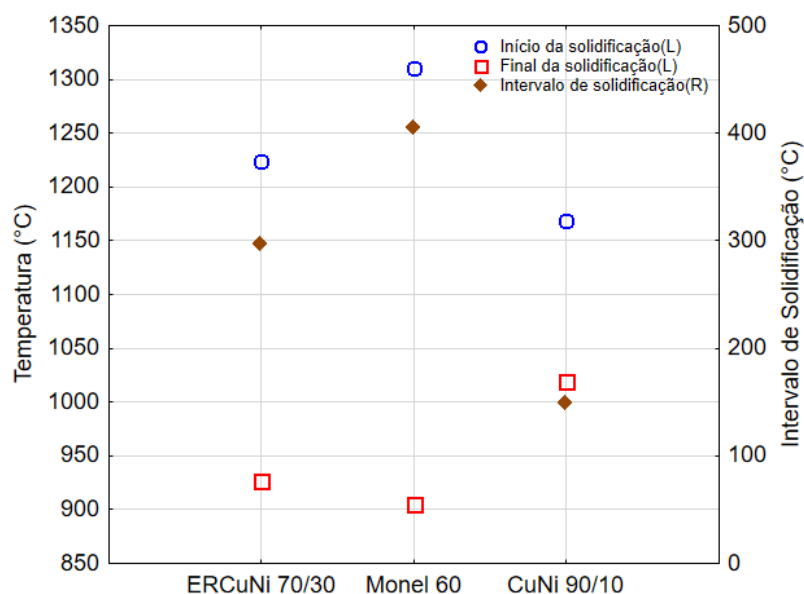
Os dados da Figura 64 apresentam as temperaturas de início (Ti) e fim da solidificação (Tf), intervalo de solidificação (ΔT) e as temperaturas de início de formação dos precipitados. Tais resultados foram apresentados nos Quadro 14 e Quadro 15, onde fica evidenciado o início de formação das fases ricas em impurezas em temperaturas próximas a do fim da solidificação (Tf). Como discutido anteriormente, observou-se que as fases com temperaturas de início de formação mais baixas são a P_2Zn_3 e Ni_5Si_2 , apresentando para as ligas ERNiCuNi 70/30 e Monel 60, as temperaturas mais baixas de início de formação de 1012,58 °C e de 979,41 °C, respectivamente. Na Figura 65 são apresentadas de forma resumida as faixas de solidificação das três ligas, bem como a temperatura de início e fim da solidificação. No Quadro 16 são apresentadas as frações em peso das fases formadas, as faixas de solidificação das ligas, bem como os valores de BRT determinados com e sem a consideração das impurezas.

Figura 64 – Temperaturas de início e fim da solidificação e de início da formação de fases secundárias.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 65 – Faixas de solidificação das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Quadro 16 – Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação, BTR e faixa de solidificação.

Liga	γ	AlB_2C32	P_2Zn_3	Ni_5Si_2	BTR (°C)	Intervalo de Solidificação (°C)	BTR * (°C)
ERCuNi 70/30	99,0005%	0,00194%	0,00250%		206,6	297,08	110
Monel 60	98,8381%	0,001795%	0,002822%	0,156402%	304,94	405,2	138
CuNi 90/10	100%				89	149,09	62

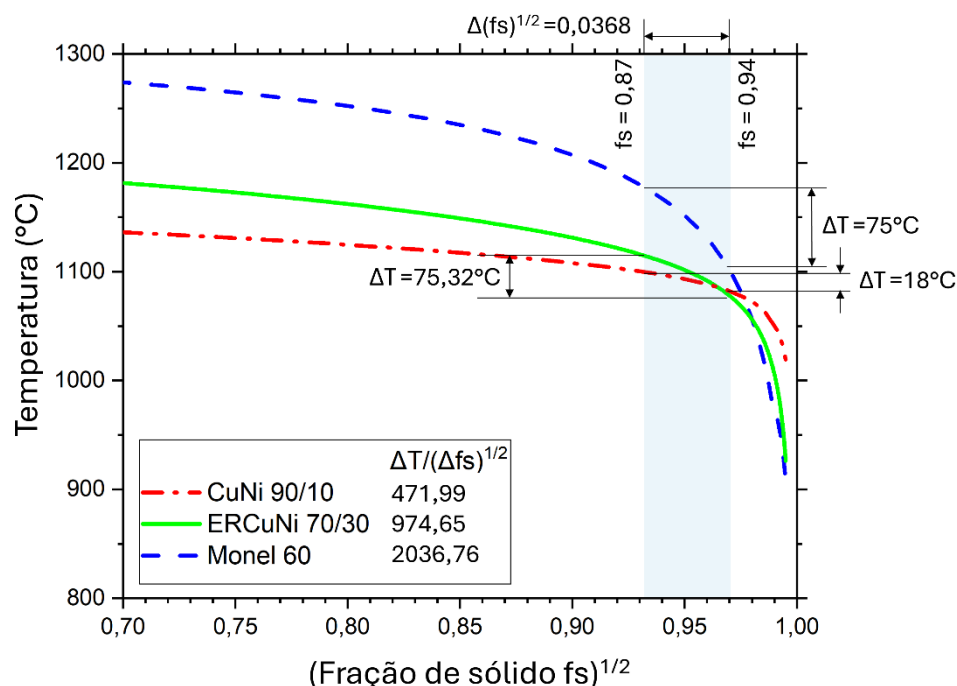
BTR* - Sem a presença de impurezas.

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Kou (2015) propôs um índice para descrever a susceptibilidade das ligas a formação de trincas durante a solidificação, que é dado pela inclinação, $\left| \frac{dT}{d(fs)^{\frac{1}{2}}} \right|$, da curva T x $(fs)^{\frac{1}{2}}$ próximo de $(fs)^{\frac{1}{2}} = 1$, onde T é temperatura e fs é fração de sólido. A notação $(fs)^{\frac{1}{2}}$ refere-se à raiz quadrada dessa fração, o que é uma abordagem para caracterizar o comportamento da liga durante a solidificação de uma maneira mais sensível às mudanças nas condições próximas à solidificação completa. O valor do índice mais alto sugere a maior

susceptibilidade de trincamento devido: uma taxa de crescimento lenta dos grãos vizinhos uns em direção aos outros, que retarda as conexões necessárias para resistir a fratura, e um caminho intergranular mais longo o que dificulta o fornecimento de líquido para resistir ao trincamento. Figura 66 apresenta a curva $T \times (fs)^{\frac{1}{2}}$ para as três ligas estudadas e suas respectivas inclinações quando $(fs)^{\frac{1}{2}} = 1$. A liga Monel 60 tem a maior $\left| \frac{dT}{d(fs)^{\frac{1}{2}}} \right|$, seguida pelas ligas ERCuNi 70/30 e CuNi 90/10, respectivamente. Esse resultado corrobora com o obtido a partir da análise do BTR, no entanto, contrasta com as análises do MCD e CSS obtidos pelo ensaio TVT.

Figura 66 – Previsão de maior susceptibilidade a trinca do Monel 60 em relação ao ERCuNi 70/30 e CuNi 90/10 com base na inclinação da curva $T - (fs)^{\frac{1}{2}}$ na faixa de solidificação de 0,87-0,94 ($0,933 < (fs)^{\frac{1}{2}} < 0,970$).



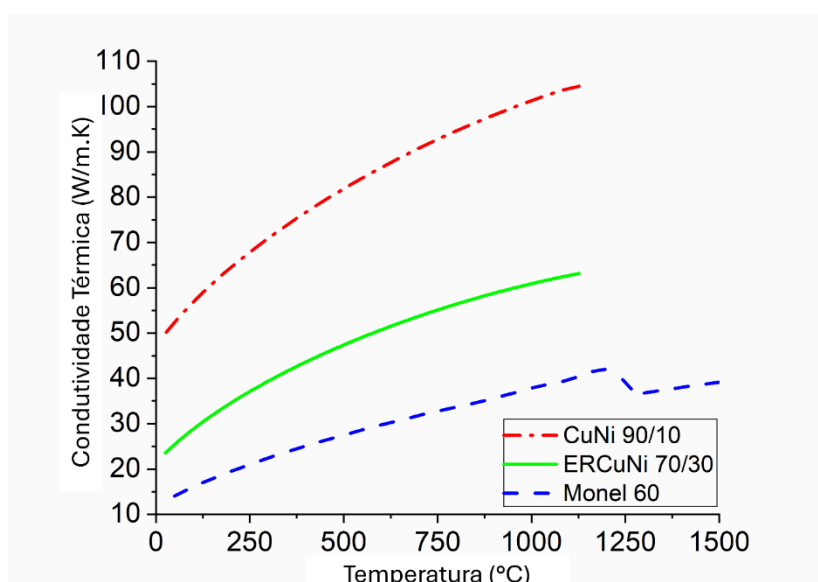
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Utilizando o software JMatPro® foram simuladas as condutividades térmicas das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10, uma vez que essa propriedade é diretamente relacionada com a taxa de resfriamento do material. Quanto maior a condutividade térmica maior será a taxa de resfriamento e menos tempo o material irá passar na BRT, diminuindo a ocorrência de trincas de solidificação.

Na Figura 67 são apresentadas as curvas de condutividade térmica das ligas, simuladas para as composições químicas obtidas por meio das técnicas de EDS e

espectrometria. Nos níveis de temperatura mais altos, que são as faixas de temperatura onde as trincas de solidificação se formam, as condutividades térmicas médias para as três ligas são apresentadas no Quadro 17.

Figura 67 – Curvas de condutividade térmica das ligas ERCuNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Quadro 17 – Condutibilidade térmica média na BRT.

Liga	Condutividade Térmica (W/m.K)
ERCuNi 70/30	62,44657
Monel 60	40,96309
CuNi 90/10	103,3312

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A liga CuNi 90/10 apresenta a maior condutibilidade térmica média na temperatura de fragilização, 103,3312 W/m.K (Quadro 17), o que promove um rápido resfriamento. Dessa forma, o material terminaria a solidificação muito rapidamente e passaria menos tempo na BTR, que para esse material é 89 °C (Quadro 16), a partir das simulações seguindo o modelo de solidificação de Scheil, a menor faixa dentre as três ligas estudadas.

No entanto, a liga CuNi 90/10 apresentou os maiores valores de comprimento de trinca na direção de soldagem, o que sugere que o mecanismo de formação de trincas nesse material ocorra de uma forma diferente, em relação as ligas ERCuNi 70/30 e Monel 60. Pelo

aspecto e localização das trincas acredita-se que o mecanismo prioritário seja por perda de ductilidade, porém, para validação dessa possibilidade é necessária uma investigação minuciosa microestrutural e metalúrgica da região da trinca.

Apesar do trabalho ser focada no estudo das ligas ERNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10, devido a excelente compatibilidade das ligas cuproníquel com as ligas de Ni e visando explorar as possibilidades de aplicação de diferentes materiais de adição na soldagem da liga CuNi 90/10, foi realizado um estudo de outras possibilidades de materiais de adição, apresentado no APÊNDICE D.

4.4 Caracterização metalúrgica das ligas

Como mencionado previamente, ao analisar as trincas formadas nas três ligas, foi observado que as ligas CuNi 90/10 e Monel 60 apresentaram trincas em regiões afastadas da linha de solidificação, influenciando diretamente nos resultados obtidos com o ensaio Trans-Varestraint. Segundo o ensaio TVT o material mais susceptível a formação de trincas é o CuNi 90/10, no entanto, como discutido anteriormente, as simulações não elucidam tais resultados. Fatores como faixa de solidificação, BTR e condutividade térmica, apresentaram resultados contrários aos esperados, que não corroboram com os obtidos com o ensaio de soldabilidade.

Dessa forma, a caracterização metalúrgica das ligas por meio de técnicas de EDS e EBSD foram fundamentais para apoiar as discussões desse estudo e ajudar a elucidar os mecanismos que guiam as formações de trincas nesses materiais. Nessa sessão são apresentadas e discutidas imagens de microscopia ótica, mapas de composição química, direção cristalográfica, KAM – *Kernel Average Misorientation* e Taylor.

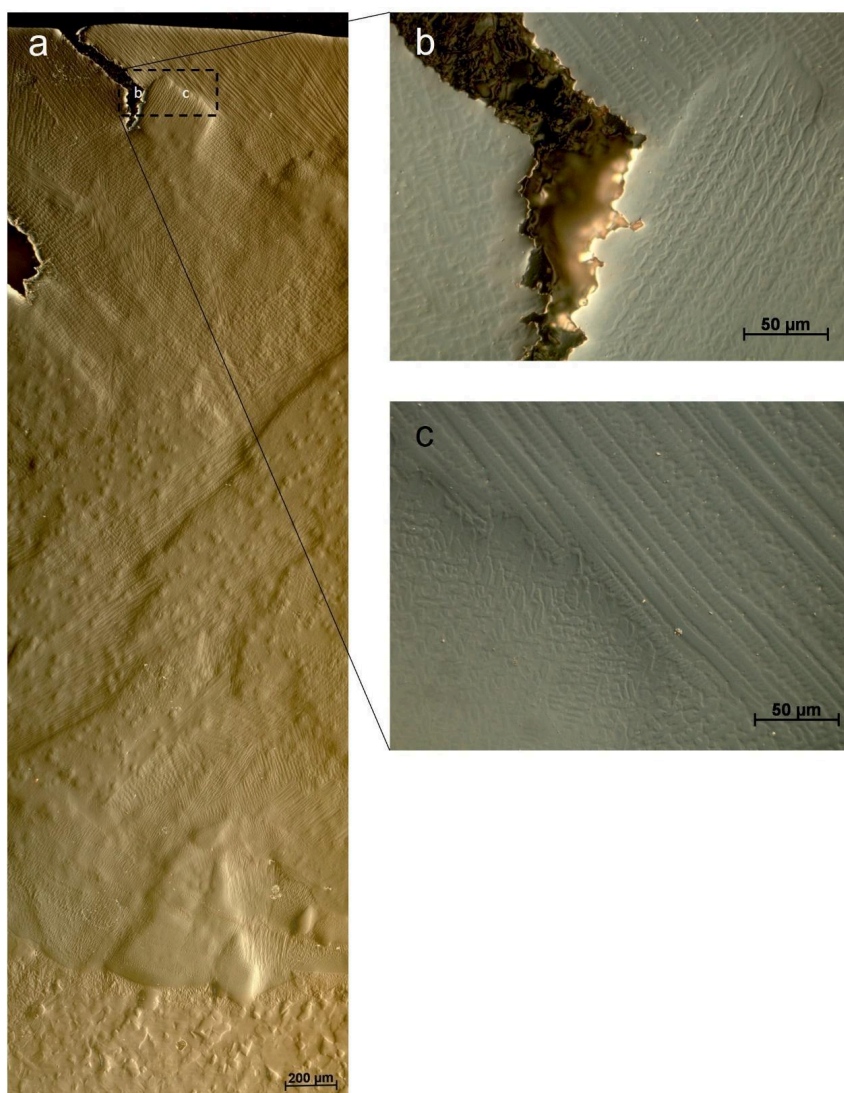
4.3.1 Caracterização da liga ERNi 70/30

A zona fundida é caracteriza por duas regiões, inicialmente a formada no enchimento do chanfro, utilizada para “isolar” o metal de adição e a zona fundida gerada no ensaio Trans-Varestraint, por meio da soldagem empregando o processo TIG autógeno. A zona fundida segundo Savage (1965) é composta pela região parcialmente fundida, seguida da fundida não misturada e, por fim a misturada. Na interface de enchimento do chanfro entre os materiais ERNi 70/30 e CuNi 90/10 é observada a região parcialmente fundida, seguida de

uma estreita faixa de crescimento epitaxial, para dar início a solidificação celular dendrítica, observados na Figura 68.

Na Figura 68 é representada uma sessão transversal da zona fundida, com trincas de solidificação geradas pelo ensaio Trans-Varestraint. Tal sessão corresponde a liga ERNi70/30 soldado com a energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 6% (Figura 69). Na Figura 68b observa-se a propagação de uma trinca preferencialmente entre regiões de encontros de crescimento dendrítico de diferentes direções cristalográficas, que possivelmente estão formando contornos de grão de alto ângulo.

Figura 68 – Caracterização da zona fundida da liga ERNi70/30. a) extensão completa da zona fundida - 200x; b) propagação da trinca – 500x e c) solidificação colunar dendrítico - 500x.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O avanço da soldagem gerou uma linha de solidificação em formato elíptico, característico de menores velocidades de soldagem e, como citado anteriormente, todas as trincas na liga ERcNi 70/30 se concentraram sobre a linha de solidificação, caracterizando-as como trincas de solidificação.

