



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

GEORGIA EFFGEN SANTOS

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE CONSUMÍVEIS DE LIGAS A BASE DE
NÍQUEL EM SOLDAGEM DISSIMILAR COM AÇO CARBONO POR MEIO DO
ENSAIO TRANS-VARESTRAINT**

**FORTALEZA
2020**

GEORGIA EFFGEN SANTOS

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE CONSUMÍVEIS DE LIGAS A BASE DE
NÍQUEL EM SOLDAGEM DISSIMILAR COM AÇO CARBONO POR MEIO DO
ENSAIO TRANS-VARESTRAINT

Dissertação 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 Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

FORTALEZA

2020

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

S235e Santos, Georgia Effgen.

Estudo da soldabilidade de consumíveis de ligas a base de níquel em soldagem dissimilar com aço carbono por meio do ensaio Trans-Varestraint / Georgia Effgen Santos. – 2020.
172 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia,
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2020.
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

1. Ciência dos materiais. 2. Soldagem. 3. Ligas de níquel. 4. Soldabilidade. I. Título.

CDD 620.11

GEORGIA EFFGEN SANTOS

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE CONSUMÍVEIS DE LIGAS A BASE DE NÍQUEL
EM SOLDAGEM DISSIMILAR COM AÇO CARBONO POR MEIO DO ENSAIO
TRANS-VARESTRAINT

Dissertação 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 Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Aprovada em: 28/05/2020

BANCA EXAMINADORA

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

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

Prof. Dr. Jonathan Cormier

Institut Pprime - Département de Physique et Mécanique des Matériaux (França)

À Deus e N. Sr^a Desatadora dos Nós
Aos meus pais, Rita e George
Ao meu noivo, Haroldo

AGRADECIMENTOS

Sem dúvidas esse foi, até aqui, o desafio mais difícil de todos os tempos para mim. Muitos me viram chorar, sorrir, reclamar e comemorar durante esses dois anos. A esses que participaram ativamente de mais essa etapa da minha vida, agora agradeço:

À Deus, que ouviu minhas inúmeras preces e que me concedeu forças para conquistar meus objetivos e à Nossa Senhora Desatadora dos Nós, minha fiel escudeira na bancada de ensaios Trans-Varestraint.

Aos meus pais, que mais uma vez foram incríveis e me apoiaram em mais uma jornada louquíssima que eu assumi. Muito obrigada por serem sempre tão compreensivos, por me darem o ombro para chorar e por sorrirem comigo em todas as alegrias. Eu não teria conseguido sem a presença de vocês, que mesmo de longe sempre estiveram ao meu lado. Se Deus pedisse para que eu escolhesse novos pais, sem sombra de dúvidas eu escolheria vocês novamente. Muito muito muito obrigada. Eu amo vocês mais que tudo nessa vida.

Ao meu noivo, Haroldo, que foi meu escudeiro fiel nessa batalha. Muito obrigada por não me deixar desistir todas as vezes que eu dei um chilique dentro de casa, por me ouvir e me aconselhar, por me entender e me amar mesmo com todos os meus mil humores. Sem você essa caminhada teria sido infinitamente mais tortuosa, e quiçá eu nem teria chegado ao fim.

Ao meu orientador, professor Cleiton Carvalho Silva, muito obrigada por me orientar, por acreditar em mim e por ser meu amigo em diversas horas que precisei.

Ao professor Doroteu, meu gêmeo de aniversário, que enfrentou a Trans-Varestraint comigo por diversas vezes. Muito obrigada por me apoiar e me tranquilizar, por ir no centro comigo comprar botão e por fazer questão de estar ao meu lado quando eu fazia os ensaios. A convivência com o senhor me fez crescer muito como ser humano, e sem sombra de dúvidas, me espelho no senhor para ser a profissional que quero ser.

Ao meu grande amigo Dyego, que me ensinou tudo o que eu sei sobre a prática da soldagem. Meu amigo, eu não sei o que teria feito sem você, de verdade! Muito obrigada por estar sempre disponível todas as vezes que eu tinha dúvida, por me ensinar a soldar, por ter me salvado quando o arco abriu sozinho e eu estava coladinha

com o robô e por ter sido um parceiro tão importante nessa jornada. Eu espero um dia poder te pagar aquele bolo que te prometi.

Ao meu professor meveiro, Dr. Émerson Miná, que me acompanhou tantas vezes no MEV e que me fez perder o medo até de fazer EBSD. Muito obrigada pela disponibilidade, pela paciência e por todas as dicas super esclarecedoras e nada misteriosas que você me dava, elas me fizeram crescer muito dentro da pesquisa.

Ao meu amorzinho, Marcela, que nesse finzinho de dissertação foi de uma importância imensa em minha vida e fez a diferença no meu dia-a-dia. Minha grande amiga, muito obrigada por me distrair e por estar comigo diariamente me fazendo acreditar ainda mais em mim mesma. Com certeza iremos nos ver novamente, ambas mestras, para comer comidinhas veganas ou pastel de cuscuz.

À toda equipe LPTS, às equipes de Engenharia Operacional, Engenharia de Manutenção, à equipe técnica e a todos os bolsistas, em especial ao prof. Dr Willys, Rafaella, Davi, Bruno Henrique, Bruno da usinagem, Marília, Edleusa, Roger, David e Iron. Vocês foram infalíveis todas as vezes que precisei de apoio técnico e, por diversas vezes, apoio emocional. Agradeço infinitamente a todos por terem me suportado durante esses anos.

Aos professores participantes da banca, prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda e prof. Dr. Jonathan Cormier, muito obrigada por se disponibilizarem a ler o meu trabalho e por me ajudarem a aprimorá-lo com suas críticas. Muito obrigada! Merci beaucoup!

À Funcap, pelo auxílio financeiro com a concessão da bolsa de mestrado.

À Petrobras, que financiou a construção da máquina de ensaio Trans-Varestraint.

À Central Analítica da UFC Projeto CTINFRA/MCTI-SISNANO/PRÓ-EQUIPAMENTOS CAPES, pela disponibilização do MEV, equipamento imprescindível para finalização e validação da minha pesquisa

À todo o povo cearense, que me acolheu de braços abertos e que muito me ensinou durante esses dois anos de estadia. Vocês são incríveis!

“Conheça todas as teorias, domine todas as técnicas, mas ao tocar uma alma humana, seja apenas outra alma humana”
(Carl Jung)

RESUMO

As ligas à base de níquel são uma classe de materiais avançados de engenharia, reconhecidas por sua alta resistência à corrosão e excelentes propriedades mecânicas, sendo largamente utilizadas nas indústrias aeronáutica, química, de energia, petrolífera, entre outras. Seu alto custo por muitas vezes inviabiliza a fabricação de peças maciças. Estas ligas têm sido bastante utilizadas, tanto para a deposição de revestimentos, quanto para a soldagem de união dissimilar com aços C-Mn e baixa liga. Algumas ligas de níquel possuem alta suscetibilidade à trincas de solidificação em seu estado puro. Na soldagem dissimilar, modificações de composição química podem afetar as características microestruturais e metalúrgicas das ligas, por isso, a análise da interação dos materiais envolvidos no processo se faz necessária. A introdução de novos elementos à poça de fusão na soldagem dissimilar de ligas de níquel com aços pode mudar a suscetibilidade à trinca de solidificação. O objetivo deste estudo é avaliar a soldabilidade de soldas dissimilares das ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C276 com os aços ao carbono ASTM A36 e AISI 1045, realizadas pelo processo MIG/MAG, por meio do ensaio de soldabilidade Trans-Varestraint. Neste estudo foram avaliados a influência da energia de soldagem, da diluição e do tipo de metal base na soldabilidade das ligas de níquel. Os resultados do ensaio Trans-Varestraint mostraram que a diluição do arame Hastelloy C276 com o aço AISI 1045 mostrou ser mais suscetível à trincas de solidificação que todas as demais combinações testadas. O resultado de simulação contradiz o resultado do ensaio Trans-Varestraint, indicando que a liga com maior susceptibilidade à trinca seria a Inconel 625. A contradição obtida em ambas as análises é explicada por meio de análise microestrutural, que indica a ocorrência do fenômeno de *backfilling* nas soldagens realizadas com o arame de Inconel 625. Em conclusão, a soldagem favorece a precipitação de fases secundárias associadas ao fenômeno de trinca de solidificação, havendo uma relação entre a susceptibilidade à trinca e a combinação entre metal de adição e metal base. A liga Hastelloy C276 apresentou maior susceptibilidade com a mudança do metal base, sendo o aço AISI 1045 o mais deletério. Houve a identificação da presença do fenômeno de *backfilling* nos ensaios realizados com a liga Inconel 625, o que explica a disparidade entre os resultados obtidos para esse material nos ensaios Trans-Varestraint e nas simulações.

Palavras-chave: ligas de níquel; aço carbono; soldagem dissimilar; MIG/MAG; soldabilidade; ensaio Trans-Varestraint.

ABSTRACT

Nickel-based alloys are advanced engineering materials known for their corrosion resistance, good mechanical properties at high and low temperatures, and are widely used in the aeronautical, chemical, energy, and oil & gas industries, among others. Nickel-based alloys are often not used to manufacture massive parts due to their high cost. These alloys have been widely used as claddings and for dissimilar joint welding with C-Mn and low alloy steels. Some nickel-based alloys are highly susceptible to solidification cracks in their pure state. Dissimilar welding leads to changes in chemical composition, can affect the microstructure and metallurgical features, therefore, the analysis of the interaction of the materials involved in the process is necessary. The introduction of new chemical elements to the fusion zone in the dissimilar welding with nickel-based alloys can result in a change in the susceptibility to solidification crack. The objective of this study is to evaluate the weldability of dissimilar welds between the Inconel 625 and the Hastelloy C-276 nickel-based alloys deposited on the ASTM A36 and the AISI 1045 carbon steels carried out by the GMAW process, using the Trans-Varestraint weldability test. For this purpose, the influence of welding heat input, dilution level, and the kind of base metal on the weldability of the Ni-based alloys were evaluated. Based on the Trans-Varestraint test results, the Hastelloy C276 as filler metal on the AISI 1045 steel base metal shown more susceptible to cracking than all other pairs tested. The thermodynamic simulation contradicts the result of the Trans-Varestraint test, pointing that the alloy Inconel 625 has got the worse weldability. The contradiction observed in both analyzes is explained through microstructural analysis, indicating the occurrence of backfilling in the welds performed using the wire of Inconel 625. In conclusion, the results indicate that dissimilar welding induces the precipitation of secondary phases deleterious to the weldability of the wire/base metal set, which can be further reduced depending on the chosen materials. The Hastelloy C276 alloy showed a significant drop in weldability with the change of the base metal, with AISI 1045 steel being the most detrimental. The differences obtained between the Trans-Varestraint test and the simulations using Inconel 625 alloy can be explained by the presence of the backfilling effect.