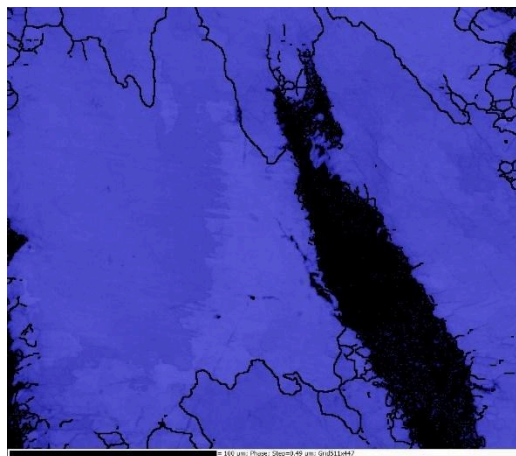
Figura 69 – Macroscopia das trincas de solidificação formadas na liga ERcNi 70/30, soldado com uma energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 6%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Em todas as amostras analisadas da liga ERcNi 70/30 foi encontrada apenas a fase CFC rica em Cu, conforme apresentado na Figura 70 pela cor azul, com a presença de Ni na forma substitucional. O material não apresentou fases secundárias ou precipitados próximos a região das trincas ou nos contornos de grão. As curvas de solidificação, segundo modelo de Scheil, já indicavam um percentual baixo de fases secundárias. Isso se dá pela estreita faixa de impurezas permitidas na fabricação dessa liga, ocasionando uma baixa segregação de elementos e volume de fases secundárias.

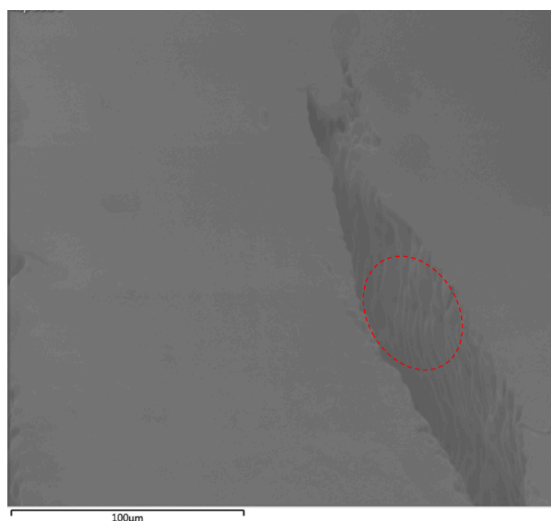
Figura 70 – Mapa de fases obtido pela técnica EBSD em uma região próxima a uma trinca da liga ERNi 70/30.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

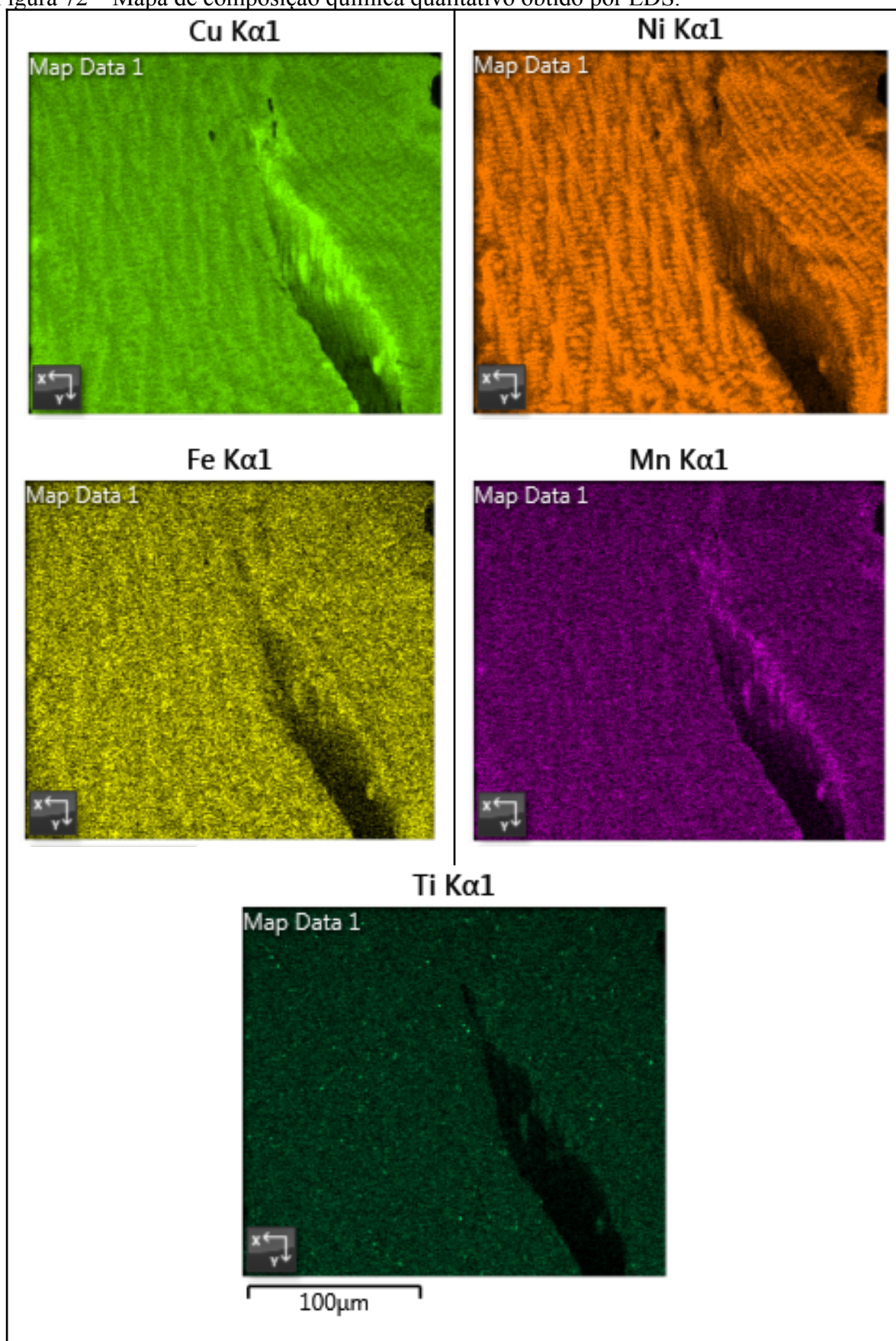
A superfície da trinca apresentou um aspecto superficial típico de trincas de solidificação, com uma morfologia dendrítica, indicada pelo círculo vermelho na Figura 71 e confirmada com o emprego da técnica de microanálise química (Figura 72), que apresenta a composição química qualitativa, onde os principais elementos são apontados na região em torno da trinca. Elementos de liga como Fe, Mn e Ti se apresentam totalmente solubilizados na matriz, estando distribuído de forma homogeneia. Com base na técnica EBS é possível evidenciar o núcleo dendrítico mais rico em Ni, enquanto a região interdendrítica está com uma presença maior de Cu. A trinca formada é interdendrítica, onde observa-se que o grão sofreu deformação, uma vez que as dendritas estão deformados, seguindo a orientação da trinca.

Figura 71 – Aspecto superficial da fratura.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 72 – Mapa de composição química qualitativo obtido por EDS.

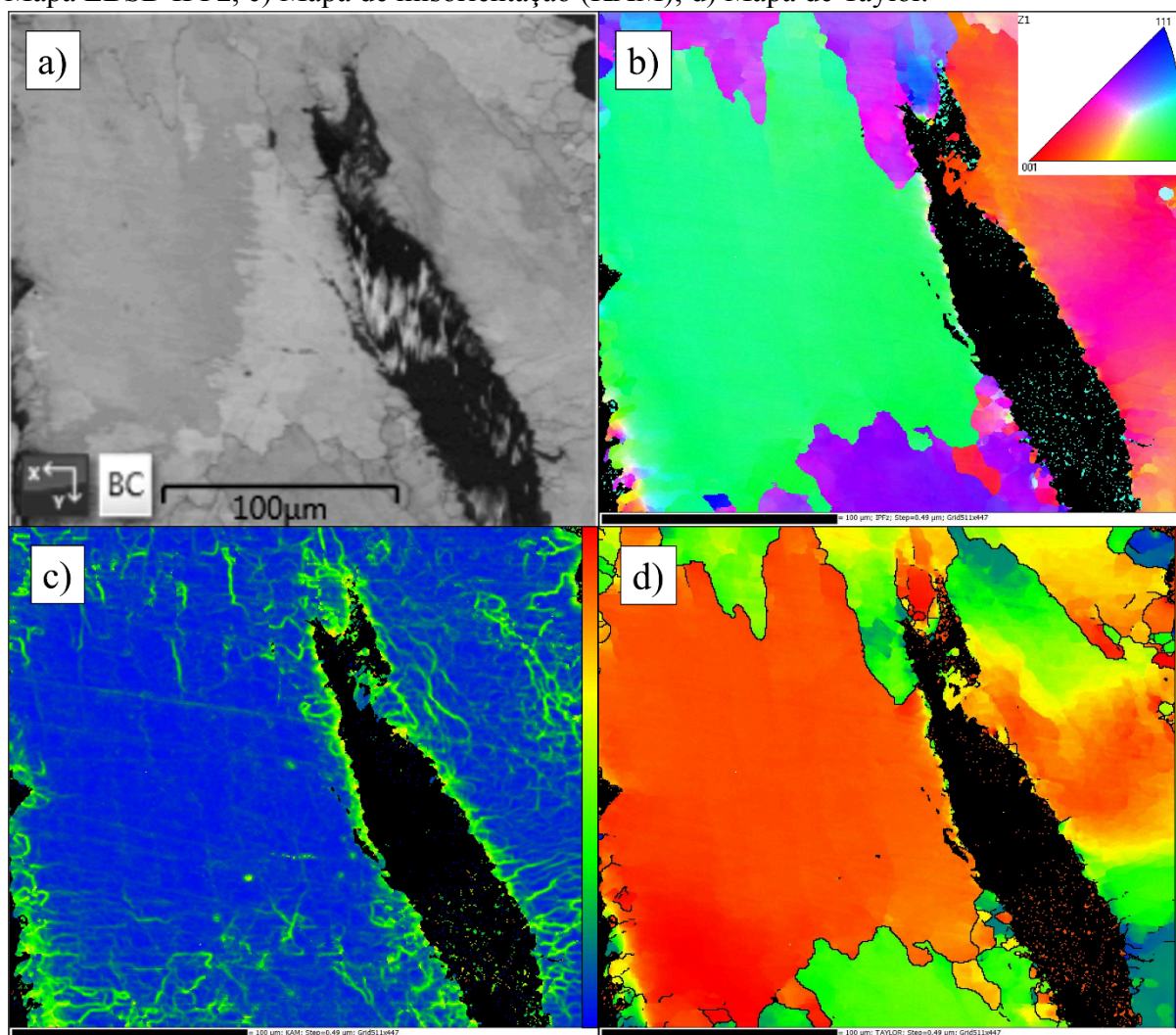


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Em todas as ligas investigadas, foram observadas trincas similares a da Figura 73 próximas a linha de solidificação. A Figura 73b representa as direções cristalográficas dos grãos próximos a trinca no plano IPFz, que corresponde a direção transversal a direção de soldagem. De acordo com a legenda, os grãos com a coloração vermelha representam os de direção cristalográfica da família $\{100\}$. Consequentemente, os grãos de cores quentes representam o sistema de escorregamento menos susceptível para movimentação das discordâncias, o que diminui a capacidade de absorção das tensões impostas pelo ensaio Trans-Varestraint e de contração do material, justificando a propagação de trincas. Esse comportamento sugere que a orientação cristalográfica dos grãos na zona fundida está intimamente relacionada aos mecanismos de propagação de trincas na liga.

A direção cristalográfica dos grãos nas regiões próximas as trincas é um elemento primordial para o estudo da sua propagação. Em estruturas que se solidificam com matriz CFC, como as formadas pelas ligas cuproníquel e monel, a movimentação de discordâncias ocorre preferencialmente no plano de escorregamento $\{111\}$ e na direção de escorregamento $\langle 1\bar{1}0 \rangle$, ambos o plano e direção de maior densidade atômica. Esta capacidade de deslizar ao longo destes planos e direções específicas sustenta o seu papel como locais preferenciais para a deformação plástica e a acomodação de tensão induzidas no material (Nissley *et al.*, 2002; Badji; Chauveau; Bacroix, 2013). Em contrapartida, o plano $\{100\}$ e a direção $\langle 100 \rangle$ representam o sistema menos favorável para movimentação das discordâncias, devido a sua baixa densidade atômica, tornando-os menos capazes de se deformar plasticamente e mais susceptíveis a formação de trincas. Em estruturas CFC, outro aspecto que deve ser considerado é o mecanismo de movimentação de discordâncias, onde uma discordância total pode ser dividida em duas discordâncias de Shockley (Badji; Chauveau; Bacroix, 2013). Esse mecanismo reduz a energia requerida para o escorregamento da discordância, facilitando a deformação e tornando o material menos susceptível a nucleação da trinca e sua propagação. Entender esses mecanismos de discordâncias é vital para o desenvolvimento de estratégias visando o aumento de resistência a trincas nessas ligas.

Figura 73 – Trinca de solidificação em uma amostra ERCuNi 70/30: a) SEM; b) Mapa EBSD IPFz; c) Mapa de misorientação (KAM); d) Mapa de Taylor.



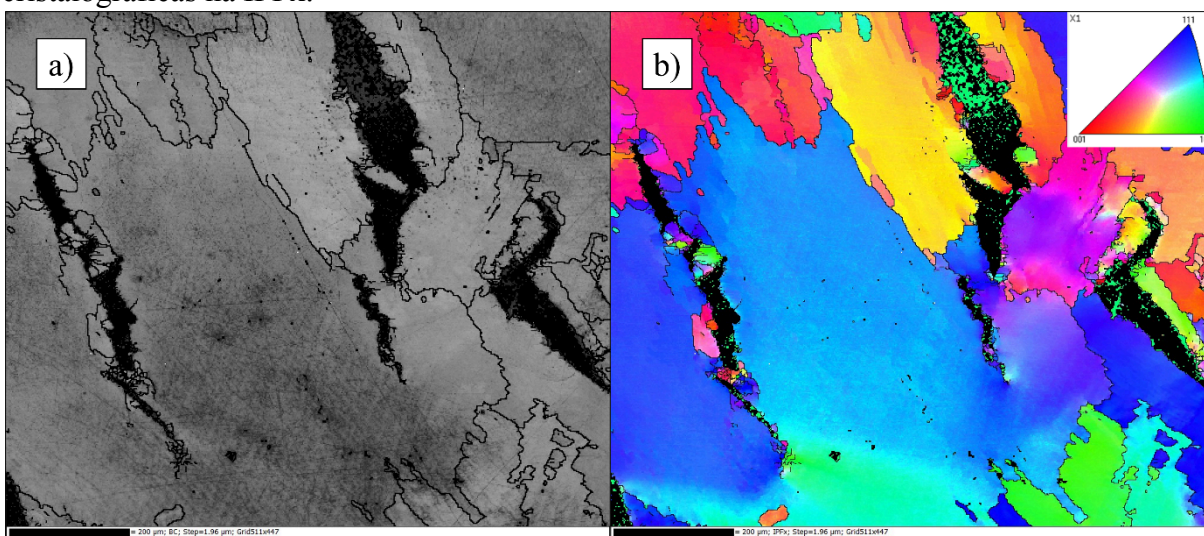
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O mapa da Figura 73c indica o nível de misorientação gerada por deformação plástica na estrutura cristalina. Um elevado nível de misorientação foi observado ao longo do contorno da trinca, resultado da deformação plástica causada pela acomodação da tensão envolvida na sua formação. O mapa de Taylor (Figura 73d) ilustra o potencial do grão para deformação plástica baseado nos planos de escorregamento disponíveis. A trinca se propagou ao longo de um grão rígido, indicado pela coloração vermelha. Além disso, o grão adjacente apresentou um gradiente de coloração, sugerindo que a deformação causada pela trinca o tornou mais rígido até sua estabilização.

Além do exposto, em outra trinca apresentada na Figura 74a, foi evidenciada uma grande densidade de contornos de alto ângulo ($>15^\circ$) próximo a região da trinca, onde é aplicada a técnica *contrast band* e *grain boundary*. Essa concentração de contornos de alto

ângulo não favorece a coesão dos grãos durante a absorção de tensões, facilitando a deformação plástica do material. A Figura 74b mostra o mapa de direções cristalográficas dos grãos na região próxima a trincas no plano IPFx, que está na direção das tensões de tração do ensaio Trans-Varestraint, indicando a propagação de trincas seguindo a direção de menor capacidade de escorregamento dos planos cristalinos, preferencialmente pelos contornos de grão na direção cristalográfica $\{100\}$.

Figura 74 – EBSD das trincas: a) contrast band; b) mapa das direções cristalográficas na IPFx.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Além do exposto, tanto na Figura 73 quanto Figura 74, observa-se que a microestrutura do material é composta em sua maioria por grãos grandes, no entanto, ao longo de alguns contornos de grãos e no comprimento da trinca, existe a presença de grãos mais finos. Esse refino dos grãos pode ser resultado da recristalização dinâmica, que ocorre em materiais submetidos a elevadas tensões e temperaturas, onde devido à natureza súbita das tensões geradas pelo ensaio Trans-Varestraint ficou restrita a regiões próximas a trinca.