Keywords: nickel alloys; carbon steel; dissimilar welding; MIG / MAG; weldability; Trans-Varestraint assay.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Trincas de solidificação presente em liga de alumínio	27
Figura 2. Trinca de liquação presente em liga de alumínio	28
Figura 3. Esquema que representa o mecanismo de formação de trincas DDC.....	30
Figura 4. Ilustração esquemática do ensaio Trans-Varestraint	33
Figura 5. Método para determinar o SCTR usando a velocidade de resfriamento através do range de temperatura de resfriamento e a MCD à tensão de saturação.....	35
Figura 6. Classificação do níquel e das ligas a base de níquel.....	38
Figura 7. Curva de resfriamento de um metal puro com super-resfriamento nítido..	43
Figura 8. Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro	44
Figura 9. Evolução da variação total de energia livre com o raio do embrião ou núcleo	46
Figura 10. Mecanismos de nucleação durante a soldagem e microestrutura entorno da poça de fusão.....	48
Figura 11. Microestrutura de soldagens executadas sob diferentes amplitudes de vibração em liga a base de níquel Inconel 601H: a) 0mm; b) 0,1mm c) 0,15mm; d) 0,2mm	51
Figura 12. Parte de um diagrama de fase binário evidenciando o coeficiente de segregação no equilíbrio, k : (a) para $k < 1$; (b) para $k > 1$	54
Figura 13. Redistribuição de soluto sem a presença de difusão na fase sólida: (a) Tipo 1; (b) Tipo 2; (c) Tipo 3	56
Figura 14. Esquema ilustrativo dos estágios de solidificação considerando o modelo de Scheil.....	59
Figura 15. Fase de Laves e NbC encontradas na zona fundida de uma liga a base de níquel com adição de Nb.....	61
Figura 16. Carboneto (NbC) encontrado em liga de níquel com adição de Nb	62
Figura 17. Precipitado complexo encontrado na liga Inconel 625, constituído por fase eutética Laves e um braço de NbC com formato em V	63
Figura 18. Diagrama de equilíbrio para sistema ternário Ni-Cr-Mo	64

Figura 19. Aparato para realização do ensaio Trans-Varestraint construído pelo LPTS: A) área de ensaio; B) aparato hidráulico; C) posicionamento do corpo de prova D) corpo de prova pronto para ensaio	68
Figura 20. Posicionamento do corpo de prova na mesa Trans-Varestraint.....	69
Figura 21. Fluxograma de todas as etapas realizadas.....	72
Figura 22. Foto exemplo do corpo de prova após o processo de preparação	75
Figura 23. Esquema dos corpos de prova usinados para o ensaio Trans-Varestraint	77
Figura 24. Região de descolamento do corpo de prova do cutelo após a retirada da carga aplicada no ensaio Trans-Varestraint.....	78
Figura 25. Aspecto dos cordões após o ensaio Trans-Varestraint: (a) vista superior, com destaque e ampliação da trinca; (b) vista lateral.....	80
Figura 26. Exemplo de macrografia realizada na área das trincas bem como suas medidas feitas pelo software ImagePro Plus 6.0. Corpo de prova constituído por arame Inconel 625 + metal base AISI 1045, soldado com energia igual à 1,25kJ/mm e deformação de 0,5%	81
Figura 27. Demonstração da metodologia utilizada para realização da medida MCD das trincas	82
Figura 28. Exemplo de amostra preparada para análise microscópica após passar por todas as etapas de preparação. Destaque: penetração da trinca na Zona Fundida do corpo de prova.....	83
Figura 29. Exemplo de micrografia EDS para aquisição da composição química das zonas fundidas	84
Figura 30. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%.....	86
Figura 31. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%	87
Figura 32. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%.....	87

Figura 33. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%	87
Figura 34. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%	88
Figura 35. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%	88
Figura 36. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%	88
Figura 37. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 1,25Ç kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%.....	89
Figura 38. MCL e TCL para cada condição de ensaio com metal de adição C276, em função da energia de soldagem: a) 0,75kJ/mm e b)1,25kJ/mm	93
Figura 39. Comparativo do máximo comprimento de trinca (MCL) para a liga C276 na condição pura e diluída em aço carbono.....	95
Figura 40. Comportamento do MCD em relação à variação da deformação aplicada	97
Figura 41. Dados obtidos a partir dos experimentos realizados com a liga Inconel 625	99
Figura 42. Comparativo entre o MCL para a liga 625 pura e diluída em aço	100
Figura 43. Dados obtidos a partir dos experimentos realizados com a ligas 625 e C276 para deformação de 1%	102
Figura 44 Curva de Scheil obtida por simulação a partir da composição do arame da liga de níquel Hastelloy C276 (Liga pura).....	105
Figura 45. Curvas de Scheil geradas partir da composição das zonas fundidas do corpo de prova soldado com arame Inconel 625 e deformação igual a 1% para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm.....	106

Figura 46. Temperaturas relacionadas à solidificação e formação de fase de zonas fundidas obtidas pela soldagem com o arame Hastelloy C276 e aços carbono AISI 1045 e ASTM A36 para energia de 0,75kJ/mm e 1,25kJ/mm	110
Figura 47. Fração de fases secundárias formadas ao final da solidificação e MCL para ensaios realizados com arame Hastelloy C276.....	111
Figura 48. Comportamento do BTR, ΔT_{sol} e porcentagem em peso das fases formadas no processo de solidificação das zonas fundidas obtidas com os ensaios executados com o arame de Hastelloy C276 de acordo com o aumento da diluição obtidos por simulação para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm.....	115
Figura 49. Projeção do líquido e caminho de solidificação da liga Hastelloy C276.	116
Figura 50. Relação entre a razão Fe/Mo e o BTR para zonas fundidas obtidas pela diluição de arame Hastelloy C276 em aços carbono a) ASTM A36 e b) AISI 1045	118
Figura 51. Curva de Scheil obtida por simulação a partir da composição do arame da liga de níquel Inconel 625.....	119
Figura 52. Curvas de Scheil geradas partir da composição das zonas fundidas do corpo de prova soldado com arame Inconel 625 e deformação igual a 1% para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm.....	121
Figura 53. Fração de fase secundária formada ao final da solidificação em relação ao BTR da liga Inconel 625 pura e diluída em aços carbono ASTM A36 E AISI 1045	124
Figura 54. Temperaturas de transformação e faixa de solidificação para liga Inconel 625 pura e diluída em aços carbono ASTM A36 e AISI 1045	126
Figura 55. Comportamento do BTR, ΔT_{sol} e porcentagem em peso das fases formadas no processo de solidificação das zonas fundidas obtidas com os ensaios executados com o arame de Inconel 625 de acordo com o aumento	

da diluição obtidos por simulação para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm.....	129
Figura 56. Precipitados encontrados nos corpos de prova compostos por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono ASTM A36. A seta vermelha indica o maior precipitado encontrado na matriz	132
Figura 57. Fractografia do conjunto Hastelloy C276 + ASTM A36	134
Figura 58. Superfície das trincas encontradas no ensaio realizado com Hastelloy C276 + ASTM A36, sendo a) Identificação de duas fases distintas pelo contraste de composição. O quadro vermelho indica a área estudada pelo mapeamento EDS; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, esclarecendo que a fase mais clara é rica em Mo e a mais escura é rica em Ni	135
Figura 59. Análise de precipitados encontrado próximo a região de trincas em corte transversal de corpo de prova composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% onde a) Identificação de duas fases distintas pelo contraste de composição; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, mostrando que a fase mais clara é rica em Mo.....	138
Figura 60. Fases encontradas no corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% pelo ensaio EBSD	140
Figura 61. Comparação da dispersão de precipitados nas zonas fundidas compostas por metal de adição Hastelloy C276 e metal base a) aço carbono AISI 1045; b) aço carbono ASTM A36	141
Figura 62. Direção cristalográfica dos grãos formados próximo a região da trinca e grãos formados por cristalização dinâmica em corpo de prova composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	142
Figura 63. Colônia de precipitados e precipitados dispersos nas dendritas encontrados em superfície de fratura de composto por liga de níquel Hastelloy C276 e	

aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	143
Figura 64. Precipitados encontrados nas pontas das dendritas em superfície de fratura de composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	144
Figura 65. Corte transversal das trincas formadas no corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono AISI 1045. Em A) efeito backfilling preechendo a trinca B) Precipitado em formato eutético	145
Figura 66. Fase de formato eutético presente em corpo de prova corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% onde a) Identificação de precipitados protuberantes na matriz; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, mostrando que o precipitado protuberante é rico em Nb e Mo	147
Figura 67. Trincas preenchidas por fase com forma eutética, evidenciando o processo de backfilling nas trincas formadas durante o ensaio Trans-Varestraint no corpo de prova composto por metal de adição Inconel 625, metal base de aço ASTM A36 e soldado a 1,25kJ/mm	149
Figura 68. Precipitação de fase secundária ao longo da trinca propagada em corpo de prova composto por metal de adição Inconel 625, metal base aço AISI 1020, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	150
Figura 69. Direção cristalográfica dos grãos formados próximo a região da trinca e cristalização dinâmica em corpo de prova composto por liga de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	151
Figura 70. “Caminho” de fase secundária presente em região de cristalização dinâmica em corpo de prova composto por em corpo de prova composto por liga de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	152
Figura 71. EBSD de região de trinca em corpo de prova composto por liga Inconel 625 e aço carbono ASTM A36 a) Imagem de MEV (Modo BSE – Z-contrast) da região da trinca estudado. As áreas mais claras indicam a presença de	

precipitados; b) EBSD (mapa de fase) indicando a presença de Fase Laves, em vermelho; c) mapa IPF indicando a direção cristalográfica dos grãos próximos a região de formação de trincas.....	154
Figura 72. EBDS executado em Microscópio Eletrônico de Varredura com filamento FEG, que identificou a presença das fases secundárias laves (amarelo) e μ (vermelho)	155
Figura 73. Precipitados em formato prismático encontrados junto com fase com morfologia eutética presente em corpo de prova composto por liga a base de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36	156
Figura 74. Superfície da trinca encontrada no corpo de prova composto por liga a base de níquel Inconel 625 e Aço ASTM A36.....	157

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química dos arames em %p	67
Tabela 2. Composição química dos metais base em %p.....	67
Tabela 3. Matriz de testes para obtenção da geometria ideal para cada canaleta...	74
Tabela 4. Parâmetros de soldagem para cada energia.....	74
Tabela 5. Combinação de parâmetros executados para cada ensaio. Ensaios em duplicata.	79
Tabela 6. ANOVA de ensaios realizados com arame de liga de níquel Hastelloy C276	93
Tabela 7. Teste Tuckey da deformação referente ao MCL	96
Tabela 8. ANOVA de ensaios realizados com arame de liga de níquel Inconel 625	98
Tabela 9. Teste Tukey realizado para os três níveis de deformação utilizados no ensaio Trans-Varestraint para a liga Inconel 625	101
Tabela 10. Análise ANOVA dos comprimentos de trinca encontrados no ensaio Trans-Varestraint em relação à liga de níquel utilizada.....	103
Tabela 11. Composição química das zonas fundidas obtidas em ensaios com deformação igual a 1% em %p.....	104
Tabela 12. Temperatura de formação de fases, temperaturas de início e final de solidificação e intervalo de solidificação para cada zona fundida obtida com os ensaios executados com arame de Hastelloy C276	109
Tabela 13. Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação, diluição e BTR para o arame e corpos de prova testados.....	113
Tabela 14. Porcentagem de cada fase formada ao final da solidificação, diluição (d) e BTR para cada zona fundida obtida com ensaios realizados com arame de Inconel 625.....	123
Tabela 15. Temperatura de precipitação de cada fase formada ao final da solidificação, temperaturas inicial (Ti) e final (Tf) da solidificação e intervalo de solidificação ΔT_{sol} para cada zona fundida obtida com ensaios realizados com arame de Inconel 625.....	125
Tabela 16. Brittlemet Temperature Range (BTR) para os corpos de prova compostos por Inconel 625 e Hastelloy C276.....	130
Tabela 17. Composição dos precipitados e matriz encontrados no corte transversal das trincas	133