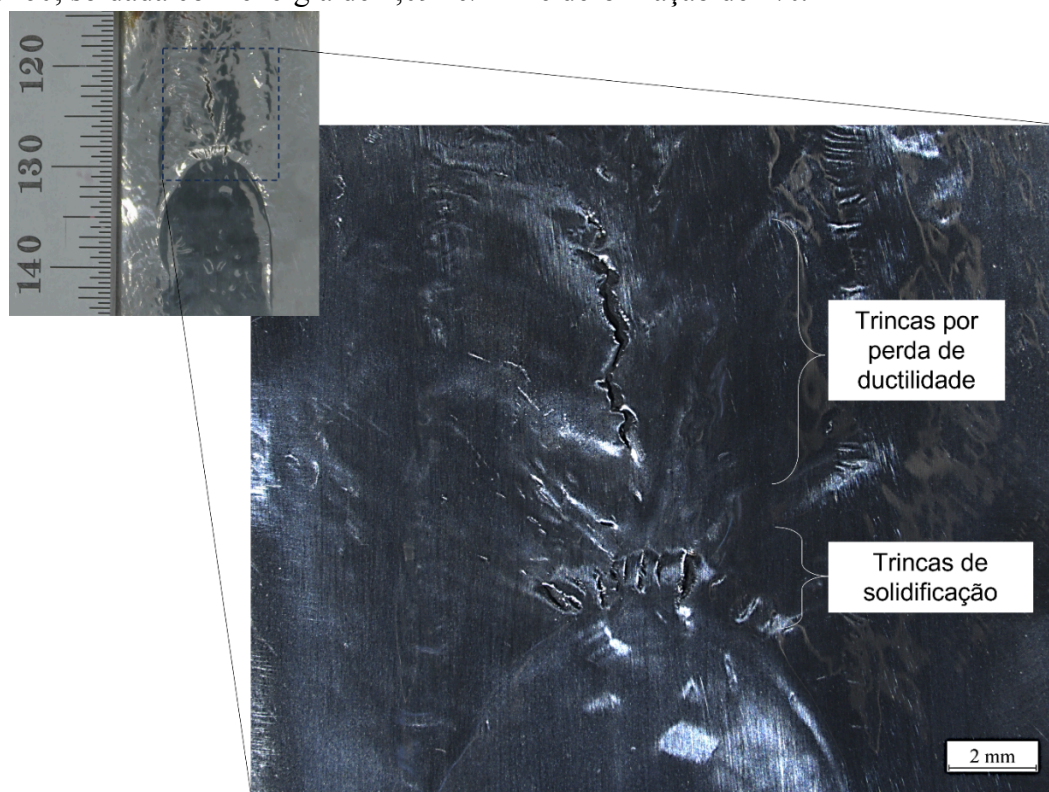
As trincas observadas para a liga ERCuNi 70/30 foram todas restritas a regiões de contornos de grão, caracterizando trincas do tipo intergranulares. São trincas que ocorrem nos estágios finais da solidificação, definida por Santillana *et al.*, (2012), como estágio 3. Devido à baixa presença de elementos e a alta solubilidade da matriz, não foram evidenciadas segregações que pudessem originar trincas interdendríticas, que ocorrem no estágio 2b de coalescência das dendridas.

4.3.2 Caracterização da liga Monel 60

A liga Monel 60 apresentou uma solidificação da zona fundida similar à da liga ERCuNi 70/30, apresentando uma região epitaxial seguida de uma região de crescimento dendrítico.

Com a velocidade de soldagem utilizada no ensaio a linha de solidificação obteve formato elíptico, no entanto, diferente do que foi encontrado para o material analisado anteriormente, foram evidenciadas trincas em duas regiões, como observado na Figura 75, onde é apresentado um corpo de prova de Monel 60, soldado com energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 4%. Para facilitar o entendimento, será utilizada a mesma nomenclatura empregada por Arata *et al.*, (1977), onde as trincas posicionadas sobre a linha de solidificação na direção paralela a taxa de resfriamento serão chamadas de trincas de solidificação, pois ocorreram nos estágios finais da solidificação e as segundas, mais afastadas da linha de solidificação, serão classificadas como trincas por perda de ductilidade, uma vez que ocorreram em temperaturas inferiores. Essas trincas por perda de ductilidade só foram observadas em deformações acima de 2% para a liga Monel 60.

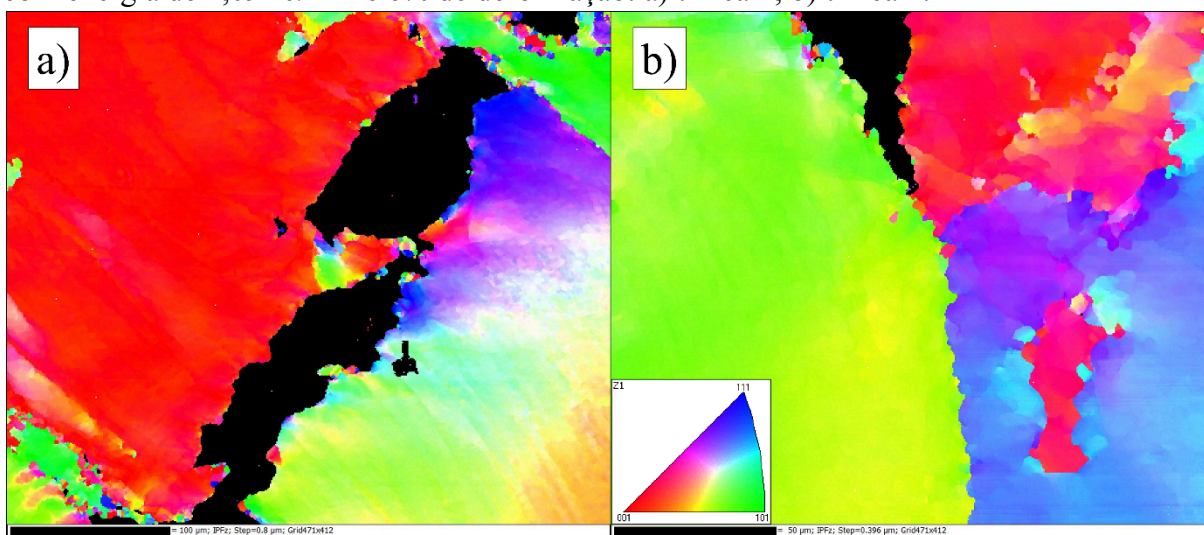
Figura 75 – Trincas de solidificação e por perda de ductilidade em amostra de Monel 60, soldada com energia de 1,09 kJ/mm e deformação de 4%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

As Figura 76a e Figura 76b mostram os mapas de direção cristalográfica dos grãos próximos a região de trincas de solidificação no plano IPFz, de um corpo de prova da liga Monel 60, ensaiado com uma energia de 1,09 kJ/mm e que sofreu deformação de 6%. Assim como as trincas da liga ERNi 70/30, evidencia-se a presença de grão na orientação $\{001\}$ adjacentes as trincas, indicados pela coloração vermelha. Como discutido anteriormente, tais grãos são facilitadores de propagação de trincas, uma vez que estão em direções de baixa capacidade de escorregamento das discordâncias, devido à baixa densidade atômica desses planos.

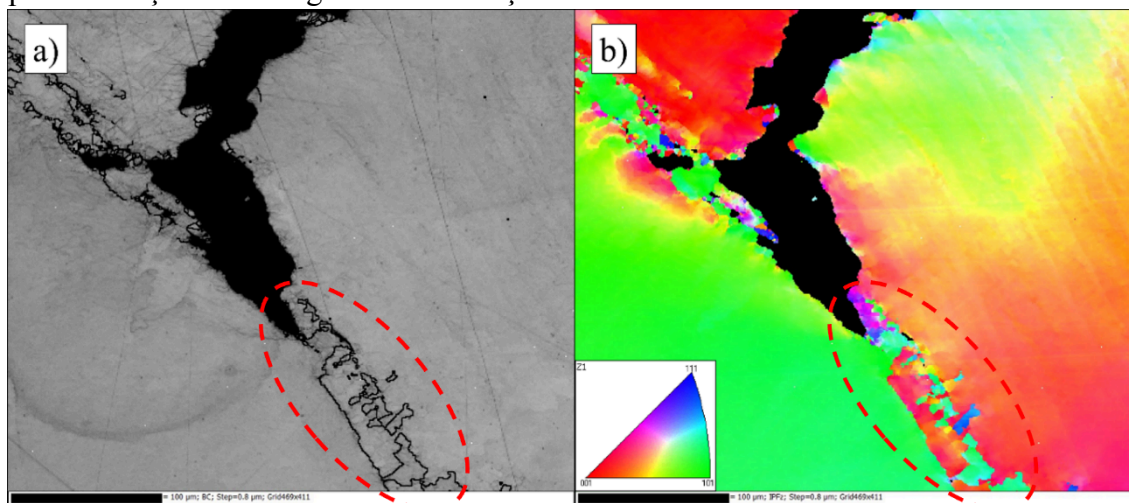
Figura 76 – Mapa de IPFz de trincas de solidificação da liga Monel 60, soldadas com energia de 1,09 kJ/mm e 6% de deformação: a) trinca 1; b) trinca 2.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Além do exposto, também foram observadas regiões próximas as trincas com a presença de bastante cristalização dinâmica, promovida pelas altas tensões e temperaturas sofridas por essa região quando realizado o ensaio. Tal efeito, evidenciado pela elipse vermelha, pode ser observado na Figura 77a com o *contrast band*, onde apenas contornos de grão de alto ângulo foram revelados. Além disso, o mapa de direções cristalográficas dos grãos na IPFz (Figura 77b) indica a propagação da trinca seguindo os contornos de grão mais bem orientados (na direção $\{100\}$), bem como a mudança de direção quando a condição não é satisfeita.

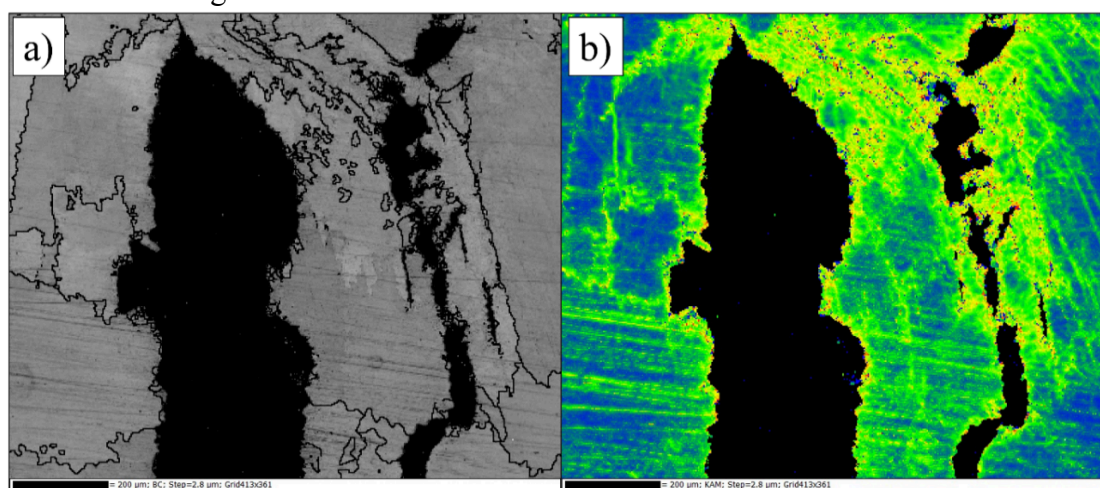
Figura 77 – Trincas de solidificação da liga Monel 60: a) mapa de contrast band; b) mapa das direções cristalográficas na direção IPFz.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O efeito da cristalização dinâmica sobre a interrupção da propagação de trincas pode ser evidenciado nos mapas da Figura 78. Na Figura 78a se observa um refino dos grãos próximo ao ponto final da trinca, devido todos os grãos formados serem de alto grau. Na Figura 78b é apresentado o mapa KAM – *Kernel Average Misorientation* - que avalia o nível de misorientação entre um pixel e seus vizinhos, onde nessa análise apenas ângulos de misorientação inferiores a 5° são levados em consideração para excluir o efeito de orientação cristalográfica dos grãos. Pode ser evidenciado um nível de misorientação maior na região próxima ao final da trinca, indicado na Figura 78b pela maior concentração da cor verde, conforme representado na legenda.

Figura 78 – Mapas de trincas de solidificação na liga Monel 60: a) contrast band; b) KAM - kernel average misorientation.

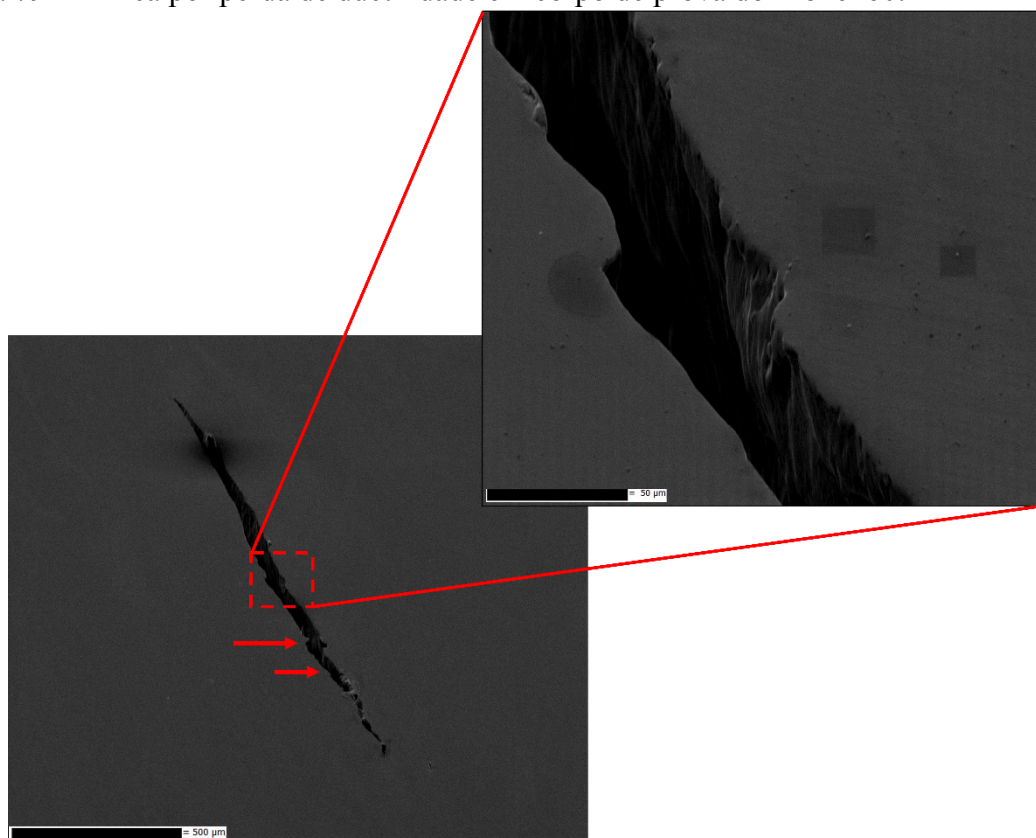


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Como relatado anteriormente, esse material também sofreu com trincas geradas em regiões mais afastadas da linha de solidificação, tais trincas foram classificadas como por perda de ductilidade e seus mecanismos de formação são diferentes como relatados no Capítulo 2 – REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO.

Como descrito anteriormente as TPD são trincas originadas devido a perda de ductilidade que o material sofre a temperaturas abaixo da temperatura *solidus*. Ou seja, o processo de solidificação já encerrou, quando as mesmas surgem. A trinca da Figura 79 se formou em uma região significativamente afastada da linha de solidificação, que limitava a poça de fusão ao instante de aplicação de carga do ensaio TVT. Esse fator sugere uma complexa intercorrelação de fatores contribuindo para o desenvolvimento da trinca. Na Figura 79, indicado pelas setas em vermelho e evidenciado na imagem ampliada, a trinca apresenta alguns pontos onde o seu desenvolvimento se deu a partir do particionamento do grão, o que indica a possibilidade de o material já estar sólido no momento do seu desenvolvimento.

Figura 79 – Trinca por perda de ductilidade em corpo de prova do Monel 60.