Tabela 18. Composição das distintas fases encontradas na superfície da trinca do corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	136
Tabela 19. Composição das distintas fases encontradas na superfície da trinca do corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%	139
Tabela 20. Composição da fase eutética encontrada no corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Hastelloy C276 e metal base de aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%.	148
Tabela 21. Composição dos precipitados e da matriz encontrada no conjunto composto por liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono ASTM A36	153

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
2	OBJETIVOS	23
2.1	Objetivo Geral	23
2.2	Objetivo Específico	23
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1	Trincas	24
3.1.1	<i>Trincas a quente</i>	24
3.1.1.1	<i>Trincas de Solidificação</i>	24
3.1.1.2	<i>Trincas de Liquação</i>	27
3.1.1.3	<i>Ductility Dip Crack (DDC)</i>	29
3.2	Soldabilidade	31
3.2.1	<i>Ensaio de Soldabilidade Varestraint</i>	32
3.2.1.1	<i>Quantificação da soldabilidade no ensaio Varestraint</i>	33
3.2.1.2	<i>Principais Diferenças Entre o Ensaio Varestraint e o Ensaio Trans-Varestraint</i>	35
3.3	Ligas De Níquel	37
3.3.1	<i>Classificação das ligas de níquel</i>	38
3.3.1.1	<i>Ligas Endurecidas por Solução Sólida</i>	38
3.3.1.2	<i>Ligas Endurecidas por Precipitação</i>	39
3.3.1.3	<i>Ligas Endurecidas por Dispersão de Óxidos</i>	40
3.3.2	<i>Metalurgia da soldagem de ligas de níquel</i>	40
3.4	Solidificação e Microsegregação	41
3.4.1	<i>Super-resfriamento</i>	43
3.4.2	<i>Nucleação 45</i>	
3.4.2.1	<i>Mecanismos de Nucleação</i>	47
3.4.2.1.1	<i>Nucleação Heterogênea</i>	49
3.4.2.1.2	<i>Fragmentação Dendrítica</i>	49
3.4.2.1.3	<i>Destacamento de grãos</i>	50
3.4.2.1.4	<i>Nucleação Superficial</i>	50
3.4.3	<i>Microsssegregação</i>	52
3.4.4	<i>O Modelo de Scheil</i>	57
3.4.5	<i>Solidificação da Liga Inconel 625</i>	60

3.4.6	Solidificação da Liga Hastelloy C-276	64
4	MATERIAIS E MÉTODOS	67
4.1	Materiais	67
4.1.1	Materiais Escolhidos e Suas Composições	67
4.1.2	Aparatos do Ensaio Trans-Varestraint	68
4.1.3	Análise dos Resultados e Simulação	70
4.2	Métodos	71
4.2.1	Etapa 1 – Levantamento de parâmetros com simples deposição	72
4.2.1.1	<i>Testes para definição de geometria da canaleta</i>	73
4.2.1.2	<i>Usinagem das canaletas de teste e soldagem simples deposição dentro das canaletas de teste</i>	75
4.2.1.3	<i>Usinagem dos corpos de prova</i>	76
4.2.2	ETAPA 2 - Ensaio de Soldabilidade Trans-Varestraint	77
4.2.2.1	<i>O Ensaio</i>	77
4.2.2.2	<i>Análise Macroscópica das Trincas</i>	80
4.2.3	ETAPA 3 – Análise Metalúrgica	82
4.2.3.1	<i>Microscopia</i>	82
4.2.3.2	<i>Análise Termodinâmica Computacional</i>	85
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
5.1	Análise Dos Ensaios Trans-Varestraint	86
5.2	Análise Estatística Dos Resultados	89
5.2.1	Resultados da Liga Hastelloy C276	91
5.2.2	Resultados da Liga Inconel 625	97
5.2.3	Comparação Entre As Ligas	101
5.3	Análise Termodinâmica Computacional	103
5.3.1	Simulações relacionadas à liga Hastelloy C276	104
5.3.2	Resultados para a Liga Inconel 625	119
5.3.3	Comparação entre as ligas Hastelloy C276 e Inconel 625	130
5.4	Microscopia	131
5.4.1	Análise microscópica da liga Hastelloy C276	131
5.4.1.1	<i>Liga a base de níquel Hastelloy C276 + Aço carbono ASTM A36</i>	131
5.4.1.2	<i>Liga a base de níquel Hastelloy C276 + Aço carbono AISI 1045</i>	137
5.4.2	Análise microscópica da liga Inconel 625	144
5.4.2.1	<i>Liga a base de níquel Inconel 625 + Aço carbono AISI 1045</i>	144

5.4.2.2	<i>Liga a base de níquel Inconel 625 + Aço carbono ASTM A36</i>	148
6	CONCLUSÃO	158
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	160
	REFERÊNCIAS	161
	APÊNDICE A – RESULTADOS DETALHADOS OBTIDOS COM O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT PARA O ARAME DE LIGA HASTELLOY C276	169
	APÊNDICE B – RESULTADOS DETALHADOS OBTIDOS COM O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT PARA O ARAME DE LIGA INCONEL 625	170
	ANEXO A – DATASHEET RELATIVO À BOBINA DE ARAME DE LIGA HASTELLOY C276 UTILIZADA NOS ENSAIOS	172

1. INTRODUÇÃO

Ligas a base de níquel são importantes materiais de construção mecânica. Além de possuírem ótimas propriedades mecânicas, elas também apresentam excelente resistência à corrosão, e, devido a esta última característica, o emprego das ligas de níquel como materiais de engenharia cresceu nas últimas décadas, sendo utilizadas em uma grande gama de ambientes, mesmo em altas temperaturas.

Por conta destas características combinadas, alta resistência mecânica, boa tenacidade e elevada resistência à corrosão, essas ligas têm sido empregadas como metal de adição em soldagem tanto em revestimentos interno ou externo em tubos na indústria de petróleo e gás, quanto na união de componentes dissimilares, com o objetivo de aumentar a resistência à corrosão da peça ou conferir integridade estrutural à junta soldada.

No entanto, a soldagem traz consigo desafios metalúrgicos associados à execução deste procedimento, pois a soldagem dissimilar é um processo complexo quando comparado à soldagem de materiais similares. Devido a significativa diferença que há entre as composições químicas, temperaturas de transformação de fases e coeficientes de expansão térmicos, pode haver o aparecimento de problemas metalúrgicos na Zona Fundida (ZF) e Zona Afetada pelo Calor (ZAC), como trincas de solidificação, trincas de liquação e formação de fases secundárias deletérias às propriedades da ZF. Além disso, dependendo dos parâmetros utilizados e, por conta da alta taxa de resfriamento, a microestrutura das ligas de níquel pode se tornar extremamente complexa e difícil de ser prevista. Por estes motivos, conhecer as características da junta gerada é muito importante, pois dessa forma é possível minimizar a ocorrência de falhas e até mesmo acidentes.

Algumas destas ligas de níquel na sua forma pura apresentam características favoráveis à formação de trincas de solidificação, sendo este comportamento ligado principalmente à alta quantidade de elementos de liga na composição do material. Porém, na soldagem dissimilar ocorre a adição de novos elementos de liga ou mesmo impurezas à poça de fusão devido a fusão do metal base. A presença destes elementos, mesmo que em pouca quantidade, pode acarretar numa modificação significativa da rota de solidificação da ZF. Essa mudança pode

aumentar ou diminuir a suscetibilidade à formação de trincas de solidificação, dependendo das fases a serem formadas durante o processo de solidificação.

Neste contexto, o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará (UFC) tem se dedicado ao longo de mais de 15 anos ao estudo da soldagem dissimilar com ligas à base de níquel. Neste período, foram realizados importantes estudos sobre a influência dos aspectos operacionais na qualidade das soldas, por diferentes processos de soldagem. Importantes avanços sobre a compreensão da metalurgia destas ligas quando aplicadas na soldagem dissimilar também foram realizados e reportados na literatura. Alguns destes estudos verificaram a ocorrência de trincas de solidificação neste tipo de soldagem dissimilar. Além disso, com o aumento da demanda do setor industrial por soldagens dissimilares de componentes de grande responsabilidade, exigindo soldas com alta integridade, tem se tornado cada vez mais necessário o aprofundamento de estudos com ênfase na compreensão dos aspectos físico-químico-metalúrgicos que afetam a susceptibilidade às trincas de solidificação em soldas dissimilares.

Para avaliar a viabilidade da soldagem de dois metais com composições distintas, ou seja, sua soldabilidade, é necessário a realização de testes. Existem vários ensaios de soldabilidade, sendo o Trans-Varestraint (*TRANSverse VARIABLE RESTRAINT*) um dos mais empregados, principalmente para a avaliação de soldagens similares, utilizando o processo TIG durante o ensaio.

No presente estudo será avaliada a soldabilidade de soldas dissimilares entre as ligas de níquel INCONEL 625 e HASTELLOY C-276 e os aços carbono ASTM A36 e AISI 1045, empregando uma abordagem desenvolvida para a avaliação da soldabilidade em juntas dissimilares com a utilização do ensaio Trans-Varestraint adaptado para o uso pelo processo de soldagem MIG/MAG. A proposta é avaliar os efeitos da dissimilaridade, por meio da diluição das ligas de Ni como o substrato de aço carbono, bem como a influência da variação da energia de soldagem e da deformação empregada durante o ensaio, podendo assim identificar qual a influência destes fatores sobre o conjunto metal de adição/metal base, em termos de soldabilidade.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

O objetivo geral deste estudo é avaliar a soldabilidade de soldas dissimilares entre ligas de níquel INCONEL 625 e HASTELLOY C-276 depositadas sobre chapas de aço carbono ASTM A36 e AISI 1045 por meio do ensaio Trans-Varestraint.

2.2. Objetivo Específico

A partir da execução de ensaios Trans-Varestraint em corpos de prova produzidos com metal base de aço carbono ASTM A36 e AISI 1045, utilizando como metal de adição as ligas a base de níquel Inconel 625 e Hastelloy C276 e variando a energia de soldagem do ensaio e a deformação aplicada, visa-se:

A) comparar a soldabilidade dos diferentes conjuntos de materiais formados pela variação de metal base e metal de adição no ensaio Trans-Varestraint, utilizando para tal métodos experimentais – o ensaio Trans-Varestraint e a avaliação de seus resultados- e computacionais –simulação do processo de solidificação utilizando o programa JMatPro®;

B) determinar o efeito da energia de soldagem na suscetibilidade de formação de trincas de solidificação;

C) avaliar a influência da microestrutura gerada pelo processo de soldagem na soldabilidade dos conjuntos, buscando compreender a influência da composição química dos metais de base utilizados, sobre a formação das fases secundárias durante a solidificação da zona fundida, além de buscar a identificação das fases formadas por técnicas de microscopia.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Trincas

O aparecimento de trincas é um dos maiores problemas do processo de soldagem, podendo comprometer toda a estrutura e a qualidade do trabalho final. Assim, conhecer as causas e o mecanismo de aparecimento das trincas é imprescindível, de modo a evitar que estas trincas sejam formadas durante a soldagem.