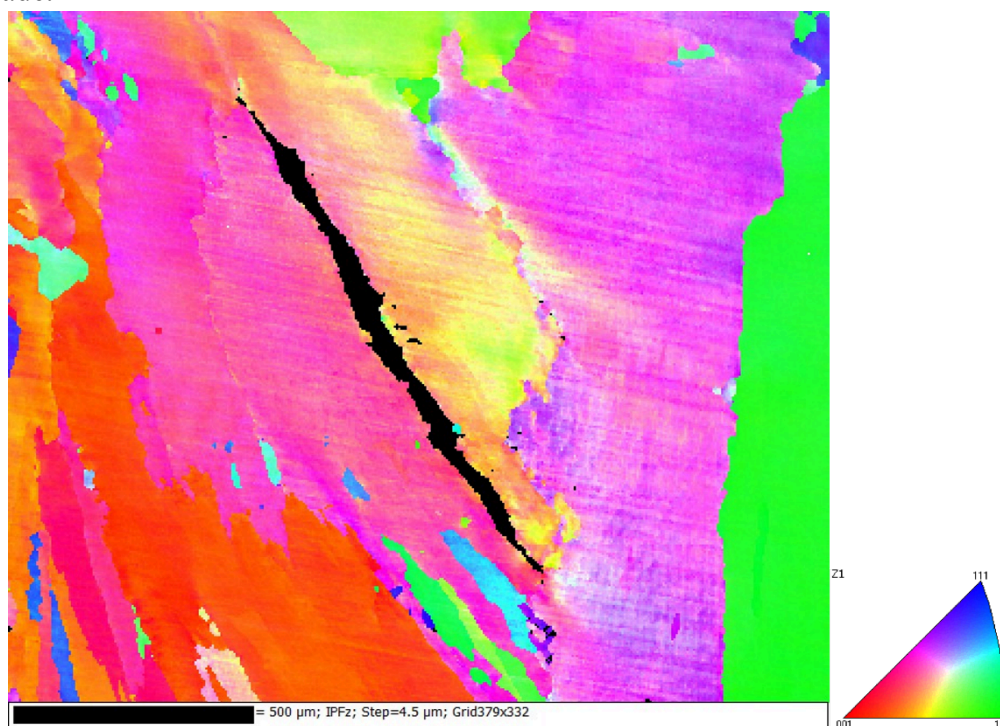


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A Figura 80 apresenta o mapa das direções cristalográficas dos grãos ao longo da trinca no plano IPFz, onde a trinca percorre um grão na coloração rosa, indicando que o

mesmo está todo na mesma orientação cristalográfica. Isso seria um indicativo que toda essa região seria rica do estado sólido quando a trinca iniciou a sua propagação. RAMIREZ *et al.*, (2004a) afirmam que TPD são causadas pela perda de ductilidade que o material sofre em temperaturas intermediárias, abaixo da temperatura de solidificação do material, dessa forma, o processo de solidificação já encerrou quando elas aparecem. Além disso, a trinca é abrangida por um único grão, o que possivelmente, indica que a mesma se deu ao longo de um contorno de grão migrado. A “leve” mudança de coloração do grão pode ser atribuída a movimentação (rotação) do grão durante a deformação ocasionada pela propagação da trinca. NISSLEY *et al.*, (2002) afirmam que em estruturas do tipo CFC monofásicos as trincas por perda de ductilidade são mais susceptíveis de ocorrer em contornos de grão migrados, formados devido a deformação de grãos durante o processo de contração na solidificação.

Figura 80 – Mapa de orientação cristalográfica na IPFz de uma trinca por perda de ductilidade.

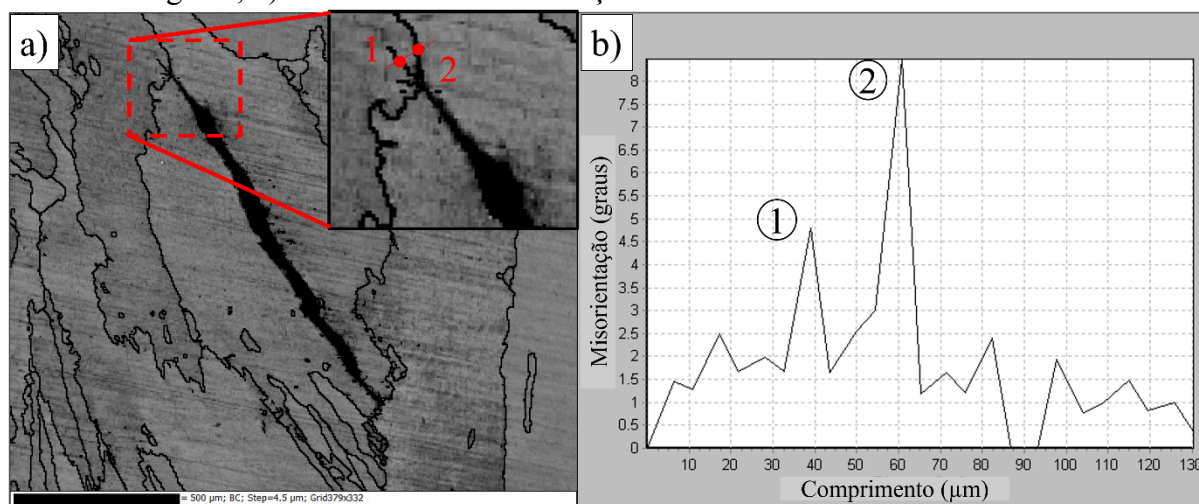


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A Figura 81 representa a mesma trinca por perda de ductilidade discutida nas Figura 79 e Figura 80. No mapa de contrast band (Figura 81a) foram revelados contornos de grãos com misorientação maiores que 3° , visando identificar contornos de baixo ângulo para associá-los a contornos de grãos migrados. Na Figura 81b é apresentado uma line scan de misorientação, onde os pontos coincidentes com os contornos de grãos indicam níveis de

misorientação inferiores a 5° e $8,5^\circ$, respectivamente, o que pode ser um indicador da continuidade de um contorno de baixo ângulo, que está no sentido de propagação da trinca.

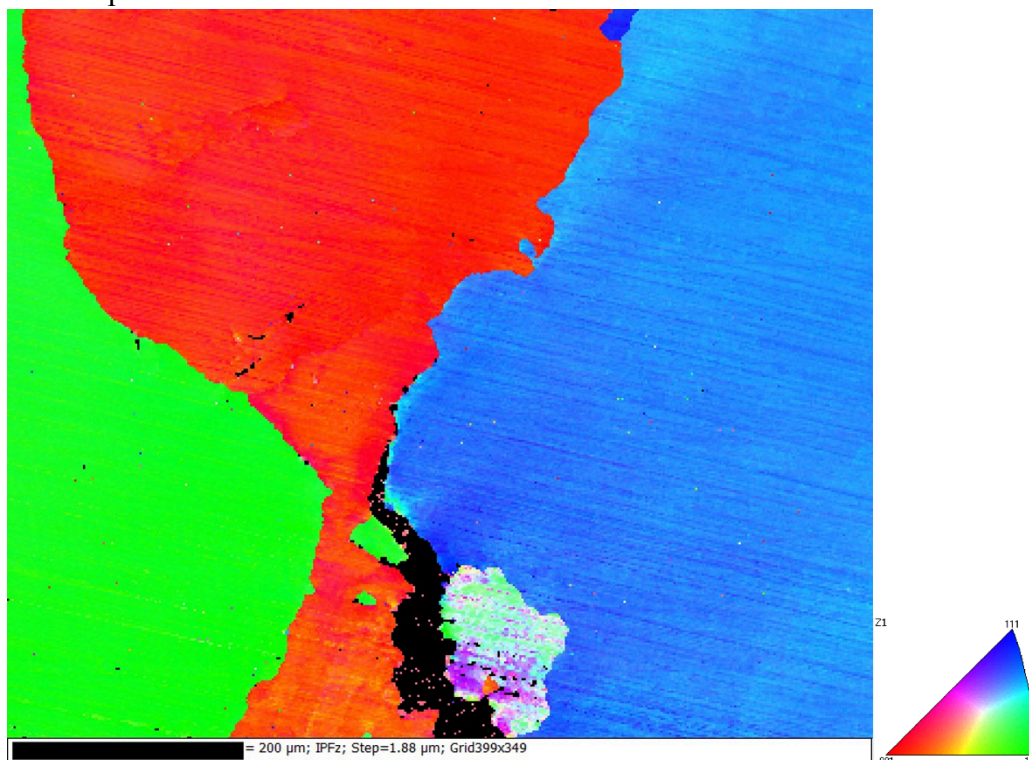
Figura 81 – Trinca por perda de ductilidade na liga Monel 60: a) Misorientação de contornos de grãos; b) Line scan de misorientação.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Assim como foi observado para as trincas de solidificação, também foram encontradas trincas seguindo contornos de grão orientados na direção $\{100\}$, onde é preferencial a propagação de trincas devido à baixa capacidade de deslocamento das discordâncias em virtude da presença de planos com baixa densidade atômica. A Figura 82 apresenta o mapa de orientação cristalográfica na IPFz de contornos de grãos próximos a uma trinca encontrada na região de trincas por perda de ductilidade, onde os grãos em vermelho estão orientados na direção $\{100\}$.

Figura 82 – Mapa de orientação cristalográfica de uma trica por perda de ductilidade no plano IPFz.



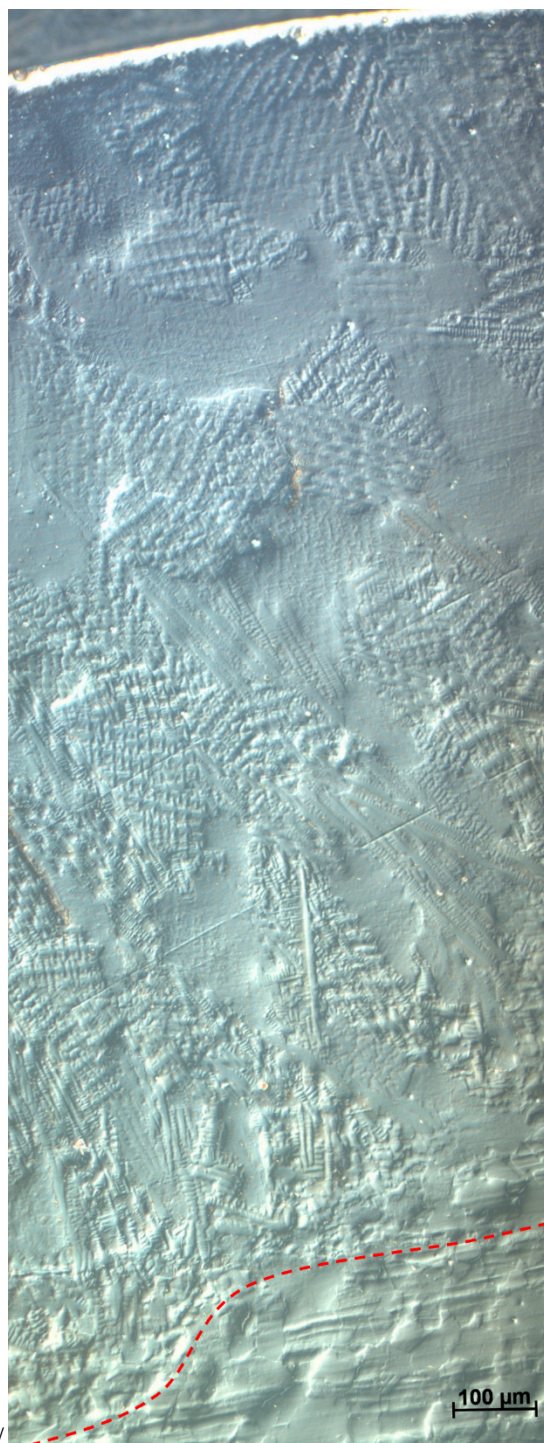
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na liga Monel 60 também não foram encontradas fases secundárias ou precipitações nos contornos de grão, que segundo Ramirez *et al.*, (2004b) são associados a formação de conexões que aumentam resistência do material a trincas por perda de ductilidade.

4.3.3 Caracterização da liga CuNi 90/10

Como relatado para a liga Monel 60, foram evidenciadas tanto trincas por solidificação como por perda de ductilidade nos corpos de prova da liga CuNi 90/10 a partir da deformação de 4%. Por não ter sido necessário realizar o enchimento de um chanfro para isolar a liga em estudo, uma vez que o material da chapa já é da própria liga, sua zona fundida é composta apenas pela soldagem autógena do ensaio, onde a linha de fusão pode ser evidenciada pela linha vermelha na Figura 83, que representa um ensaio soldado com energia de 1,09 kJ/mm e deformado em 8%. A solidificação da zona fundida é composta por uma região de crescimento epitaxial, seguida de uma colunar dendrítica.

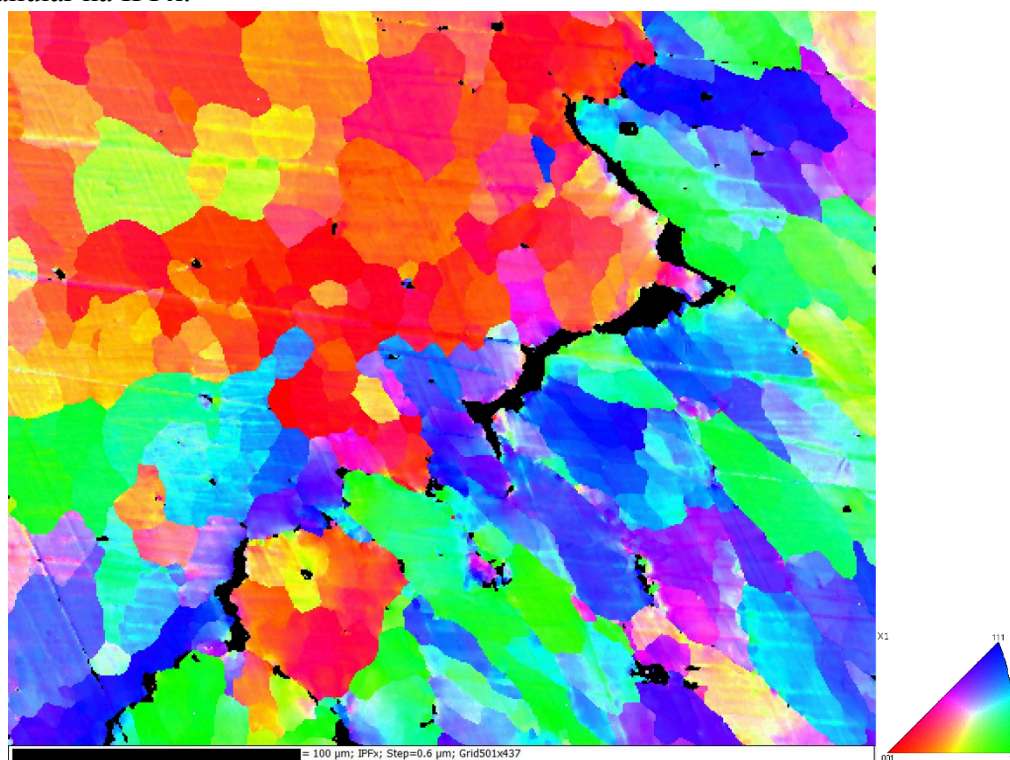
Figura 83 – Zona fundida de corpo de prova soldado com uma energia de 1,09 kJ/mm e deformada em 8%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na Figura 84 é apresentada a macrografia da região das trincas de um corpo de prova da liga CuNi 90/10. Assim como os corpos de prova da liga Monel 60, foram observadas trincas por solidificação e perda de ductilidade, no entanto, nessa liga em níveis de 6 e 8% de deformação as amostras não apresentavam uma região clara de separação entre as

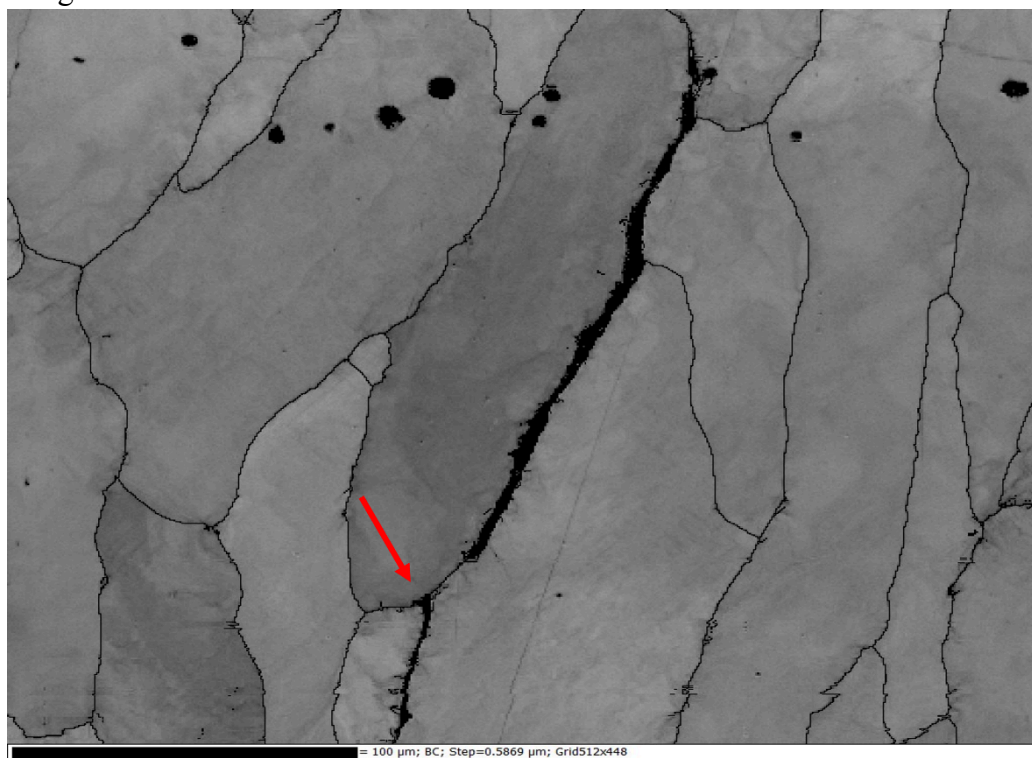
Figura 85 – Mapa de orientação cristalográfica de uma trinca de solidificação intergranular na IPFx.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Ramirez *et al.*, (2004b) propuseram um modelo que explica a formação das trincas por perda de ductilidade nos contornos de grão em função do seu nível de tortuosidade. Quando livres de precipitados, os grãos têm uma grande tendência de se apresentarem de forma contínua, livres de qualquer tortuosidade, favorecendo o seu deslizamento quando submetidos a tensões e resultando em um acúmulo de deformação no ponto triplo. Dessa forma, a formação de precipitados nos contornos de grão, podem ser associados a formação de conexões que aumentam a resistência do material a trincas por perda de ductilidade. O ponto triplo pode ser identificado pela seta vermelha na Figura 86 e pode ter sido um nucleador da trinca apresentada.

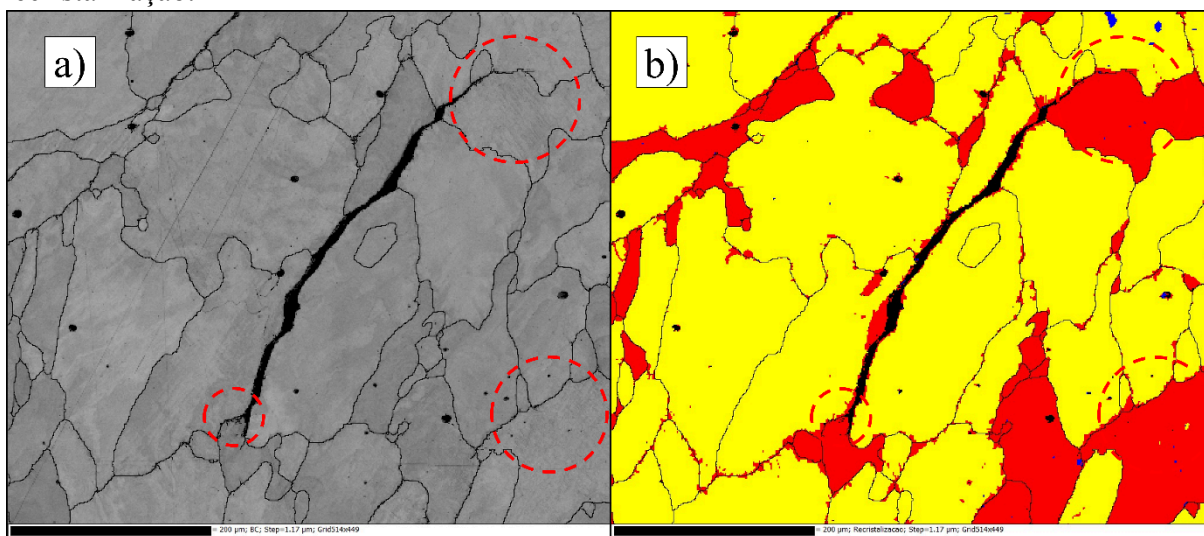
Figura 86 – Ponto triplo em uma trinca por perda de ductilidade em um corpo de prova da liga CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A Figura 87 ilustra uma TPD formada em uma região afastada da poça de fusão que será o pivô da nossa análise. Na Figura 87b é apresentado o mapa de recristalização de uma trinca por perda de ductilidade, onde as regiões são separadas por cores de acordo com o fenômeno presente no grão. A coloração azul representa grãos recristalizados, enquanto as áreas em vermelho indicam regiões que sofreram forte deformação plástica, acumulando energia devido as distorções. A região amarela representa estruturas recristalizadas parcialmente, possuindo uma energia armazenada inferior as regiões vermelhas totalmente deformadas. Nas extremidades da trinca podem ser evidenciados grãos com a coloração vermelha, indicando que eles sofreram altos níveis de deformação. Tal efeito é o principal responsável por cessar a propagação da trinca, uma vez que com a deformação foi possível a acomodação das tensões no material.

Figura 87 – Exemplificação de uma TPD da liga CuNi 90/10: a) SEM; b) Mapa de recristalização.

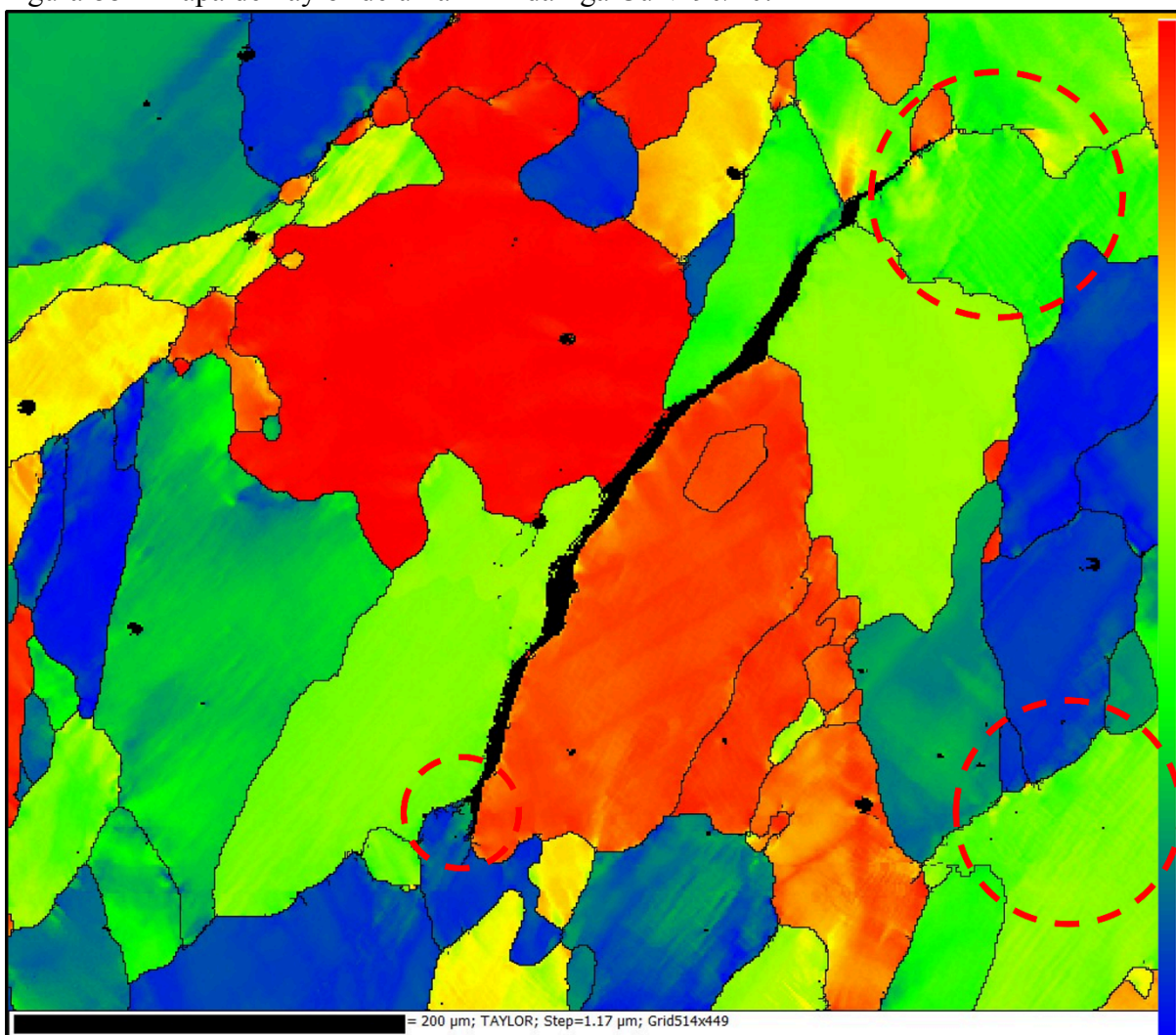


Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O fator de Taylor é uma ferramenta que prediz o nível de deformação plástica de um grão individualmente baseado na família de planos de escorregamento disponíveis. Os grãos são classificados em três grupos distintos baseados na orientação dos planos de escorregamento em relação a da carga aplicada. Os grãos em azul são aqueles com planos de escorregamentos alinhados favoravelmente com a carga aplicada, facilitando a deformação plástica. Os grãos na cor amarela e verde são grãos que precisam ser rotacionados para atender a direção preferencial de escorregamento dos planos, no entanto a deformação plástica ainda pode ocorrer. Já os grãos na coloração vermelha são classificados como grãos duros, pois não podem rotacionar para posicionar os grãos na direção dos planos de escorregamento apropriados para deformação plástica, rendendo a eles a incapacidade de acomodar as tensões submetidas. Dessa forma, grãos na coloração vermelha são extremamente susceptíveis a TPD.

A trinca apresentada no mapa de Taylor da Figura 88 é a mesma do mapa de recristalização da Figura 87, onde evidencia-se dois grãos de coloração vermelha ao logo do seu desenvolvimento, o que indica um elevado Fator de Taylor. Como explicado anteriormente, a coloração vermelha indica dois grãos com baixa capacidade de formação plástica, o que favorece a formação de trincas por perda de ductilidade, uma vez que o material perde a capacidade de propagar as discordâncias na sua rede cristalina. Além disso, são evidenciados grãos nas cores verde e azul ao final do desenvolvimento da trinca, indicando que esses grãos têm capacidade de deformar, o que corrobora com as discussões do mapa de recristalização.

Figura 88 – Mapa de Taylor de uma TPD da liga CuNi 90/10.



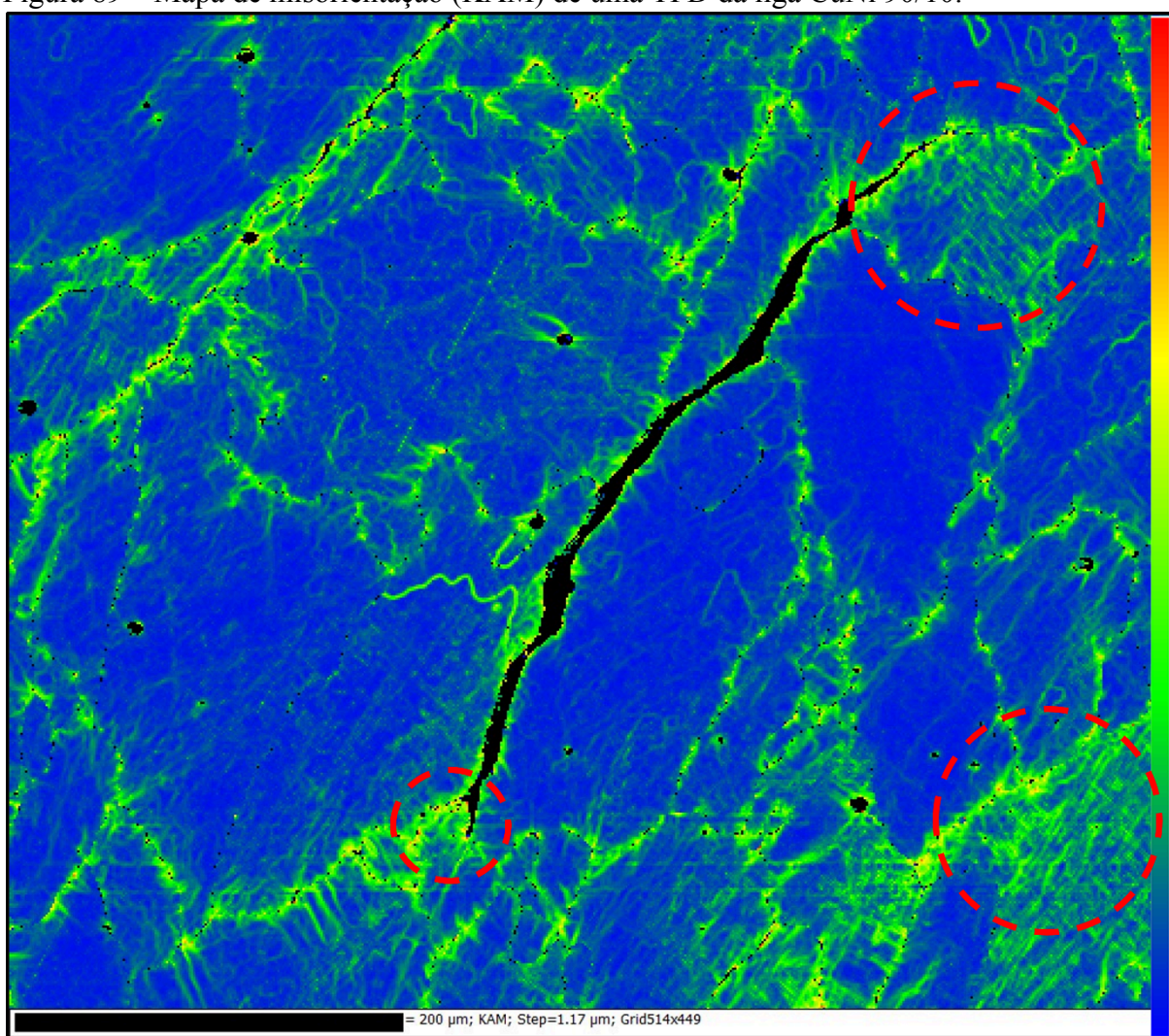
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

A Figura 89 corresponde a um mapa KAM (*Kernel Average Misorientation*) da mesma TPD da Figura 87, que apresenta o nível de misorientação local promovido por deformações sofridas na estrutura cristalina (Badji; Chauveau; Bacroix, 2013). Um material cristalino quando sofre uma deformação plástica, tem sua estrutura cristalina rearranjada para compensar as mudanças geométricas do material, que na maioria dos casos gera discordâncias. Essa deformação plástica desenvolve uma deformação heterogenia a nível atômico no material, que se manifesta a nível microscópico. Pelo coeficiente KAM é possível determinar quantas discordâncias são necessárias para gerar o nível de distorção que o material apresenta, chamado de GNDs (*Geometrically Necessary Dislocations*). Dessa forma, o KAM indica a misorientação local e, indiretamente, a densidade de GND (Moussa *et al.*, 2015).

No contexto do EBSD, o KAM representa a média do ângulo de misorientação (θ) de um determinado ponto em relação aos seus vizinhos (Moussa *et al.*, 2015). O mapa de KAM tem uma coloração padrão que representa o gradiente de misorientação, onde azul indica níveis menores e vermelho indica níveis maiores de misorientação.

Na Figura 89 podem ser evidenciadas algumas regiões com um nível de misorientação maior, ou seja, que sofreram maiores deformações plásticas para acomodar as tensões, destacadas pelos círculos vermelhos. Essas regiões correspondem a grãos com capacidade de deformação apontados pelo mapa de Taylor da Figura 88.

Figura 89 – Mapa de misorientação (KAM) de uma TPD da liga CuNi 90/10.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O presente trabalho avaliou de forma sistemática a susceptibilidade a formação de trincas a quente em ligas à base de cobre e níquel, com foco nas ligas ERCuNi 70/30 (AWS 5.7 ERCuNi), Monel 60 (AWS 5.14 ERNiCu-7) e CuNi 90/10 (UNS C70600), utilizando o ensaio Trans-Varestraint associado a simulações termodinâmicas (modelo de Scheil) e caracterizações microestruturais avançadas (MEV, EDS e EBSD).

Os resultados mostraram que a deformação imposta e o tipo de liga exercem influência significativa sobre o comprimento das trincas formadas. Embora todos os materiais tenham apresentado trincas a quente, os mecanismos de falha e o comprimento variaram de acordo com a composição e as propriedades físicas de cada liga.

A liga ERCuNi 70/30 apresentou o melhor desempenho de soldabilidade, com menor MCD e maior CSS, evidenciando boa resistência à formação de trincas de solidificação.

A liga Monel 60, embora mais resistente mecanicamente, apresentou amplo intervalo de solidificação ($= 405,2\text{ }^{\circ}\text{C}$) e BTR elevado ($= 304,94\text{ }^{\circ}\text{C}$), refletindo maior sensibilidade à solidificação interdendrítica e segregação de fases ricas em Ni e Si, especialmente Ni_5Si_2 . Esses constituintes de baixo ponto de fusão indicam um favorecimento a formação de trincas por solidificação.

Já a liga CuNi 90/10 revelou-se a mais susceptível ao trincamento a quente, apresentando os maiores valores de MCD e menores de CSS. Apesar de seu intervalo de solidificação estreito ($= 149,09\text{ }^{\circ}\text{C}$) e menor BTR ($= 89\text{ }^{\circ}\text{C}$) dentre as ligas estudadas. O comportamento contraditório observado foi atribuído ao fato da liga apresentar trincas tanto por solidificação quanto por perda de ductilidade.

A análise por EBSD mostrou que, em todas as ligas, as trincas se propagaram preferencialmente por contornos de grão com orientação $\{001\}$. Além disso, nas ligas Monel 60 e CuNi 90/10, em trincas mais afastadas da linha de solidificação, observou-se a presença de pontos triplos como locais preferenciais de nucleação das trincas, associados à ausência de precipitados ou contornos tortuosos que dificultassem o deslizamento dos grãos, indícios para a formação de trincas por perda de ductilidade.

Os resultados experimentais e simulados reforçam a validade da abordagem combinada adotada neste trabalho para a avaliação da susceptibilidade ao trincamento de ligas cuproníquel e Monel.

Em síntese, o estudo evidencia que:

- A susceptibilidade ao trincamento resulta da interação entre composição química, propriedades térmicas e deformação imposta;
- A ERCuNi 70/30 foi a liga com menor susceptibilidade a formação de trincas, onde as mesmas se concentraram na linha de solidificação;
- A Monel 60, embora apresentasse o maior intervalo de solidificação, bem como BTR, o ensaio Trans-Varestraint indicou uma susceptibilidade intermediária entre as ligas analisadas a formação de trincas a quente, no entanto, foram evidenciadas tanto trincas de solidificação como por perda de ductilidade;
- A CuNi 90/10 foi a liga mais crítica, apresentando os maiores comprimentos de trinca, uma vez que formou trincas por perda de ductilidade em conjunto com trincas de solidificação.