As trincas se formam quando tensões de tração se desenvolvem em um material fragilizado, incapaz de se deformar plasticamente para absorver estas tensões (MODENESI et al. 2012). Tensões de tração elevadas se desenvolvem na região da solda como resultado das expansões e contrações térmicas localizadas, das variações de volume devido à transformação de fase e como resultado das ligações entre as peças, sendo soldadas ao restante da estrutura (MODENESI et al. 2012). As trincas podem ser classificadas em relação à sua temperatura de formação como trincas a quente e trincas a frio.

3.1.1. Trincas a quente

Segundo a *American Welding Society* (1987), trincas a quente são trincas formadas em temperaturas próximas a temperatura de solidificação do material. O termo pode ser utilizado para classificar uma grande quantidade de trincas, porém as mais comuns são as trincas de solidificação, as trincas de liquação e as trincas por perda de ductilidade, também conhecidas como “ductility dip cracking”.

3.1.1.1. Trincas de Solidificação

As trincas de solidificação consistem na ruptura de filmes líquidos presentes quase sempre nos contornos de grão da “zona pastosa”, em que coexistem líquido e sólido (CROSS, 2005). Elas ocorrem na Zona Fundida durante o processo de solidificação da poça de fusão (KOU, 2013B). Essas trincas aparecem em geral entre os contornos de grão, contornos interdendríticos ou entre células, e sua

superfície de fratura normalmente apresenta a morfologia dendrítica do metal de adição (MODENESI et al.2012; KOU, 2013B).

As características de falha apresentadas nas trincas de solidificação mostram que estas ocorrem nas etapas finais do processo de solidificação. Neste estágio, o crescimento das dendritas já formou grande parte dos grãos e esses estão separados por um fino filme líquido. (KOU, 2013B; AUCOTT et al., 2018) .

As trincas interdendríticas são formadas quando a fração de sólido se encontra entre 0,8 e 0,9. Durante este estágio final, com o aumento da fração de sólido, o líquido começa a ser isolado entre as dendritas ou se torna imóvel pela ação das tensões superficiais do próprio líquido, formando bolsões. Assim, passa-se a ter uma descontinuidade no material provocada pela existência do filme líquido entre as dendritas primárias, o que por sua vez causa a queda da resistência do mesmo (AUCOTT et al., 2018).

As trincas intergranulares ocorrem quando a fração de líquido é superior a 0,9, quando há a transição da estrutura dendrítica para a estrutura granular. Nesta fase, uma fina camada de líquido pode ser retida ao longo dos contornos de grão, resultado do acúmulo de elementos segregados durante a solidificação, os quais em geral são formadores de fases eutéticas de baixo ponto de solidificação. Esses filmes líquidos impedem que as tensões sejam absorvidas e provocam a formação das trincas de solidificação (KOU, 2003B; CROSS, 2005; AUCOTT et al., 2018). Normalmente, os contornos de grão são os locais preferenciais para o surgimento de trincas. A razão para esta tendência está ligada ao movimento preferencial das segregações para os contornos de grão, que por sua vez fornece uma interface plana e bem definida, o que favorece a formação desses filmes líquidos (CROSS, 2005).

A nucleação das trincas de solidificação ocorre em locais de fragilidade dentro do material. Vários locais distintos foram sugeridos em bibliografias diferentes, como filme líquido ou poça de líquido, poros, contorno de grão localizado em local de alta concentração de tensões, inclusões que podem ser separadas com facilidade das fases líquida ou sólida e fases semi-sólidas com tensões de cisalhamento induzidas (AUCOTT et al., 2018).

O início dessas trincas envolve uma interação complexa entre fatores metalúrgicos e mecânicos, provocados pelo gradiente de temperatura gerados durante o processo de soldagem (CROSS, 2005). Fundamentalmente, para que este

tipo de trinca ocorra, dois fatores principais devem estar presentes: deformação térmica/mecânica e microestrutura suscetível a trincas (KOU, 2003B; MODENESI et al., 2012). Ou seja, este tipo de trinca pode ser evitado por meio da eliminação de um destes fatores, por exemplo, pela escolha correta da geometria da junta soldada ou mudança de parâmetros de soldagem é possível diminuir as tensões mecânicas do processo, impedindo o aparecimento de trincas.

Embora a ideia dos requisitos necessários para formação de trincas de solidificação seja bastante difundida e aceita, CROSS (2005) trouxe um novo elemento para a discussão: a ruptura do filme líquido. Segundo o autor, a omissão desse aspecto influencia negativamente a discussão, uma vez que as trincas de solidificação envolvem diretamente a ruptura de filmes líquidos. A ruptura desses filmes está relacionada a formação de poros dentro do líquido devido ao aparecimento de uma pressão hidrostática maior que aquela suportada pelo metal em estado líquido. A pressão necessária para que o filme líquido se rompa, ou seja, para que haja a formação do primeiro poro, é chamada “Pressão Crítica”, e essa é diretamente proporcional à tensão superficial do material (CROSS, 2005). Assim, quanto maior a tensão superficial do material no estado líquido, maior será sua Pressão Crítica e, conseqüentemente, olhando apenas por esse aspecto, menor será sua suscetibilidade a formação de trincas de solidificação, uma vez que para que o filme líquido rompa será necessária a aplicação de tensões mais altas. É importante ressaltar que de acordo com CROSS (2005), a presença de tensões e de uma microestrutura frágil são igualmente importantes para a formação de trincas de solidificação, porém a discussão sobre a Pressão Crítica apenas adiciona outro fator importante a ser considerado no estudo da formação de trincas de solidificação.

Figura 1. Trincas de solidificação presente em liga de alumínio



Fonte: KOU, 2003B

Por serem tão comuns, as trincas de solidificação são amplamente estudadas. Há várias teorias que visam explicar o mecanismo de formação das mesmas e os fatores que o influenciam, afim de possibilitar um maior controle dessa falha durante a solidificação dos materiais. A suscetibilidade trincas de solidificação de um material, pode ser experimentalmente determinada por meio de ensaios de soldabilidade, que serão abordados posteriormente.

3.1.1.2. *Trincas de Liquação*

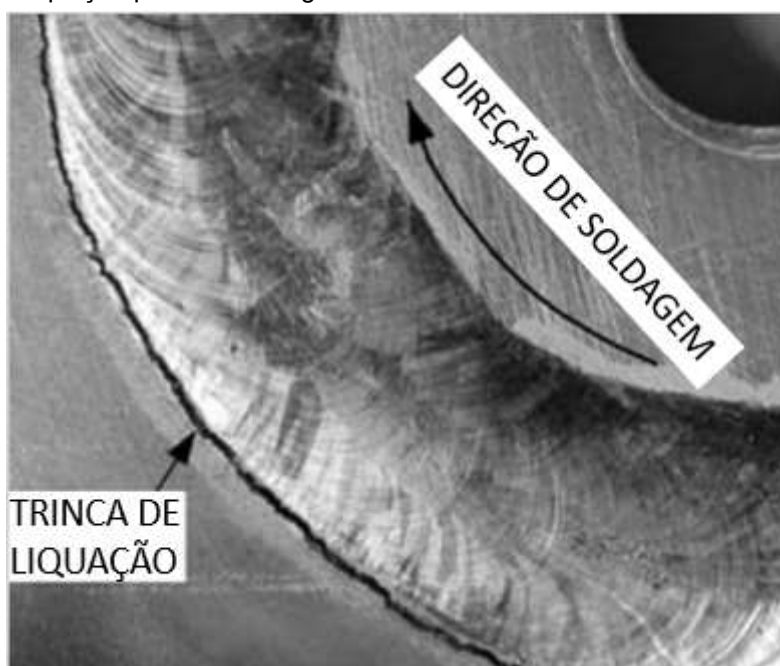
O processo de soldagem eleva a temperatura do material a níveis altíssimos de maneira localizada, superando em determinados locais temperaturas acima da temperatura de fusão do material. Esse calor é transferido para as regiões vizinhas à zona fundida, gerando um gradiente de temperatura. Áreas adjacentes a zona fundida sofrem um alto aquecimento, com temperaturas entre a temperatura solidus e a temperatura liquidus e, devido a esse aquecimento, elas sofrem uma fusão parcial, notadamente ao longo dos contornos de grão. Essa região é conhecida como Zona Parcialmente Fundida (ZPF) (KOU, 2003; DUPONT et al, 2009).

A ZAC é uma região do metal base que sofreu transformações metalúrgicas durante o processo de soldagem. Essas transformações são causadas pelo aquecimento dessa área a temperaturas altas o suficiente para provocar tais

transformações, mas não tão altas a ponto de fundir toda a região. As trincas de liquação ocorrem quando regiões ou fases específicas na ZAC são aquecidas acima da temperatura eutética (ou da temperatura solidus, se o material estiver completamente solubilizado antes da soldagem), causando a formação de bolsões líquidos envoltos por regiões já solidificadas. Em contato com os contornos de grão, esse líquido pode se espalhar, e “molhar” os mesmos, causando a formação de filmes finos (MODENESI et al., 2012).

Assim, caso haja a presença de filmes líquidos na ZPF em conjunto com tensões provenientes da contração do material ou de restrições, pode haver o aparecimento dessas falhas, já que essas tensões não conseguem ser absorvidas pelos filmes líquidos presentes, provocando então a formação das trincas, em um processo semelhante à formação das trincas de solidificação. Um exemplo de trinca de liquação pode ser visto na Figura 2. Note que a trinca é formada na zona termicamente afetada, margeando a zona fundida do material.

Figura 2. Trinca de liquação presente em liga de alumínio



Fonte: KOU, 2003A

As trincas de liquação podem ser reduzidas por meio do controle da escolha correta do metal base, das condições de soldagem e do metal de adição (KOU, 2003). A escolha de um metal base com grãos mais finos auxilia no controle do aparecimento de trincas de liquação, já que com grãos menores há uma maior

quantidade contornos de grão e, conseqüentemente, uma maior redistribuição dos elementos segregados nos contornos de grão. Uma menor energia de soldagem também diminui a suscetibilidade a formação de trincas de liquação, já que quanto menor a energia de soldagem, menor será a energia propagada para as adjacências da zona fundida, sendo assim, o metal base pode não atingir temperatura alta o suficiente para provocar a fusão parcial da região. É estranho dizer que a escolha do metal de adição pode auxiliar no controle da formação de trincas de liquação, uma vez que esse tipo de trinca ocorre justamente no metal base, porém, a escolha de um metal de adição que possua temperatura de solidificação mais alta que o metal base é benéfico. Dessa forma, as tensões devido a contração da zona fundida serão transmitidas para o metal base apenas quando este estiver totalmente solidificado, sem a presença de fase líquida, podendo então absorvê-las de forma adequada (KOU, 2003B)

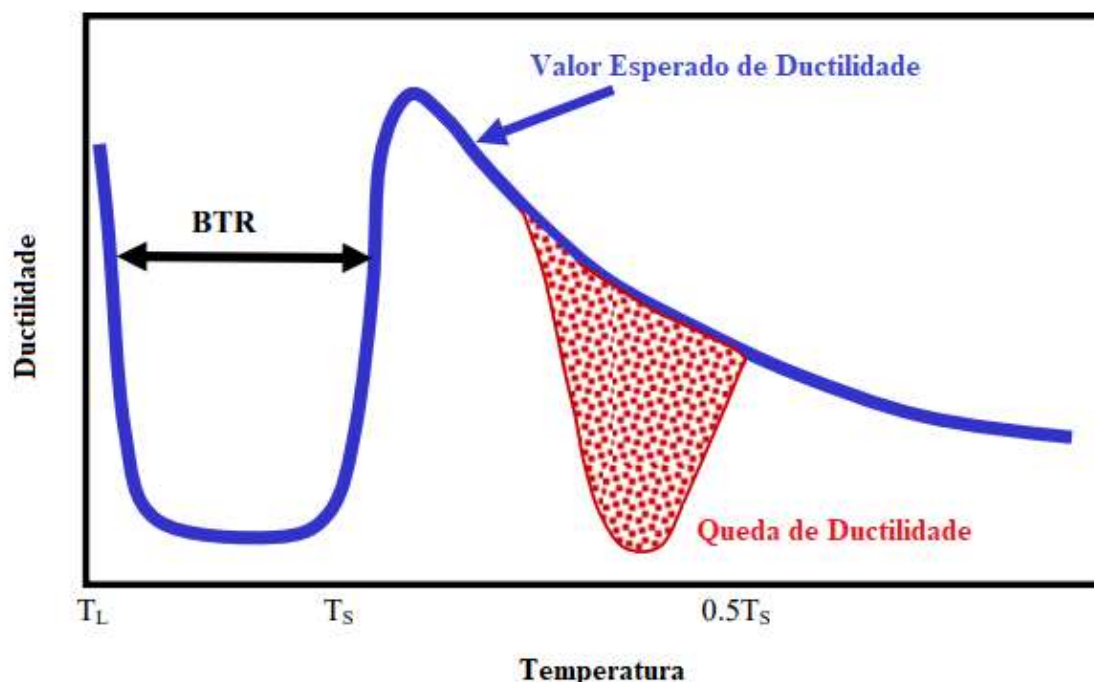
O controle dessas variáveis evita a formação de fases deletérias durante a solidificação e diminuem as tensões naturais do processo de soldagem, desfavorecendo o aparecimento deste tipo de falha.

3.1.1.3. *Ductility Dip Crack (DDC)*

A trinca por perda de ductilidade, ou em inglês, *ductility dip crack*, é um mecanismo de formação de trincas que ocorre devido à perda de ductilidade em um determinado intervalo de temperatura (NISSLEY e LIPPOLD, 2009), como mostra a Figura 3. Este tipo de trinca aparece apenas em materiais que exibem esse comportamento, cuja ductilidade sofre uma queda considerável, geralmente dentro dos intervalos entre a temperatura solidus e a metade do valor da temperatura solidus (temperatura de cristalização) como mostra a Figura 3 (WAINER et al., 1992).

Esse tipo de falha é comumente observado em seções de grande espessura em soldagens multipasse de aços inoxidáveis e ligas a base de níquel, em que há a presença de grãos grossos e alta restrição (KISER et al., 2008).

Figura 3. Esquema que representa o mecanismo de formação de trincas DDC



Fonte: KISER et al., 2008 (Modificado)

O mecanismo de formação foi postulado como sendo resultado da “exaustão da ductilidade” ao longo do contorno de grão. O escorregamento do contorno de grão e a orientação relativa entre o contorno de grão e a deformação aplicada são fatores que aumentam a suscetibilidade à formação de trincas DDC (KISER et al., 2008). Assim, a contração da região soldada pode induzir o aparecimento deste tipo de trinca a partir do surgimento de tensões na região.

Estudos mostram que a adição de determinados elementos às ligas pode prevenir o aparecimento de trincas DDC. Segundo WHEELING e LIPPOLD, (2016), em ligas Ni-Cr-Fe, muito utilizadas no campo nuclear devido à sua alta resistência a corrosão, a adição de 2-4 a 6-8% de Nb se mostrou efetivo em mitigar o efeito de trincas DDC, já que esse elemento induz a formação de fases secundárias durante a solidificação dessas ligas. As fases secundárias possuem baixas temperaturas de formação e solidificação, aumentando o intervalo de solidificação do material e, conseqüentemente a quantidade de líquido remanescente nos estágios finais da solidificação. Esse líquido penetra as trincas formadas e as preenche. O metal líquido se solidifica e faz com que a trinca “desapareça” da superfície do material. Esse efeito é chamado *backfilling*.

No entanto, tentar mitigar os efeitos da DDC pela adição de Nb pode ser controverso, pois como dito anteriormente, a presença de grande quantidade de líquido ao final do processo de solidificação aumenta o intervalo de solidificação do material e, conseqüentemente, sua suscetibilidade à formação de trincas de solidificação. Neste caso, ao tentar excluir um problema – a formação de trincas DDC – há o aparecimento de outro – trincas de solidificação. Todavia, estudos recentes mostram que a adição de Nb e Mo em conjunto pode ser a solução para esse problema. O líquido eutético rico em Nb e contendo Mo formado ao final da solidificação possui uma molhabilidade ideal para que o efeito *backfilling* também cure as possíveis trincas de solidificação formadas (WHEELING e LIPPOLD, 2020).

3.2. Soldabilidade

Segundo a *American Welding Society* (1987), a soldabilidade é a capacidade de um metal ser soldado sob condições de fabricação impostas por uma estrutura específica, projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço. Em suma, um material com boa soldabilidade é aquele que é resistente a formação de vários tipos distintos de trincas durante a soldagem, não necessitando de nenhum tipo de reparo após o processo. (DUPONT et al., 2009).

A soldabilidade pode sofrer influência de várias propriedades do material e processo, como estabilidade do arco, suscetibilidade a porosidade na zona fundida, fluidez da zona fundida, características de expansão térmica, propriedades de fadiga, resistência à oxidação, resistência do material à propagação de trincas, entre outros (DUPONT et al., 2009).

A soldabilidade pode ser usada para descrever tanto a habilidade de se fabricar com sucesso um componente a partir da utilização do processo de soldagem, quanto a capacidade desse componente de atuar adequadamente em seu ambiente de serviço (DUPONT et al., 2009). Vê-se de imediato então que o conhecimento da soldabilidade dos materiais antes de os empregar em projetos é importante, já que este parâmetro influencia diretamente no sucesso final da fabricação do elemento desejado.

Esta característica dos materiais pode ser determinada a partir da realização dos ensaios de soldabilidade, sendo cada ensaio projetado para avaliar a

suscetibilidade do material a determinado tipo de trinca. Por exemplo, para trincas a quente podemos utilizar os ensaios *T-joint*, *weld metal tensile*, *longitudinal bend*, *hot tensile*, *flat tensile* (PVR) e *Varestraint*. Já para trincas a frio, é possível empregar os testes *controlled thermal severity* (CTS), *tekken* (Y-groove), *Lehigh* (U-groove) e implante (LIPPOLD *et al.*, .2015)

No presente estudo o ensaio de soldabilidade escolhido foi o *Trans-Varestraint*, e por este motivo, apenas esse teste será melhor abordado a seguir.

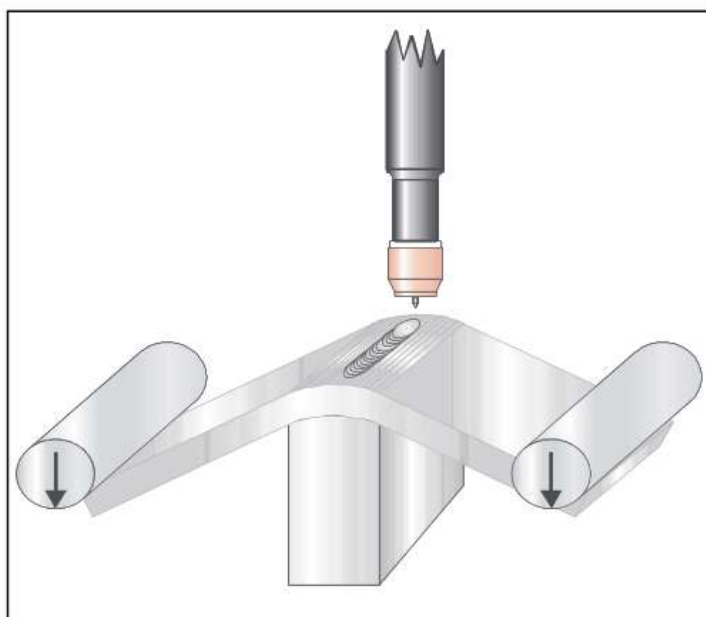
3.2.1. Ensaio de Soldabilidade *Varestraint*

O ensaio de soldabilidade *Varestraint* foi desenvolvido por W. F. Savage e C. D. Lundin e tem se mostrado uma ferramenta muito útil na determinação da suscetibilidade à trincas a quente (LINGENFELTER, 1972).

No ensaio, um corpo de prova em forma de chapa é soldado e flexionado ao mesmo tempo, provocando assim um aumento das tensões, facilitando o aparecimento de trincas a quente.

Existem três tipos de ensaio *Varestraint*: longitudinal, transversal e pontual. No ensaio *Varestraint* longitudinal, a carga é aplicada ao longo do comprimento do cordão de solda que está sendo produzido simultaneamente, o que produz trincas na zona fundida e ZTA adjacente. Já no teste *Varestraint* transversal, também conhecido como *Trans-Varestraint*, a carga é aplicada cruzando o cordão de solda, restringindo as trincas à zona fundida. Um esquema do ensaio *Varestraint* transversal (*Trans-Varestraint*) pode ser encontrado na Figura 4.

Figura 4. Ilustração esquemática do ensaio Trans-Varestraint



Fonte: DUPONT, 2009.