Os resultados dessa tese contribuem para o entendimento metalúrgico da soldabilidade de ligas cuproníquel e Monel, oferecendo subsídios para seleção racional de materiais de adição e parâmetros de soldagem em aplicações críticas, onde o controle de trincas a quente é determinante para a integridade estrutural.

6 CONCLUSÕES

Nessa sessão serão apresentadas as conclusões obtidas a partir dos resultados sobre o estudo da soldabilidade de ligas cuproníquel e Monel, avaliando a formação de trincas a quente por meio do ensaio Transvarestraint, visando atender todos os objetivos traçados para pesquisa.

- Dentre os fatores analisados, a deformação e a liga tiveram real influência sobre o comprimento das trincas formadas no intervalo de confiança estabelecido. A energia de soldagem necessita de uma exploração em diferentes níveis para identificar o seu efeito;
- Todos os materiais apresentaram formação de trincas a quente após a realização do ensaio, onde para as ligas ERcNi 70/30 e Monel 60 foram obtidas as deformações de saturação, indicada pela estabilização do MCD;
- Dentre as três ligas estudadas a CuNi 90/10 foi a que apresentou a maior susceptibilidade a formação de trincas a quente, apresentando valores de MCD superiores nos níveis maiores de deformação e CSS inferior quando comparado ao da liga de melhor soldabilidade, ERcNi 70/30;
- Em todas as ligas foram observadas trincas na região da linha de solidificação, sendo observadas trincas mais afastadas para o Monel 60 e CuNi 90/10, ambas com aspecto de trincas por perda de ductilidade;
- Apesar do que foi indicado pelo ensaio Tran-Varestraint, quando comparado aos valores de faixa de solidificação e BTR, a liga CuNi 90/10 apresentou os menores valores. Tais valores indicariam que essa liga teria a melhor soldabilidade quanto a trincas a quente, o que não foi evidenciado com o ensaio.
- A liga CuNi 90/10 apresentou os maiores valores de condutibilidade térmica simulados no JMatPro[®], indicando que essa liga sofreria a maior taxa de resfriamento, passando menos tempo na BTR, que já o menor entre as ligas estudadas. Dessa forma, foi reforçada a suspeita que mais de um mecanismo estaria envolvido na formação das trincas obtidas com o ensaio;
- A análise metalúrgica das trincas geradas na liga ERcNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10 por meio do ensaio Trans-Varestraint, indicam a ocorrência das trincas ao longo de contornos de grãos com direção cristalográfica

preferencial, devido a incapacidade de movimentação das discordâncias, no plano de menor densidade atômica na estrutura CFC;

- Nos contornos de grão próximos a região das trincas, evidencia-se a presença de grãos mais refinados devido a cristalização dinâmica promovida pela aplicação de tensão em alta temperatura;
- Não foram encontradas fases secundárias, microsegregações ou precipitações nas amostras analisadas, fator que é fundamental para formação de trincas de solidificação. No entanto, isso pode ser devido a solubilidade dos elementos de liga na fase matriz, bem como, a baixa quantidade de impurezas encontradas nessas ligas;
- Dentre os mecanismos de nucleação das trincas por perda de ductilidade, foi observada a presença maciça de pontos triplos, onde a trinca ocorre pela ausência de elementos que evitam o deslizamento dos grãos, tais como, precipitações ou contornos de grãos com maior tortuosidade;
- Os mapas de misorientação local (KAM) e Taylor foram compatíveis com os resultados discutidos, uma vez que os níveis de misorientação foram maiores à medida que a capacidade de deformação do grão aumentava, justificando a não propagação das trincas por perda de ductilidade.
- O ensaio Trans-Varestraint, o diagrama de Scheil e a análise metalúrgica das trincas se mostram ferramentas fundamentais na avaliação da susceptibilidade de trincas a quente em ligas cuproníquel e Monel. O ensaio foi capaz de identificar a liga de melhor soldabilidade quanto a trincas a quente, no entanto, a análise dos diagramas de Scheil e microscópica indicaram mais de um mecanismo promotor das trincas, classificadas como de solidificação e por perda de ductilidade. Dessa forma, para avaliar a susceptibilidade da liga a cada mecanismos de formação de trincas é necessário empregar outros ensaios visando isolar seus efeitos.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Apesar do esforço incessante por respostas, algumas dúvidas permanecem não totalmente elucidadas. Onde embora a vasta literatura sobre o tema aborde e proponha diversos mecanismos de nucleação e propagação de trincas a quente, foi evidenciada ainda sua limitação quanto a explicação dos fenômenos que ocorrem nas ligas CuNi, ligas de Ni e ligas NiCu.

Dessa forma, alguns trabalhos são propostos ao final dessa tese, visando discutir e explorar mais o tema:

- Em virtude da solubilidade entre os elementos Cu e Ni, seria interessante estudar a compatibilidade de outras ligas na soldagem do CuNi 90/10, visando identificar o nível de precipitação de fases e como isso influenciaria na formação de trincas de solidificação devido a precipitação de fases de baixo ponto de fusão.
- Além das ligas comercialmente produzidas, o processo de soldagem duplo arame pode ser empregado para a partir de diferentes níveis de diluição entre arames, fossem obtidas novas composições que atendam às exigências de aplicação e possam trazer benefícios como baixo custo e aumento da resistência a corrosão. Uma possibilidade é o desenvolvimento de uma liga CuNi 80/20 ou CuNi 50/50.
- Apesar do ensaio Trans-Varestraint avaliar a soldabilidade das ligas quanto a suscetibilidade de trincas a quente, ele pode promover também a formação de trincas por perda de ductilidade. Dessa forma, seria interessante propor um modelo onde essas trincas não fossem levadas em consideração nas análises e pudessem ter seu efeito isolado;
- Em materiais com grande quantidade de elementos de liga e impurezas, se observam microsegregações e precipitação de fases com baixo ponto de fusão para regiões de contornos de grão, fator fundamental para formação de trincas de solidificação. Nas ligas estudadas, com as técnicas disponível, não foi possível a identificação de segregações nos contornos de grãos, no entanto, foi evidenciada a presença trincas de solidificação. Dessa forma, seria interessante estudar a partir de qual ponto o nível microsegregações influencia a formação de trincas de solidificação, relacionando o fenômeno com a composição química e nível de impurezas permitido;

- Realizar um estudo relacionando a velocidade de soldagem com o avanço da linha de solidificação nessas ligas, de forma a prever o perfil de temperatura ao longo de todo o cordão soldado para identificar a qual distância da linha de solidificação o material já estava completamente sólido no momento da aplicação da carga no ensaio Trans-Varestraint. Dessa forma, seria possível separar as trincas que ocorreram durante a solidificação e as que ocorreram após, isolando os seus efeitos. Tal estudo poderia ser realizado empregando simulação e validando com a instalação de termopares ao longo da zona fundida;
- Além dos trabalhos propostos, seria interessante o emprego de sistemas de aquisição da temperatura do cordão no momento da soldagem por meio de termopares para o cálculo do SCTR dessas ligas, dessa forma, seria possível a comparação com os resultados de outras ligas já presentes na literatura.

REFERÊNCIAS

- ARAKI, A. *et al.* Twinning Induced Plasticity and Work Hardening Behavior of Aged Cu–Ni–Si Alloy. **Materials Transactions**, [s.l.], v. 55, p.501–505, 2014. Disponível em: https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/55/3/55_MBW201326/_article. Acesso em: 06 nov. 2025.
- ARATA, Y. *et al.* Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals (report I). **Transactions of JWRI**, Osaka, v. 5, n. 2, p. 153–167, 1976. Disponível em: https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/10859/jwri06_01_091.pdf. Acesso em: 06 nov. 2025.
- ARATA, Y.; MATSUDA, F.; KATAYAMA, S. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report II): effect of ferrite, p, s, c, si and mn on ductility properties of solidification brittleness. **Transactions of JWRI**, [s.l.], v. 6, n. 1, p. 105–116, 1977. Disponível em: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:136373410>. Acesso em: 04 out. 2024.
- ARATA, Y.; MATSUDA, F.; NAKAGAWA, H. Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels (report III): effect of strain rate on cracking threshold in weld metal during solidification. **Transactions of JWRI**, [s.l.], v. 6, n. 2, p. 197–206, 1977. Disponível em: <https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/9667/>. Acesso em: 05 nov. 2025.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: welding, brazing, and soldering. Ohio, 1993.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM specialty handbook**: copper and copper alloys. Ohio, 2001.
- ASM INTERNATIONAL. **Metals handbook**: properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. 10. ed. Materials Park, OH: 1990. v. 2. 1328 p.
- ASM INTERNATIONAL. Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys. *In*: ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook**. 10. ed. Materials Park, OH: 1990. v. 1, p. 950-994.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME boiler & pressure vessel code**: an international code. New York, 1998.
- AMERICAN STANDARD TESTING MATERIAL. **ASTM B466**: standard specification for seamless copper-nickel pipe and tube. Pensilvânia, 2018.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM B466/B466M-18**: standard specification for seamless copper-nickel pipe and tube. West Conshohocken, 2018.
- AMERICAN STANDARD TESTING MATERIAL. **ASTM B467**: standard specification for welded copper-nickel pipe. West Conshohocken, 2022.
- AUCOTT, L. *et al.* A three-stage mechanistic model for solidification cracking during welding of steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 49, p. 1674–1682,

2018. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-018-4529-z>. Acesso em: 06 nov. 2025.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.14/A5.14M: 2018**: specification for nickel and nickel-alloy bare welding electrodes and rods. Miami, 2018.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.7/A5.7M: 2011**: specification for copper and copper-alloy bare welding electrodes and rods. Miami, 2011.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B4.0: 2007**: standard methods for mechanical testing of welds. Miami, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS welding handbook**: materials and applications: Part 2. 9. ed. Miami, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS welding handbook**: materials and applications - Part 1. 9. ed. Miami, 2007.

BADJI, R.; CHAUVEAU, T.; BACROIX, B. Texture, misorientation and mechanical anisotropy in a deformed dual phase stainless steel weld joint. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 575, p. 94–103, jul. 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313002797>. Acesso em: 06 nov. 2025.

BAILEY, G. L. Copper-nickel-iron alloys resistant to sea-water corrosion. **Journal of the Institute of Metals**, [s. l.], v. 79, p. 243–292, 1951.

BÖLLINGHAUS, T.; HEROLD, H. **Hot cracking phenomena in welds**. Berlin: Springer, 2005.

BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. **International Materials Reviews**, [s.l.], v. 36, n. 1, p. 16–44, 1991. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/imr.1991.36.1.16>. Acesso em: 06 nov. 2025.

BURLEIGH, T. D.; WALDECK, D. H. Effect of alloying on the resistance of Cu-10% Ni alloys to seawater impingement. **Corrosion**, [s.l.], v. 55, n. 08, p. 800–804, 1999. Disponível em: <https://content.ampp.org/corrosion/article-abstract/55/8/800/6303/Effect-of-Alloying-on-the-Resistance-of-Cu-10-Ni?redirectedFrom=fulltext>. Acesso em: 06 nov. 2025.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Callister's materials science and engineering**. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2020.

CAMPBELL, A. N. *et al.* The effect of boron on the microstructure and physical properties of chemically vapour deposited nickel films. **Journal of materials science**, [s.l.], v. 23, p. 4049–4058, 1988. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF01106834>. Acesso em: 06 nov. 2025.

CAPOBIANCO, T. *et al.* Auger spectroscopy results from ductility dip cracks opened under ultra-high vacuum. **Welding Journal**, [s.l.], v. 89, n. 6, p. 123-s–130-s, 2010. Disponível em: https://s3.amazonaws.com/aws-pp-wj/WJ_2010_06_s123.pdf. Acesso em: 23 out. 2024.

CHEN, S. L. *et al.* Solidification simulation using Scheil model in multicomponent systems. **Journal of phase equilibria and diffusion**, [s.l.], v. 30, p. 429–434, 2009. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11669-009-9568-0>. Acesso em: 06 nov. 2025.

CHUBB, J. P. *et al.* Effect of alloying and residual elements on strength and hot ductility of cast cupro-nickel. **JOM**, [s.l.], v. 30, n. 3, p. 20–25, 1978. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03354350>. Acesso em: 06 nov. 2025.

COLLINS, M. G.; LIPPOLD, J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials: part I. **Welding Journal**, [s.l.], v. 82, n. 10, p. 288, 2003. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/287768904_An_investigation_of_ductility_dip_cracking_in_nickel-based_filler_materials_-_Part_I. Acesso em: 06 nov. 2025.

COPPER DEVELOPMENT ASSOCIATION. **Copper-nickel welding and fabrication: handling, welding, properties, applications**. 2. ed. [S.l.]: Nickel Institute, 2018.

CROOK, P. **A guide to the metallurgical, corrosion, and wear characteristics of the wrought nickel and cobalt alloys**. Materials Park, OH: ASM International, 2022. v. 1.

CROSS, C. E. On the origin of weld solidification cracking. *In*: KOU, S. **Hot cracking phenomena in welds**. Berlin: Springer, 2005. p. 3–18.

DAVIS, J. R. **Nickel, cobalt, and their alloys**. Materials Park, OH: ASM International, 2000. 442 p.

DEVLETIAN, J. H.; SULLIVAN, M. J. **Flux cored arc welding of CuNi 90/10 piping with CuNi 70/30 filler metal**. [S.l.]: National Shipbuilding Research Program, 2006.

DEY, G. K. *et al.* Precipitation hardening in nickel-copper base alloy monel K 500. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.], v. 24, n. 12, p. 2709–2719, 1993. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02659495>. Acesso em: 06 nov. 2025.

DOHERTY, R. D.; FEEST, E. A.; HOLM, K. Dendritic solidification of Cu-Ni alloys: part I. Initial growth of dendrite structure. **Metallurgical Transactions**, [s.l.], v. 4, n. 1, p. 115–124, 1973. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02649610>. Acesso em: 06 nov. 2025.

DÜNDAR, S. Dendritic solidification in a copper nickel alloy. **Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences**, [s.l.], v. 28, n. 2, p. 129–134, 2004. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/289027622_Dendritic_solidification_in_a_copper_nickel_alloy. Acesso em: 06 nov. 2025.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Solidification and weldability of superalloys. **Welding Journal**, Miami, v. 77, n. 8, p. 305s–312s, 1998.

EBRAHIMI, G. R. *et al.* Dynamic recrystallization in Monel400 Ni-Cu alloy: mechanism and role of twinning. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 744, p. 376–385, 2019. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509318317234>. Acesso em: 06 nov. 2025.

FEURER, U. Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON LIGHT METALS, 1977, Leoben. **Anais[...]**. Leoben: The Metallurgical Society, 1977. p. 13–26.

FRICK, J. P. *et al.* Corrosion of 90-10 cupronickel alloys in seawater systems. **JOM**, [s.l.], v. 37, n. 3, p. 28–30, 1985. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03258659>. Acesso em: 06 nov. 2025.

GAO, Xin *et al.* Dynamic recovery and recrystallization behaviors of c71500 copper-nickel alloy under hot deformation. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s.l.], v. 29, p. 7678–7692, 2020. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-020-05221-x>. Acesso em: 06 nov. 2025.

GAYLE, M.; LOOK, D. W. **Metals in america's historic buildings**: uses and preservation treatments. Washington: U.S. Department of the Interior, Heritage Conservation and Recreation Service, Technical Preservation Services Division, 1980. 168 p.

GUTIERREZ, S. H. Understanding GTA welding of 90/10 copper-nickel. **Welding journal**, [s.l.], v. 70, n. 5, p. 76–78, 1991.

HARRIS, Z. D.; BURNS, J. T. The effect of isothermal heat treatment on hydrogen environment-assisted cracking susceptibility in Monel K-500. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 764, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138249>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509319310354>. Acesso em: 06 nov. 2025.

HEMSWORTH, B.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N. F. Classification and definition of high-temperature welding cracks in alloys. **Metal Construction**, [s.l.], v. 1, n. 2, p. 5–16, 1969. Disponível em: https://jglobal.jst.go.jp/en/detail?JGLOBAL_ID=201602006189266010. Acesso em: 06 nov. 2025.

HOU, R. *et al.* Effects of Mo and B additives on hardness and the resistance of Cu–Ni alloy to wear, corrosion and corrosive wear. **Metals and Materials International**, [s.l.], v. 27, p. 4911–4921, 2021. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12540-020-00801-x>. Acesso em: 06 nov. 2025.

HU, Y. L. *et al.* Effect of Ti addition on cracking and microhardness of Inconel 625 during the laser solid forming processing. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 711, p. 267–277, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838817311702>. Acesso em: 06 nov. 2025.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO/TR 17641-3:2005 (E)**: destructive tests on welds in metallic materials: hot cracking tests for weldments: arc welding processes: part 3: externally loaded tests. Geneva: 2005.

KADOI, K. *et al.* Investigation of standardizing for evaluation method of transverse:Varestraint test. **Welding International**, [s.l.], v. 33, n. 4–6, p. 189–199, 2019. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09507116.2020.1866340>. Acesso em: 06 nov. 2025.