O ensaio possui variáveis que podem ser escolhidas de acordo com o propósito desejado, como por exemplo, o processo de soldagem, que normalmente é TIG, podendo ser autógeno ou com metal de adição. Além do processo de soldagem, também é possível mudar a velocidade de flexão do corpo de prova e a deformação (ϵ) sofrida pelo mesmo, sendo o último parâmetro dependente da espessura, t , e raio, R , do bloco matriz, como mostrado na Equação 1 (DUPONT, 2009)

$$\epsilon = \frac{t}{2R + t} \quad \text{Eq. 1}$$

3.2.1.1. Quantificação da soldabilidade no ensaio Varestraint

A soldabilidade dos materiais testados por meio do ensaio Varestraint é definida pela medida do comprimento das trincas que aparecerão na superfície do corpo de prova após o teste, através da utilização de um microscópio ótico (aumento de 20-50x). Outras medidas também podem auxiliar na determinação da soldabilidade, como número de trincas, comprimento total das trincas e comprimento máximo de trincas. O número de trincas corresponde à soma da quantidade de trincas existentes na superfície do corpo de prova, o comprimento total das trincas é a soma

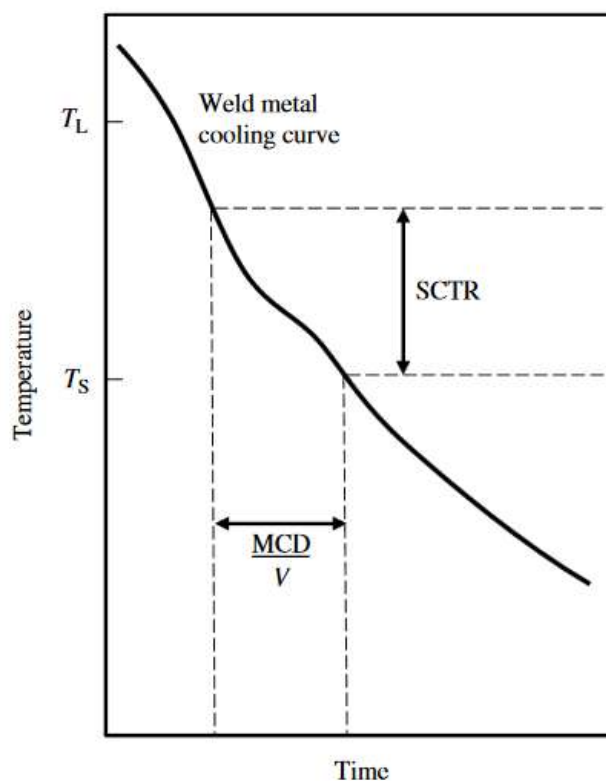
do comprimento de todas as trincas encontradas e o comprimento máximo de trinca é simplesmente o comprimento da maior trinca encontrada na superfície da amostra.

Para a determinação da suscetibilidade de formação de trincas de solidificação, o parâmetro mais importante a ser calculado a partir do ensaio *Varestraint* é o Intervalo de Temperatura de Trincas de Solidificação – em inglês *Solidification Cracking Temperature Range* (SCTR). Para a determinação aproximada do SCTR é necessário a determinação da taxa de resfriamento, sendo esta medida a partir de um termopar localizado na poça de fusão, e do intervalo de tempo no qual as trincas ocorrem, sendo este obtido através da razão entre a distância máxima da trinca – maximum crack distance (MCD), e a velocidade de soldagem, V . O SCRT é obtido a partir da utilização da Equação 2 (LIPPOLD *et al.*, 2015).

$$SCRT = \text{velocidade de resfriamento} \times \frac{MCD}{V} \quad \text{Eq. 2}$$

O desenvolvimento do método para o cálculo do SCRT é mostrado na Figura 5.

Figura 5. Método para determinar o SCTR usando a velocidade de resfriamento através do range de temperatura de resfriamento e a MCD à tensão de saturação



Fonte: LIPPOLD et al., 2015

O SCTR permite uma avaliação direta da soldabilidade do material, permitindo facilmente a comparação entre ligas e escolha mais acertada para cada aplicação (LIPPOLD *et al.*, 2015). De acordo com LIPPOLD *et al.*, 2008, um material com valor de SCTR abaixo de 50°C é considerado muito resistente a trincas de solidificação.

3.2.1.2. Principais Diferenças Entre o Ensaio Varestraint e o Ensaio Trans-Varestraint

O ensaio *Trans-Varestraint* é derivado do ensaio *Varestraint*. Em termos de execução, a diferença entre eles é basicamente a direção de aplicação das tensões: enquanto no *Varestraint* a força é aplicada paralela à direção de soldagem, no *Trans-Varestraint* essa é aplicada transversalmente à direção de soldagem (daí o nome *TRANS-Varestraint*).

Essa diferença no ensaio pode parecer simples, porém, ela possui algumas implicações importantes ao avaliarmos os ensaios separadamente. A tensão quando

aplicada de maneira transversal à direção de soldagem provoca o aparecimento de trincas na linha central do cordão, onde há maior segregação (SHANKAR *et al.*, 2000). Esse fator tem uma grande influência no cálculo de uma importante característica de materiais que são suscetíveis a formação de trincas de solidificação: o BTR (*Brittlement Temperature Range*).

O valor de BTR trata-se do intervalo de temperatura onde o material estará mais suscetível à formação de trincas a quente, ou seja, quanto maior o BTR, maior a suscetibilidade do material à formação de tais falhas. Um dos objetivos do desenvolvimento do ensaio Varestraint foi possibilitar o cálculo de BTR. No entanto, para tal cálculo o maior comprimento de trinca registrado (MCL) no ensaio deveria surgir na linha central do cordão, e esse seria relacionado com a curva de resfriamento do material em conjunto com a velocidade de soldagem. Porém, no ensaio Varestraint as trincas mais longas raramente são encontradas na linha central do cordão, onde há maior segregação (SHANKAR *et al.*, 2000). Assim, como no ensaio Trans-Varestraint há a indução da formação das trincas mais longas exatamente na linha central do cordão, esse ensaio se tornou preferencial para a determinação do BTR (SHANKAR *et al.*, 2000; WOLF *et al.*, 2005).

O ensaio Varestraint (as vezes chamado mais precisamente de Ensaio Varestraint Longitudinal) é ideal para testar todos os tipos de trincas a quente (trincas de solidificação, trincas de liquação e trincas DDC) (WOLF *et al.*, 2005). Os resultados são interpretados pelos valores de TCL, MCL, já descritos anteriormente neste capítulo, pelo número total de trincas ou pela deformação mínima em que há o surgimento de tais trincas (WOLF *et al.*, 2005). Uma vantagem do ensaio Varestraint é que um mesmo corpo de prova pode ser avaliado por trincas formadas na Zona Fundida e na Zona Termicamente Afetada (SHANKAR *et al.*, 2000).

Já o ensaio Trans-Varestraint é preferivelmente aplicado para determinar o BTR, uma vez que na maioria dos casos a maior trinca obtida no ensaio (MCL) se forma exatamente na linha central do cordão (SHANKAR *et al.*, 2000). Um fator equivalente ao BTR é o SCRT, proposto por LIPPOLD e LIN (1996). Nele, utiliza-se como comprimento de trinca máximo o MCD, possibilitando o cálculo de uma variável que indica o intervalo de temperatura de suscetibilidade a formação de trincas também pelo ensaio Varestraint. No ensaio Trans-Varestraint o comprimento máximo da trinca (MCL) atinge um valor crítico em que esse não aumenta com o aumento da

deformação aplicada, provendo uma medida real metalúrgica da suscetibilidade a trincas do material. Já no ensaio *Varestraint* esse fenômeno não é observado, e as trincas continuam a aumentar de tamanho com o aumento da deformação aplicada durante o ensaio. A partir da utilização do MCD para determinação do SCRT, ambos ensaios se tornam eficientes para o cálculo de um fator indicativo de suscetibilidade a formação de trincas (SHANKAR *et al.*, 2000; LIPPOLD *et al.*, 2008).

SHANKAR *et al.* (2000) compararam ambos testes, com os mesmos parâmetros de soldagem e material, a fim de verificar a relação entre ambos. Segundo os autores, os resultados obtidos com ambos ensaios são equivalentes, logo mesmo com suas diferenças os dois ensaios são confiáveis para avaliar a soldabilidade dos materiais. As tensões obtidas nos ensaios possuem naturezas distintas: enquanto no *Trans-Varestraint* as tensões são puramente trativas, as tensões vistas no ensaio *Varestraint* também incluía componentes cisalhantes.

3.3. Ligas à base de níquel

A evolução dos processos industriais traz consigo a necessidade de desenvolvimento de novos materiais que possam atender as especificações dos processos que geralmente se tornam mais severos, com maiores temperaturas, meios mais corrosivos, etc. Com o objetivo de suprir uma destas lacuna na indústria de alta performance, as ligas a base de níquel surgiram.

As ligas de níquel podem ser utilizadas tanto em temperaturas criogênicas quanto a altas temperaturas, atingindo 1200°C, uma vez que a estrutura de alguns tipos de liga de níquel, mais especificamente as endurecidas por solução sólida, se mantém cúbica de face centrada (CFC) desde sua temperatura de solidificação até o zero absoluto.

Além disso, com a utilização de elementos de ligas apropriados, notadamente Cr e Mo, sua resistência à corrosão torna-se altíssima, tanto em ambientes aquosos quanto à altas temperaturas, sendo uma ótima opção para as indústrias químicas, petroquímicas, energia, petróleo e gás e nuclear.

As principais características das ligas de níquel são alta resistência a corrosão, boa performance à temperatura ambiente e à altas temperaturas, ductilidade e tenacidade a baixas temperaturas e propriedades elétricas específicas. O preço

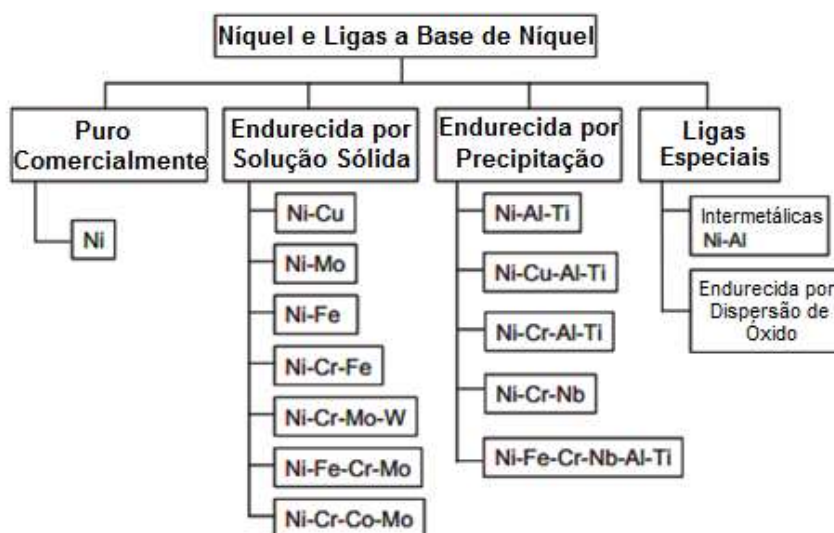
deste tipo de material é alto, o que restringe sua utilização a aplicações em que se faz extremamente necessária algumas dessas propriedades citadas.

3.3.1. Classificação das ligas de níquel

Diferentemente dos materiais de construção mecânica mais comuns, como o aço e as ligas de alumínio, não existe uma classificação institucionalizada para as ligas a base de níquel. Por conta disso, estas ligas são comumente separadas por seu mecanismo de endurecimento, sendo os mais comuns o endurecimento por solução sólida e por precipitação, como mostrado na Figura 6. Existem também outros tipos de endurecimento, como o endurecimento por dispersão de óxido, considerada nova em decorrência do pouco conhecimento que há sobre a mesma.

Porém, mesmo com a classificação devido ao mecanismo de endurecimento, as ligas a base de níquel são mais comumente conhecidas por seu nome registrado pelo desenvolvedor, por exemplo, a INCONEL® e a HASTELLOY®.

Figura 6. Classificação do níquel e das ligas a base de níquel



Fonte: DuPont *et al.*, 2009

3.3.1.1. Ligas Endurecidas por Solução Sólida

O processo de endurecimento das ligas endurecidas por solução sólida se dá pela adição de novos elementos a rede cristalina, que podem substituir os átomos

da matriz (solução sólida substitucional) ou acomodar-se nos interstícios entre os átomos (solução sólida intersticial). A presença desses novos átomos na matriz resulta em interações do campo de deformação da rede entre as discordâncias e esses átomos de impureza e, conseqüentemente, o movimento das discordâncias fica restrito, aumentando a resistência do material. Estes tipos de ligas são utilizados para diversas aplicações por conta das suas variadas propriedades. As ligas Ni-Cu, por exemplo, possuem boa soldabilidade em determinadas condições de soldagem e ótima resistência a corrosão em diversos meios, incluindo o ambiente marítimo (DUPONT *et al.*, 2009). Já as ligas Ni-Fe possuem o baixo coeficiente de expansão, com boa soldabilidade e susceptibilidade a trincas (DUPONT *et al.*, 2009).

As ligas endurecidas por solução sólida possuem um valor máximo para o Limite de Resistência à Tração de aproximadamente 830 MPa e Tensão de Escoamento entre 345 e 480 MPa. Portanto, estas ligas são mais utilizadas quando a resistência a corrosão é mais importante que suas propriedades mecânicas, sendo largamente empregadas em revestimentos de superfícies que necessitam de resistência a corrosão na indústria química e petroleira (DUPONT *et al.*, 2009).

Todas as ligas de níquel que serão estudadas neste trabalho possuem como principal mecanismo de aumento de resistência o endurecimento por solução sólida.

3.3.1.2. *Ligas Endurecidas por Precipitação*

Este tipo de liga a base de níquel possui principalmente a adição de alumínio, nióbio e titânio, que após realização do tratamento térmico apropriado formam precipitados em conjunto com o níquel, aumentando as propriedades mecânicas da liga (DUPONT *et al.*, 2009).

O alumínio e o titânio promovem a formação de precipitado γ' Ni₃(Ti, Al), uma fase que promove excelente resistência a altas temperaturas (CARON e SOWARDS, 2014). Contudo, estas ligas possuem alta susceptibilidade a trincas durante o tratamento térmico pós soldagem, sendo algumas delas inclusive consideradas não soldáveis (CARON e SOWARDS, 2014). Quando há quantidade suficiente de nióbio, há a formação de precipitados do tipo γ'' Ni₃Nb, que aumenta a

resistência da liga, porém, aumenta também a sua susceptibilidade a trincas de solidificação (CARON e SOWARDS, 2014).

Estes tipos de ligas são comumente conhecidas por “superligas”, por conta de sua boa performance a altas temperaturas, evidenciada tanto por suas propriedades mecânicas, quanto por sua alta resistência a corrosão a temperaturas elevadas. O Limite de Resistência à Tração de ligas a base de níquel endurecidas por precipitação pode chegar a 1.380 MPa e sua Tensão de Escoamento pode ser superior a 1.035 MPa (DUPONT et al., 2009).

3.3.1.3. Ligas Endurecidas por Dispersão de Óxidos

Estas ligas ainda são pouco exploradas quando comparadas às ligas abordadas nos tópicos anteriores. Estas possuem altíssima resistência à fluência a altas temperaturas, podendo também serem chamadas de superliga, assim como as ligas endurecidas por precipitação (DUPONT *et al.*, 2009).

O mecanismo utilizado para o endurecimento da liga utilizada tanto a precipitação quanto a dispersão, criando uma fina dispersão de partículas que são estáveis a altas temperaturas (DUPONT *et al.*, 2009).

A principal preocupação com as ligas endurecidas por dispersão de óxidos em relação a sua soldabilidade é a aglomeração de óxidos na zona fundida (ZN) (CARON e SOWARDS, 2014).

3.3.2. Metalurgia da soldagem de ligas de níquel

Os consumíveis produzidos a partir de ligas de níquel, num contexto geral, oferecem características após sua deposição que nenhuma outra família de consumíveis de soldagem pode oferecer. Entre estas, estão a habilidade de ser diluída por um grande número de elementos de liga, enquanto mantém resistência e ductilidade desde temperaturas criogênicas até próximo a temperatura solidus, além de considerável versatilidade (DUPONT *et al.*, 2009).

As ligas de níquel possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), desde a temperatura de solidificação até temperaturas criogênicas e exibem

alta solubilidade para muitos elementos, incluindo cobre, ferro, cromo, molibdênio e cobalto, que atuam como endurecedores da liga (CARON e SOWARDS, 2014).

Porém, a soldagem de ligas de níquel traz consigo um desafio metalúrgico; por conta dos parâmetros utilizados e pela alta taxa de resfriamento (quando comparados ao resfriamento no equilíbrio), a microestrutura é extremamente suscetível a mudanças e, portanto, difícil de se prever (MALTIN *et al.*, 2014).

Durante a solidificação, após o processo de soldagem, a queda de solubilidade provoca a segregação de elementos de liga e impurezas, que podem causar a formação de fases secundárias ao final do processo de solidificação, modificando as propriedades do material localmente (DUPONT *et al.*, 2009).

Tanto as propriedades mecânicas, quanto as propriedades químicas das ligas de níquel são governadas por sua microestrutura, e sua evolução durante o processo de solidificação (MALTIN *et al.*, 2014). Em soldagens dissimilares o problema se torna ainda mais complexo, uma vez que há a diluição do metal base na zona fundida, afetando ainda mais a microestrutura final. Por exemplo, Maltin *et al.* (2014), mostrou que na soldagem dissimilar entre a liga de níquel 686 e aço carbono, a porcentagem de ferro na zona fundida provoca uma modificação no potencial de segregação do tungstênio, provocando a formação de uma fase enriquecida em tungstênio. Assim, com o aumento da diluição, e conseqüentemente o aumento da porcentagem de ferro na zona fundida, haverá uma maior segregação do tungstênio para a fase sólida, formando uma nova fase rica neste elemento.

O entendimento da microestrutura final após o processo de solidificação é de extrema importância para identificação das mudanças de propriedades em cada zona formada após a soldagem.

3.4. Solidificação e Microsegregação

A solidificação é uma transformação de fase que envolve uma mudança de estado, na qual um material no estado líquido passa para o estado sólido da matéria. Uma das muitas implicações do processo de solidificação sobre os metais é a possível formação de trincas de solidificação, um dos objetos principais de estudo dessa dissertação, e por esse motivo entender esse processo é fundamental para compreender a formação desse tipo de falha.

Na soldagem a arco elétrico, a fonte de calor é bastante concentrada, resultando em gradientes de temperatura elevados no material durante a soldagem. Esse gradiente de temperatura acentuado tem como consequência elevadas taxas de aquecimento e de resfriamento na chapa soldada. A rápida queda de temperatura afeta diretamente o processo de solidificação, fazendo com que esse ocorra também em alta velocidade.

Mesmo que distinto, o comportamento do resfriamento da zona fundida resultante do processo de soldagem pode ser comparado com o processo de solidificação da fundição, com algumas ressalvas, como (MODENESI, 2012):

- Na soldagem há a formação de um número menor de núcleos sólidos no início da solidificação do que na zona coquilhada de uma peça fundida;
- As velocidades de solidificação e resfriamento na soldagem podem ser de algumas ordens de grandeza maior que as geralmente encontradas em peças fundidas;
- Como resultado dos altos gradientes térmicos e do pequeno volume da poça de fusão, é difícil que haja formação da região equiaxial nos processos de soldagem;
- Na soldagem, interface sólido-líquido na solidificação da zona fundida se mantém essencialmente a mesma, principalmente em processos de soldagem mecanizados. Já em uma peça de fundição essa interface varia progressivamente.

No entanto, nenhuma dessas diferenças entre os processos afeta fortemente os conceitos que serão explicados aqui.

As propriedades mecânicas de materiais soldados, bem como a ocorrência de porosidades e trincas de solidificação estão diretamente ligadas ao processo de solidificação do metal durante a soldagem, já que fatores como velocidade de solidificação, a velocidade de nucleação e a temperatura de super-resfriamento possuem influência sobre a morfologia do crescimento do grão, da microestrutura e do comportamento da microsegregação (KATAYAMA, 2000).

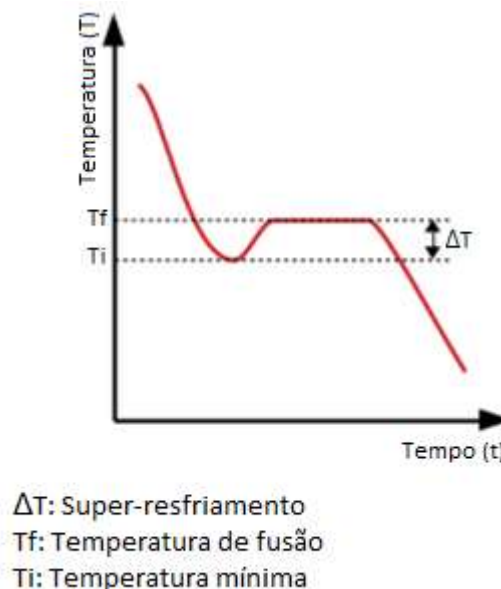
Para que o fenômeno da solidificação ocorra, dois processos precisam acontecer: o super-resfriamento e a nucleação (STEFANESCU et al., 2004).

3.4.1. Super-resfriamento

É comum pensar que a solidificação tem início quando o material atinge a temperatura de fusão, T_f , porém esse comportamento não ocorre na prática. Há, na verdade, o aparecimento de partículas sólidas à uma temperatura T_i , inferior a T_f (GARCIA, 2000). A diferença entre as temperaturas T_f e T_i é conhecido como super-resfriamento térmico, ΔT .

A Figura 7 mostra a curva de resfriamento de um metal puro. Com a queda de temperatura o material ultrapassa a temperatura de fusão T_f e continua caindo até alcançar a temperatura mínima, T_i . Essa queda de temperatura abaixo da temperatura de fusão provoca a formação de embriões de fase sólida dispersas na matriz de líquido (GARCIA, 2000). Se houver uma quantidade suficiente de sólido no sistema, a temperatura do líquido super-resfriado se eleva rapidamente até a temperatura normal de fusão, devido à liberação do calor latente que ocorre com a solidificação, que é uma reação exotérmica (OHNO, 1988).

Figura 7. Curva de resfriamento de um metal puro com super-resfriamento nítido



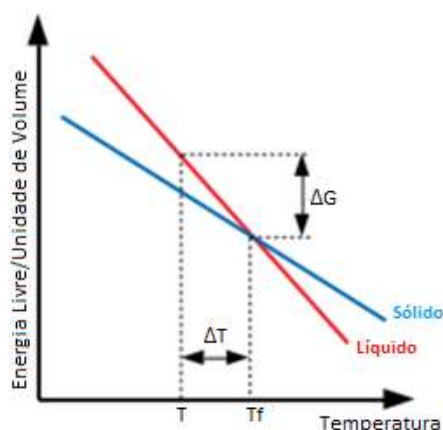
Fonte: Garcia, 2000 (Adaptado)

A solidificação é um fenômeno químico, e sua espontaneidade pode ser avaliada a partir da energia livre de Gibbs. A energia livre de Gibbs, ΔG , é uma variável termodinâmica que avalia a espontaneidade das reações químicas, em que para uma dada reação aconteça de maneira espontânea, um $\Delta G < 0$ é necessário.