KADOI, K.; UENO, S.; INOUE, H. Effects of ferrite content and concentrations of carbon and silicon on weld solidification cracking susceptibility of stainless steels. **Journal of Materials Research and Technology**, [s.l.], v. 25, p. 1314–1321, 2023. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785423012668>. Acesso em: 06 nov. 2025.

KANNENGIESSER, T.; BOELLINGHAUS, T. Hot cracking tests: an overview of present technologies and applications. **Welding in the World**, [s.l.], v. 58, p. 397–421, 2014. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-014-0126-y>. Acesso em: 06 nov. 2025.

KATGERMAN, L.; ESKIN, D. G. In search of the prediction of hot cracking in aluminium alloys. *In*: KOU, S. **Hot cracking phenomena in welds II**. [S.l.]: Springer, 2008. p. 11–26.

KOU, S. A criterion for cracking during solidification. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 88, p. 366–374, 2015. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645415000476>. Acesso em: 06 nov. 2025.

KROMM, A. *et al.* Assessment of the solidification cracking susceptibility of welding consumables in the varestraint test by means of an extended evaluation methodology. **Advanced Engineering Materials**, [s.l.], v. 24, n. 6, 1 jun. 2022. Disponível em: <https://advanced.onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/adem.202101650>. Acesso em: 06 nov. 2025.

LIPPOLD, J. C. *et al.* Weld solidification cracking in solid-solution strengthened Ni-base filler metals. *In*: KOU, S. **Hot cracking phenomena in welds II**. [S.l.]: Springer, 2008. p. 147–170.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2014.

LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D.; DUPONT, J. N. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2011. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9780470500262>. Acesso em: 06 nov. 2025.

MARENYCH, O.; KOSTRYZHEV, A. Strengthening mechanisms in nickel-copper alloys: a review. **Metals**, [s.l.], v. 10, n. 10, p. 1358, 2020. Disponível em: <https://www.mdpi.com/853038>. Acesso em: 06 nov. 2025.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. 2. ed. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2012. 188 p.

MOUSSA, C. *et al.* About quantitative EBSD analysis of deformation and recovery substructures in pure Tantalum. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 89, n. 1, p. 012038, 2015. DOI: 10.1088/1757-899X/89/1/012038. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/89/1/012038>. Acesso em: 06 nov. 2025.

NICKEL INSTITUTE. **Applications of copper-nickel alloys**. [S. l.], [2024?]. Disponível em: Disponível em: <https://nickelinstitute.org/en/nickel-applications/copper-nickel-alloys/applications-of-copper-nickel-alloys/>. Acesso em: 06 nov. 2025.

NISSLEY, N. E. *et al.* Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic stainless steels and Ni-base alloys. **Welding in the World**, [s.l.], v. 46, p. 32–40, 2002. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF03263388>. Acesso em: 06 nov. 2025.

NISSLEY, N. E. **Intermediate temperature grain boundary embrittlement in nickel-base weld metals**. 2006. 153 f. Thesis (Doctor of Philosophy – Materials Science and Engineering) – The Ohio State University, 2006.

NOTHING, F. W. **Kupfer-Nickel-Legierungen**. Germany: Nickel-Inforamtionsbüro GmbH, Düsseldorf, 1964.

OGIWARA, H. *et al.* Hot cracking susceptibility of F82H with controlled Ta content. **Journal of Nuclear Materials**, [s.l.], v. 417, n. 1–3, p. 59–62, 2011. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311511000882>. Acesso em: 06 nov. 2025.

PARVIZI, M. S.; ALADJEM, A.; CASTLE, J. E. Behaviour of 90–10 cupronickel in sea water. **International Materials Reviews**, [s.l.], v. 33, n. 1, p. 169–200, 1988. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1179/imr.1988.33.1.169>. Acesso em: 06 nov. 2025.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: part I. Ductility and microstructural characterization. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 380, n. 1–2, p. 259–271, 2004. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304004289>. Acesso em: 06 nov. 2025.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: part II–Insight into the mechanism for ductility dip cracking. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 380, n. 1–2, p. 245–258, 2004. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304004290>. Acesso em: 06 nov. 2025.

RAPPAZ, M.; DREZET, J. M.; GREMAUD, M. A new hot-tearing criterion. **Metallurgical and materials transactions A**, [s.l.], v. 30, n. 2, p. 449–455, 1999. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-999-0334-z>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SAHARA, N. *et al.* Evaluation of solidification cracking susceptibility factors in carbon steel and availability of Ti addition based on theoretical analysis. **Welding International**, [s.l.], v. 37, n. 12, p. 708–717, 2023. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09507116.2023.2230658>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SANTILLANA, B. *et al.* High-temperature mechanical behavior and fracture analysis of a low-carbon steel related to cracking. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 43, p. 5048–5057, 2012. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-012-1331-1>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SANTOS, G. E. *et al.* Evaluation of solidification cracking of Ni-based alloy dissimilar welds based on Trans-Varestraint test. **Welding in the World**, [s.l.], v. 65, n. 10, p. 1969–1982, 2021. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-021-01147-7>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SANTOS, G. E. **Estudo da soldabilidade de consumíveis de ligas a base de níquel em soldagem dissimilar com aço carbono por meio do ensaio Trans-Varestraint**. 2020. 175 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2020.

SAVAGE, W. F. Weld metal solidification mechanics. **Welding Journal**, [s.l.], v. 44, n. 4, p. 175S–181S, 1965.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; CASTERAS, J. E. Effect of alloying additions on the weldability of 70 Cu-30 Ni. **Welding Journal**, [s.l.], v. 57, n. 12, p. 375s–382s, 1978. Disponível em: <https://scienceon.kisti.re.kr/srch/selectPORSrchArticle.do?cn=NART18768409>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; MILLER, T. W. microsegregation in partially melted regions in 70 Cu-30 Ni weldments. **Welding Journal**, [s. l.], v. 55, n. 7, p. 181s-189s, 1976.

SCHLEICH, W. Application of copper-nickel alloy UNS C70600 for seawater service. In: CORROSION 2005, 2005, Texas. **Anais [...]**. Houston: NACE International, 2005.

SENDA, T. *et al.* Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with Trans-Varestraint test. Trans. **Japan Welding Society**, [s.l.], v. 2, p. 1–22, 1971. Disponível em: <https://dl.ndl.go.jp/pid/10944578/1/1>. Acesso em: 06 nov. 2025.

SILVA, C. C. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos**. 2010. 326 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais)–Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SINGH, I.; KROENKE, W.; COLA, M. **Analytical prediction of the location of ductility dip cracking in the trans-varestraint test**. West Mifflin: Westinghouse Electric Corp., 1997. Disponível em: <https://digital.library.unt.edu/ark:/67531/metadc684191/manifest/>. Acesso em: 06 nov. 2025.

STATHARAS, D. *et al.* Getting the strain under control: trans-varestraint tests for hot cracking susceptibility. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 50, n. 4, p. 1748–1762, 2019. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-019-05140-0>. Acesso em: 06 nov. 2025.

TIAN, J. *et al.* Investigation on solidification crack susceptibility for weld metals of GH3539 alloy with Trans-Varestraint test. **Materials Today Communications**, [s.l.], v. 41, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.110898>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492824028794>. Acesso em: 06 nov. 2025.

TOMUS, D. *et al.* Controlling the microstructure of Hastelloy-X components manufactured by selective laser melting. **Physics Procedia**, [s.l.], v. 41, p. 823–827, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389213001685>. Acesso em: 06 nov. 2025.

WU, W.; TSAI, C. H. Hot cracking susceptibility of fillers 52 and 82 in alloy 690 welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 30, p. 417–426, 1999. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-999-0331-2>. Acesso em: 06 nov. 2025.

YAMASHITA, S. *et al.* Quantitative evaluation of augmented strain at the weld metal during the Trans-Varestraint test. **Welding in the World**, [s.l.], v. 65, n. 10, p. 2013–2021, 2021. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-021-01152-w>. Acesso em: 06 nov. 2025.

YAMASHITA, S.; SAIDA, K. Interpretation of evaluation indices based on solidification cracking behavior by in situ observation in Trans-Varestraint test. **Welding in the World**, [s.l.], v. 66, n. 2, p. 341–349, 2022. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-021-01223-y>. Acesso em: 06 nov. 2025.

YANG, L. *et al.* Effect of Si and Ni contents on the fluidity of Al-Ni-Si alloys evaluated by using thermal analysis. **Thermochimica Acta**, [s.l.], v. 645, p. 7–15, 2016. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004060311630288X>. Acesso em: 06 nov. 2025.

YUSHCHENKO, K. A. *et al.* Character of hot crack formation during welding of cast heat-resistant nickel alloys. **Hot Cracking Phenomena in Welds**, [s.l.], v. 1, p. 71, 2005. Disponível em: https://link.springer.com/chapter/10.1007/3-540-27460-X_5. Acesso em: 06 nov. 2025.

**APÊNDICE A – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL ERCuNi 70/30
QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT**

Material	Energia (kJ/mm)	Deformação (%)	Repetição	MCL (mm)	TCL (mm)	MCD (mm)
ERCuNi 70/30	1,09	1	1	0,47	1,201	0,466
			2	0,247	0,575	0,188
		2	1	0,436	1,575	0,402
			2	0,498	1,485	0,406
		4	1	2,09	7,595	1,357
			2	1,06	3,927	1,057
		6	1	2,198	5,842	1,887
			2	0,766	2,421	0,766
		8	1	0,77	3,797	0,721
			2	1,239	7,952	0,989
ERCuNi 70/30	0,74	1	1	0,317	0,317	0,257
			2	0	0	0
		2	1	0	0	0
			2	0	0	0
		4	1	0,892	2,708	0,89
			2	0,977	1,788	0,965
		6	1	0,822	1,971	0,802
			2	2,062	5,431	2,062
		8	1	1,421	9,142	1,343
			2	1,286	6,181	1,286

**APÊNDICE B – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL MONEL 60
QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT**

Material	Energia (kJ/mm)	Deformação (%)	Repetição	MCL (mm)	TCL (mm)	MCD (mm)
Monel 60	1,09	1	1	0,744	1,875	0,736
			2	0,715	1,771	0,623
		2	1	0,858	2,208	0,735
			2	1,03	4,317	0,901
		4	1	2,821	8,562	2,508
			2	4,51	10,466	4,422
		6	1	2,571	21,711	2,421
			2	8,332	48,804	8,316
		8	1	5,267	16,003	5,207
			2	5,85	26,447	5,787
Monel 60	0,74	1	1	0,583	1,041	0,497
			2	0,324	0,885	0,32
		2	1	0,593	2,21	0,589
			2	1,295	3,416	1,003
		4	1	1,754	5,623	1,1
			2	1,131	7,757	1,132
		6	1	2,056	9,399	1,702
			2	4,959	12,075	4,744
		8	1	5,893	10,953	5,845
			2	1,926	7,145	1,495

APÊNDICE C – MCL, TCL E MCD DAS AMOSTRAS DO MATERIAL CuNi 90/10 QUE PASSARAM PELO ENSAIO TRANS-VARESTRAINT

Material	Energia (kJ/mm)	Deformação (%)	Repetição	MCL (mm)	TCL (mm)	MCD (mm)
CuNi 90/10	1,09	1	1	0	0	0
			2	0,324	0,757	0,306
		2	1	0,517	2,516	0,513
			2	0,497	1,786	0,463
		4	1	3,595	17,317	3,488
			2	4,024	14,609	3,966
		6	1	7,046	22,772	6,734
			2	7,834	26,783	7,653
		8	1	8,661	36,249	8,658
			2	9,525	37,787	9,51

APÊNDICE D – OUTRAS POSSIBILIDADES DE METAL DE ADIÇÃO

Para realização desse estudo complementar, com outras possibilidades de materiais de adição, foram utilizadas as composições químicas das ligas obtidas com base nas normas que regem as aplicações desses materiais. Composições químicas de zonas fundidas foram simuladas com três níveis de diluição, visando construir diagramas dos estágios de solidificação sob condição de não-equilíbrio (Scheil).

As ligas selecionadas para esse breve estudo foram a Inconel 625, Inconel 686, Hastelloy C-276 e a Monel 67, devido a excelente compatibilidade das ligas cuproníquel com as ligas de Ni. As composições das ligas com os respectivos níveis de diluição são apresentadas na Tabela 9. Os diagramas de Scheil das ligas estudadas estão presentes nos APÊNDICES E, F, G e H, respectivamente, onde os seus resultados principais são apresentados na Erro! Fonte de referência não encontrada. e Quadro 18.

Tabela 9 – Composições químicas simuladas para diversos metais de adição com diferentes diluições.

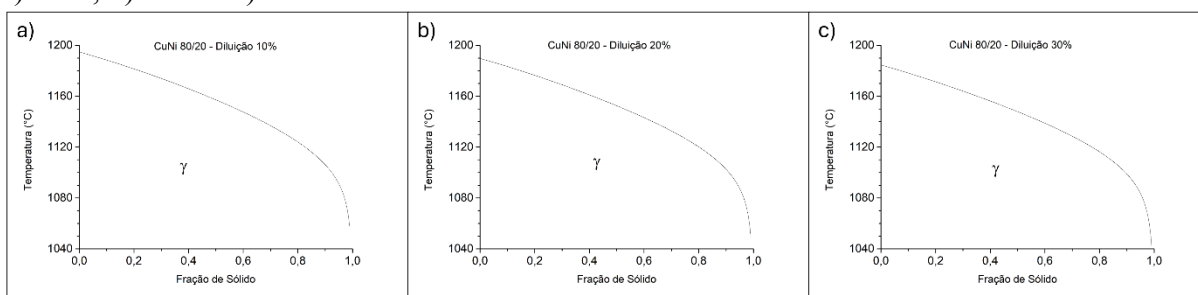
Metal de Adição	Diluição	Composição Química										
		Cu	Ni	Pb	Fe	Zn	Mn	C	Si	Cr	Mo	Al
Inconel 625	10%	8,66	59,06	0,01	0,31	0,1	0,11	0,01	0,05	19,98	8,22	0,08
	20%	17,32	53,61	0,01	0,43	0,2	0,21	0,01	0,04	17,76	7,3	0,07
	30%	25,97	48,16	0,02	0,55	0,3	0,31	0,01	0,04	15,54	6,39	0,06
		Ti	Nb	Co								
	10%	0,21	3,18	0,03								
	20%	0,18	2,82	0,02								
	30%	0,16	2,47	0,02								
Inconel 686		Cu	Ni	Pb	Fe	Zn	Mn	C	Si	Cr	Mo	Al
	10%	8,66	53,4	0,01	0,4	0,1	0,31	0,01	0,05	18,48	14,75	0,23
	20%	17,32	48,58	0,01	0,51	0,2	0,38	0,01	0,05	16,42	13,11	0,21
	30%	25,97	43,75	0,02	0,62	0,3	0,46	0,01	0,04	14,37	11,47	0,18
		Ti	W									
	10%	0,04	3,57									
	20%	0,03	3,18									
Hastelloy C-276		Cu	Ni	Pb	Fe	Zn	Mn	C	Si	Cr	Mo	Co
	10%	8,71	52,12	0,01	5,6	0,1	0,57	0	0,03	14,52	14,65	0,12
	20%	17,36	47,44	0,01	5,14	0,2	0,62	0	0,02	12,9	13,02	0,1
	30%	26,01	42,76	0,02	4,67	0,3	0,66	0	0,02	11,29	11,4	0,09
		P	S	W	V	N						
	10%	0,06	0	3,04	0,15	0,01						
	20%	0,06	0	2,7	0,14	0,01						
Monel 67		Cu	Ni	Pb	Fe	Zn	Mn	C	S	Si	Ti	P
	10%	69,16	28,45	0,02	0,66	0,1	1	0,04	0,01	0,23	0,32	0,02
	20%	71,09	26,4	0,03	0,74	0,2	1	0,03	0,01	0,2	0,28	0,02
	30%	73,03	24,35	0,03	0,83	0,3	1	0,03	0,01	0,18	0,25	0,01

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Além das ligas apresentadas anteriormente, foi simulada uma condição na qual seria empregado um metal de adição CuNi 80/20. Foram simuladas as fases formadas durante a solidificação empregando o modelo de Schiel para as diluições de 10%, 20% e 30%, utilizando como metal de base o CuNi 90/10.

Assim como as ligas do estudo, devido à ausência de impurezas e a solubilidade dos elementos de liga para a fase matriz de Cu, os diagramas de Scheil do CuNi 80/20 apresentaram uma solidificação monofásica, composta de uma fase CFC e uma estreita faixa de solidificação como apresentado nas curvas da Figura 90.

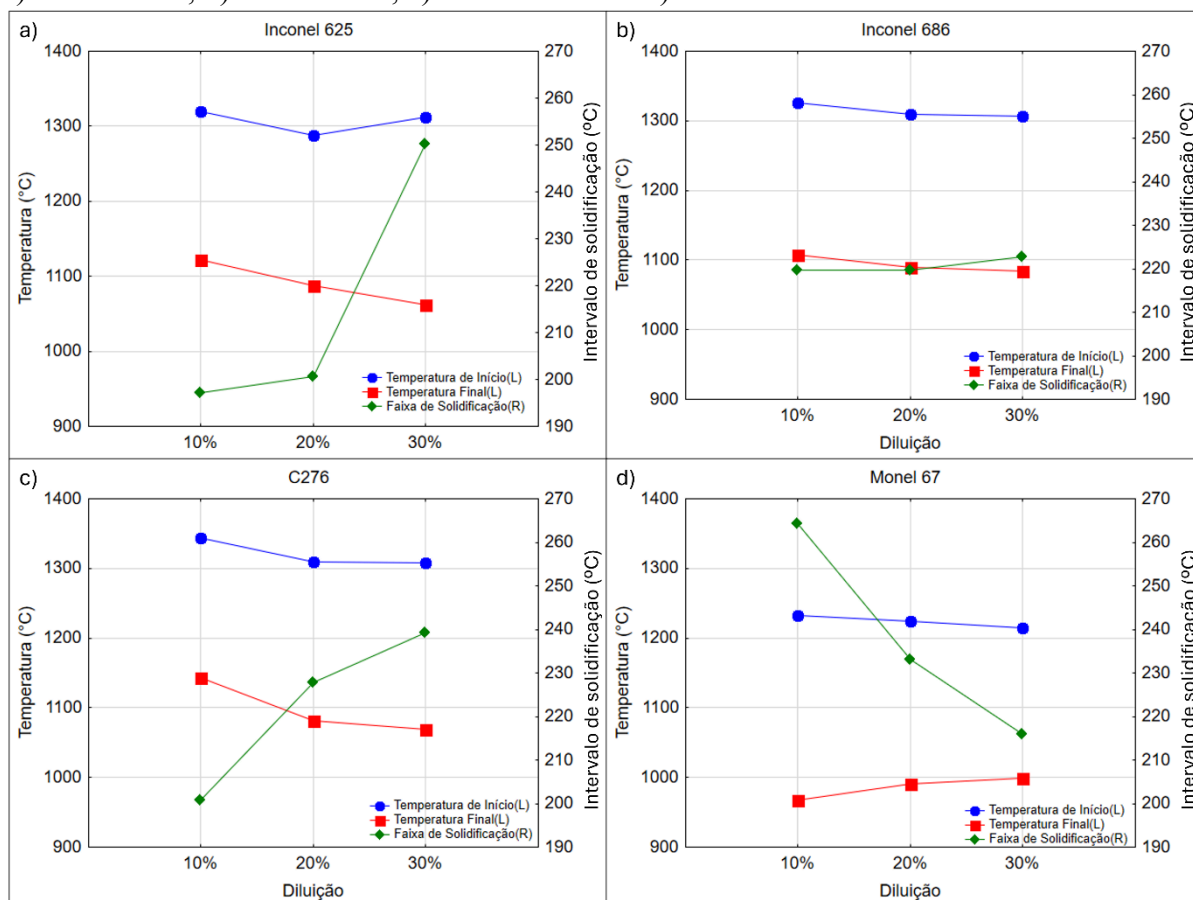
Figura 90. Curvas de Scheil geradas a partir das composições simuladas das zonas fundidas do CuNi 90/10 com o CuNi 80/20 como metal de adição para diluições de: a) 10%; b) 20% e c) 30%.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na Figura 91 são apresentadas as temperaturas de início e fim da solidificação, bem como a faixa em que ocorrem. A medida que a diluição aumenta também aumenta as faixas de solidificação para as ligas de níquel Inconel. Isso ocorre devido a maior quantidade de elementos de liga, que formam eutéticos de baixo ponto de fusão, diminuindo a temperatura de fim da solidificação e aumentando a faixa de solidificação.

Figura 91. Faixas de solidificação para as diluições de 10%, 20% e 30% das ligas: a) Inconel 625; b) Inconel 686; c) Inconel C276 e d) Monel 67.



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Apesar dos resultados apresentados na Figura 91, o BTR para as ligas Inconel 686 e C276 não acompanharam o mesmo comportamento do intervalo de solidificação, como apresentado no Quadro 18. Tal fenômeno requer uma maior investigação, visando identificar reais temperaturas de início e frações de precipitações formadas.

Quando analisada a liga CuNi 80/20, observou-se que a mesma apresenta resultados promissores quanto a faixa de solidificação e BTR, onde uma vez que quanto menores, indicam baixa suscetibilidade a formação de trincas a quente. Dessa forma, se mostra uma possibilidade de estudo, que requer uma maior investigação.

Quadro 18 – Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação e BTR para as zonas fundidas simuladas.

DTR para as zonas fundidas simuladas.									
Liga	Diluição	γ	γ_2	CUBA 3	Ni ₃ T	σ	γ_3	BCC	BRT (°C)
Inconel 625	10%	97%	0,09%	0,22%	0,92%	0,8%	-	-	134,9
	20%	95,39%	0,08%	0,13%	0,07%	0,01%	3,31 %	0,08%	165,3
	30%	98,88%	-	-	-	-	-	0,12%	166,35
Liga	Diluição	γ	M ₆ C	BCC					BTR (°C)
Inconel 686	10%	98,85%	-	0,17%					173,51
	20%	98,77%	0,16%	0,12%					183,48
	30%	98,65%	0,17%	0,22%					66,03
Liga	Diluição	γ	M ₆ C	HCP	BCC				BTR (°C)
Inconel C276	10%	98,94%	0,01%	0,05%	-				152,77
	20%	98,94%	-	0,04%	0,04%				191,35
	30%	98,88%	0,01%	0,04%	0,1%				103,54
Liga	Diluição	γ	P ₂ Zn ₃						BTR (°C)
Monel 67	10%	98,8%	0,03%					167,24	
	20%	98,79%	0,05%					138,97	
	30%	98,8%	0,06%					124,84	
Liga	Diluição	γ							BTR (°C)
CuNi 80/20	10%	100%							69
	20%	100%							71
	30%	100%							73

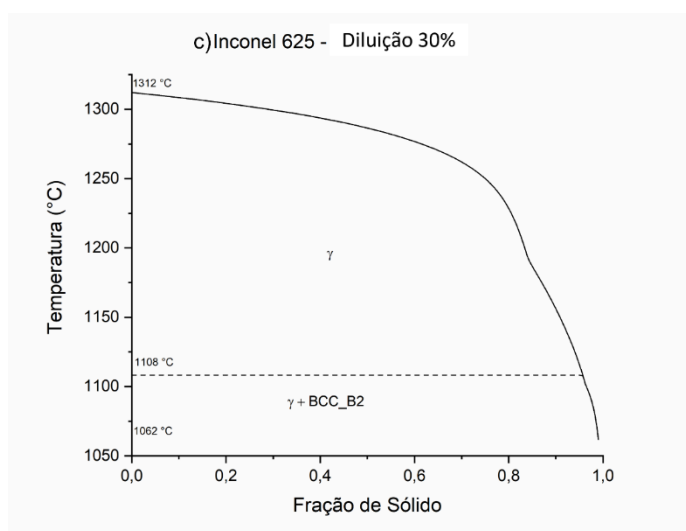
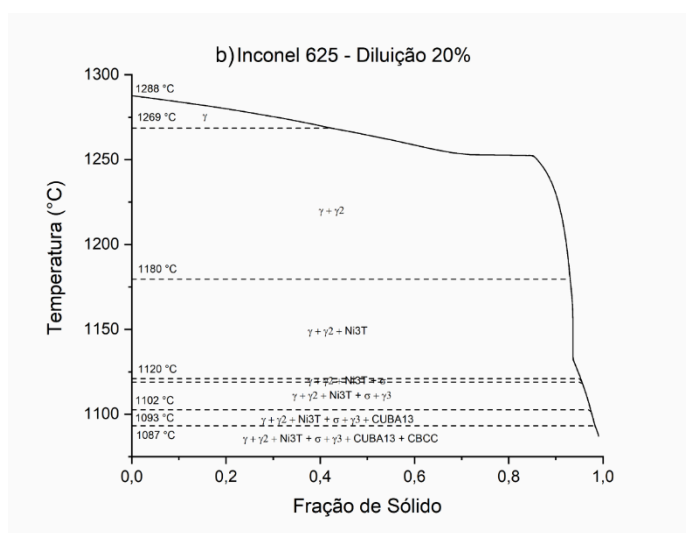
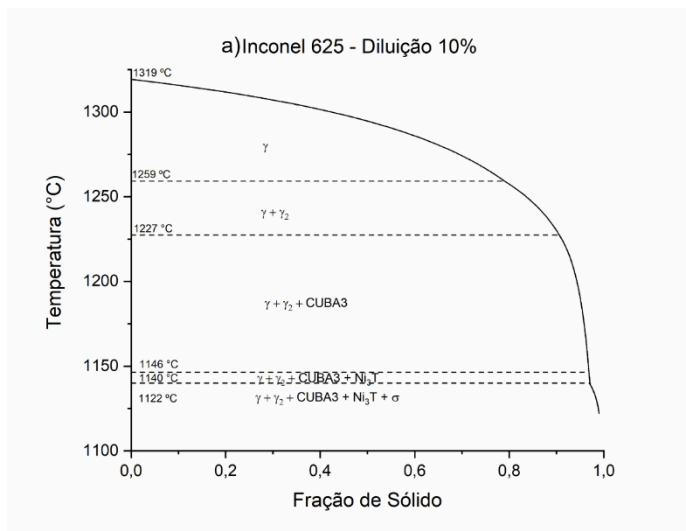
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

As faixas de solidificação e BTR obtidos para essas ligas simuladas são bem inferiores as das ligas ERNi 70/30, Monel 60 e CuNi 90/10, obtidos por meio de espectrografia. Isso se deve a composição considerada nesse estudo, livre de impurezas que diminuem a faixa de solidificação e o BTR como discutido anteriormente.

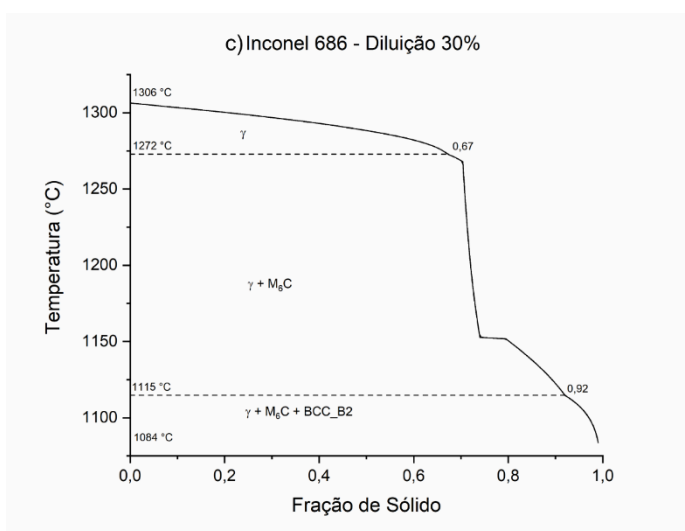
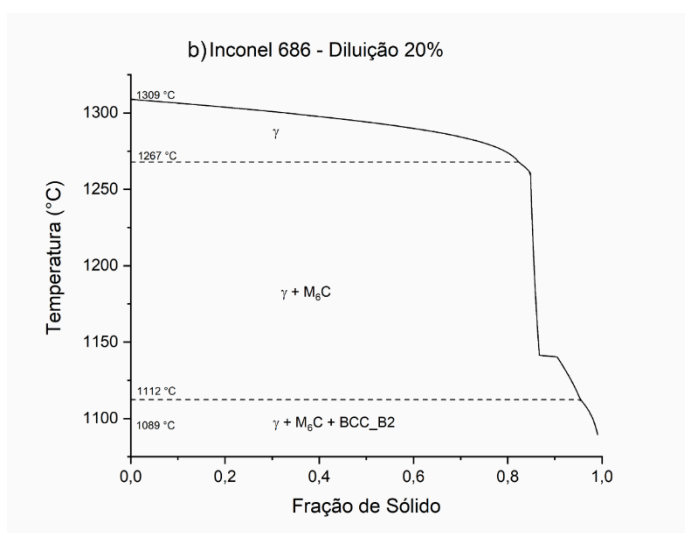
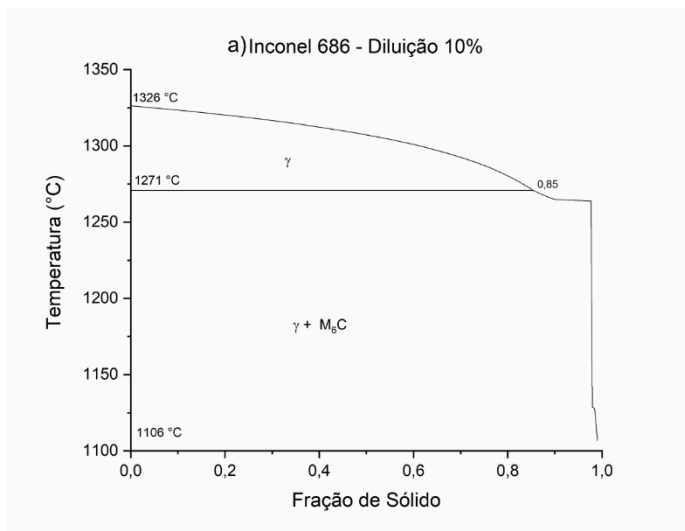
A análise da solidificação realizada para essas ligas aumenta a possibilidade de substituição da liga comercialmente utilizada para soldagem do CuNi 90/10, por outras que possam ter aplicações específicas, mas que requerem um maior aprofundamento quanto aos

fenômenos físicos e metalúrgicos que sofrem durante a aplicação em um processo de soldagem.

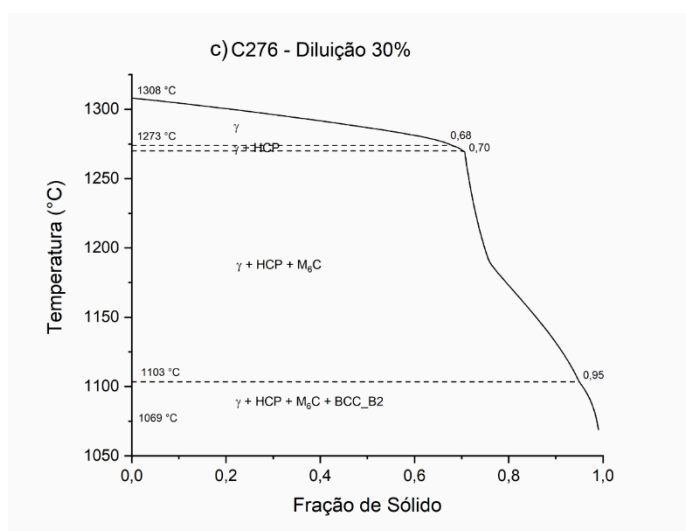
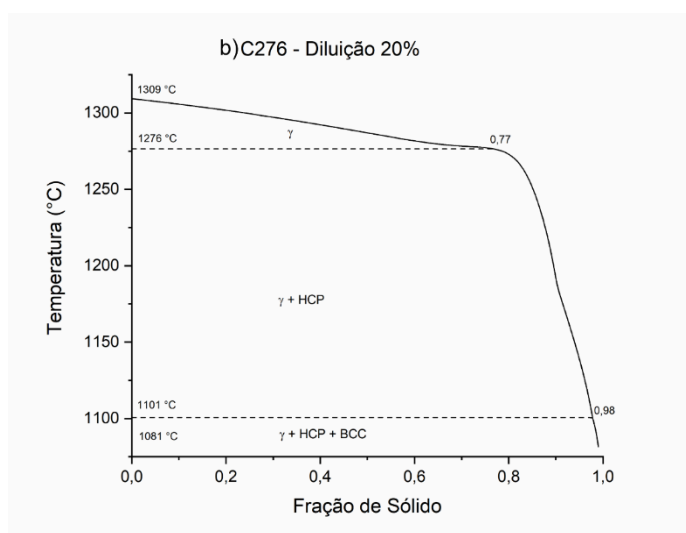
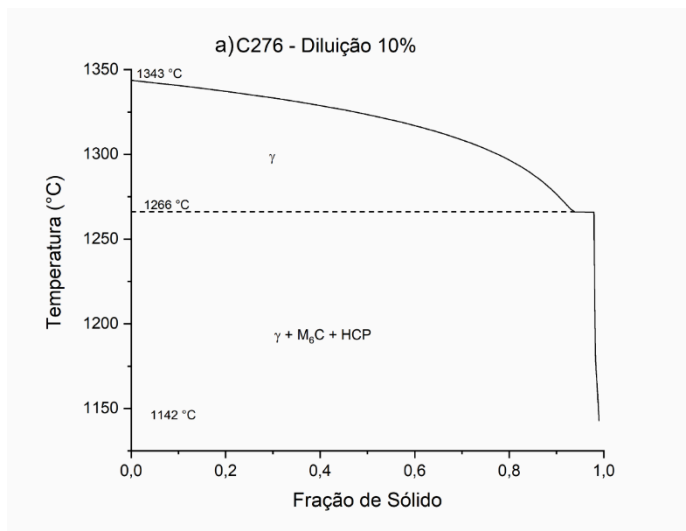
APÊNDICE E – CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL 625 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.



APÊNDICE F – CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL 686 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.



APÊNDICE G - CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM A INCONEL C276 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.



APÊNDICE H - CURVAS DE SCHEIL GERADAS A PARTIR DAS COMPOSIÇÕES SIMULADAS DAS ZONAS FUNDIDAS DO CUNI 90/10 COM O MONEL 67 COMO METAL DE ADIÇÃO PARA DILUIÇÕES DE: A) 10%; B) 20% E C) 30%.