A Figura 8 mostra a variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro. Há uma curva para a fase sólida e para a fase líquida. A fase estável a uma determinada temperatura é aquela que tem menor energia livre (OHNO, 1988).

Do ponto de vista termodinâmico, existe uma única temperatura na qual uma substância pura no estado líquido pode coexistir com essa mesma substância sólida (GARCIA, 2000). Essa temperatura é a temperatura de fusão, T_f , onde ambas curvas se cruzam. Abaixo de T_f a fase que apresenta menor energia livre, ou seja, é mais estável, é a fase sólida. Já acima de T_f ocorre o contrário, sendo a fase líquida a mais estável.

Figura 8. Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro



ΔG : Queda de energia livre pela transição de líquido para o sólido
 ΔT : Super-resfriamento
 T_f : Temperatura de fusão

Fonte: GARCIA (2000) (Modificado)

Considerando uma temperatura arbitrária T abaixo de T_f , vê-se um decréscimo da energia livre, que ocorre devido a transformação de determinado volume de líquido em sólido. A diferença entre a temperatura de fusão, T_f , e essa temperatura arbitrária, T , é o super-resfriamento, ΔT , supracitado. Quanto menor essa temperatura arbitrária, maior o super-resfriamento e mais negativa é a variação de energia livre, ou seja, mais espontânea será a transformação líquido/sólido. Assim, conclui-se que, quanto maior o super-resfriamento, maior a força motriz da transformação do líquido em sólido (OHNO, 1988; GARCIA, 2000).

3.4.2. Nucleação

Segundo OHNO (1988), a nucleação ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal fundido atinge um valor suficientemente baixo para permitir que eles ocupem as posições na rede do metal envolvido em particular. Após sua formação, o núcleo continua a crescer na medida em que a extração de calor tem prosseguimento.

A formação do núcleo se inicia pelo aparecimento de embriões nucleicos. Esse embrião ainda não é um núcleo, é instável, e sua evolução até a natureza nucleica depende de fatores como o super-resfriamento e geometria do embrião. Assim como todos os processos naturais, a nucleação sempre procura a condição de menor energia, ou seja, o caminho mais espontâneo possível. Por esse motivo, considerando a teoria da nucleação homogênea, a geometria mais indicada energeticamente para que o embrião não entre em colapso é a esférica (OHNO, 1988; GARCIA, 2000).

Quando um agrupamento atômico se arranja com ordenação cristalina para formar um embrião, forma-se também uma superfície que o separa do líquido desordenado. Associada a essa superfície existe uma energia livre positiva, a tensão superficial, que conduz a um aumento da energia livre à medida que essa superfície cresce. Se a diferença entre essas energias livres diminui, o embrião se desenvolverá até a formação de um núcleo propriamente dito. Caso essa diferença aumente, o embrião não resiste, entrando em colapso (OHNO, 1988; GARCIA, 2000).

Essa energia total livre resultante da formação do embrião é dependente da variação de energia livre associada ao volume (ΔF_v) e à superfície (ΔF_s) do mesmo, como mostra a Equação 3 (GARCIA, 2000). Considerando a formação de um embrião num sistema de menor energia livre possível, ou seja, com formato esférico, a variação de energia livre ΔG do sistema é dada pela Equação 4 (GARCIA, 2000):

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s \quad \text{Eq. 3}$$

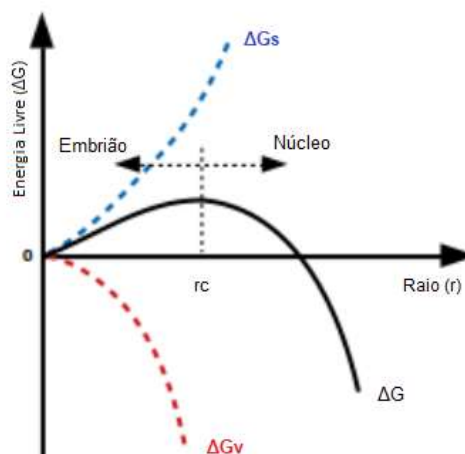
$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3 L \frac{\Delta T}{T_f} + 4\pi r^2 \sigma_{SL} \quad \text{Eq. 4}$$

Onde, r é o raio da esfera, L é o calor latente de fusão, ΔT é o super-resfriamento térmico, T_f é a temperatura de fusão e σ_{SL} é a energia superficial sólido/líquido.

Como dito anteriormente, para que um embrião nucleico consiga se desenvolver de modo a se tornar um núcleo deve haver uma queda no valor de ΔG . Analisando a Equação 4, vê-se que o segundo termo da equação referente a ΔG_s nunca será negativo, uma vez que esse depende de r e σ_{SL} . Por outro lado, o primeiro termo da equação só será negativo quando o super-resfriamento ΔT for positivo. Assim, concluí-se que a estabilização do embrião e seu desenvolvimento dependem de um valor positivo de super-resfriamento.

A curva de ΔG obtida a partir da variação do raio r do embrião é mostrada na Figura 9. Com o aumento da porção negativa da Equação 4, a curva ΔG passa a cair, atingindo um ponto de inflexão da mesma. O raio do embrião que provoca essa inflexão é conhecido como raio crítico e marca a transformação de embrião para núcleo. A partir desse raio, o núcleo se torna estável e tem condições de crescer dentro da fase líquida se formar um grão.

Figura 9. Evolução da variação total de energia livre com o raio do embrião ou núcleo



ΔG_s : Energia Livre de Superfície
 ΔG_v : Energia Livre de Volume
 r_c : Raio Crítico

Fonte: GARCIA 2000 (Modificado)

O raio crítico é um importante determinador da facilidade de nucleação durante a solidificação. Quanto menor o raio crítico, mais facilmente os embriões se tornarão núcleos estáveis. O super-resfriamento exerce influência direta nos valores

de raio crítico para a transformação de embriões em núcleos. Pela Equação 3 e 4 vê-se que a única parcela que depende do super-resfriamento é aquela relacionada a energia livre associada ao volume. Quanto maior o super-resfriamento térmico, maior será também a energia livre associada ao volume do embrião, fazendo com que esse supere com maior facilidade a variação de energia livre associada à superfície, diminuindo o ΔG e possibilitando a estabilização do núcleo.

Como dito anteriormente, o super-resfriamento térmico funciona como uma força motriz do processo de nucleação, ou seja, quanto maior o super-resfriamento, maior o decréscimo de energia livre, menor o raio crítico e, conseqüentemente, maior a tendência para a formação de núcleos (GARCIA, 2000).

3.4.2.1. *Mecanismos de Nucleação*

A nucleação que ocorre de maneira espontânea, ou seja, sem nenhum agente catalizador da reação é chamada de nucleação homogênea. A nucleação homogênea é dificilmente encontrada na solidificação da zona fundida no processo de soldagem, uma vez que na poça de fusão com frequência há agentes nucleantes como impurezas e partículas de óxido que facilitam a formação de novos núcleos.

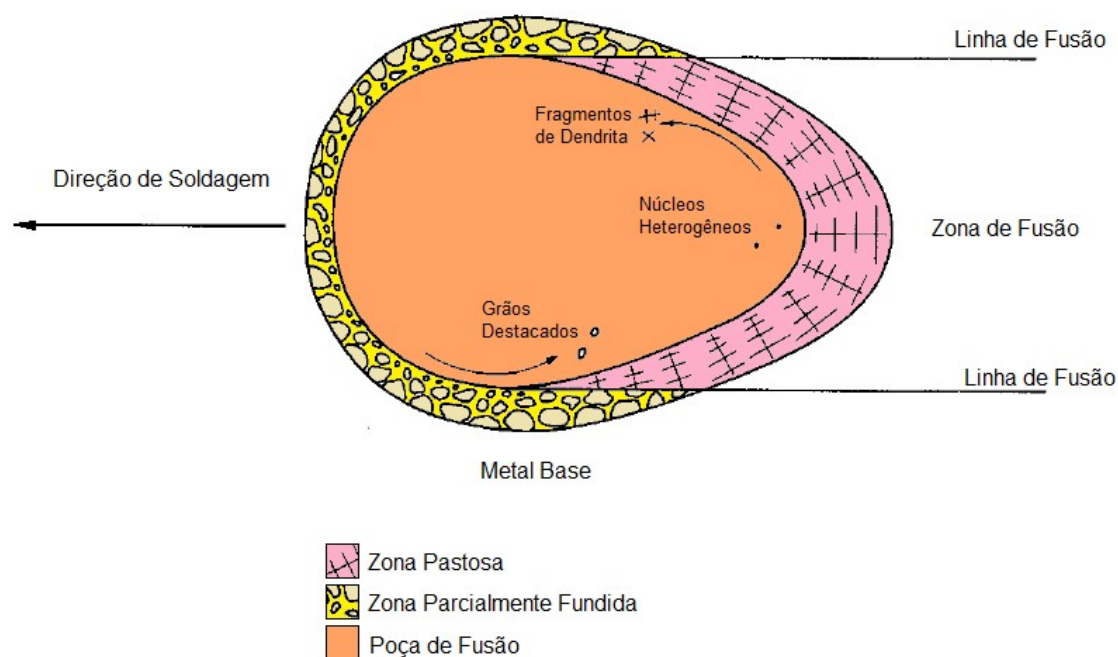
Para entender os mecanismos de nucleação que ocorrem no processo de solidificação é necessário também compreender a microestrutura do material nas periferias da poça de fusão. A Figura 10 mostra três áreas principais: a Zona Pastosa, conhecida como *mushy zone* em inglês, a Zona Parcialmente Fundida e a Poça de Fusão.

A Zona Pastosa é a região formada após a passagem da tocha de soldagem, na qual o processo de solidificação já foi iniciado. A interface entre a poça de fusão líquida e a Zona Pastosa, ou seja, o início da Zona Pastosa, é localizada onde a temperatura local atinge a temperatura *liquidus* da liga. De modo similar, a interface entre a Zona Pastosa e o material completamente solidificado, ou seja, o final da Zona Pastosa, ocorre quando a temperatura atinge a temperatura *solidus* da liga (DUPONT *et al.*, 2009). Por se encontrar dentro do intervalo de temperatura de solidificação da liga, a Zona Pastosa não é nem completamente sólida, nem completamente líquida, sendo constituída por dendritas sólidas e líquido interdendrítico. (KOU, 2003A). A composição da Zona Pastosa é uma mistura entre o

metal base e o metal de adição, dependendo da diluição imposta pelo processo. Essa é a área na qual ocorre o aparecimento de trincas de solidificação.

A Zona Parcialmente Fundida é um resultado da transferência de calor da poça de fusão para o metal base adjacente (DUPONT *et al.*, 2009). Essa transferência de calor aquece o material a uma temperatura entre a temperatura *solidus* e a temperatura *liquidus* durante a soldagem (DUPONT *et al.*, 2009). Logo, a microestrutura dessa região será composta de grãos sólidos que estão parcialmente fundidos e líquido intergranular (KOU, 2003A). Essa região é composta apenas pelo metal base e possui tendência a formação de trincas de liquação (KOU, 2003A; DUPONT *et al.*, 2009).

Figura 10. Mecanismos de nucleação durante a soldagem e microestrutura entorno da poça de fusão



Fonte: Kou, 2003 (Modificado)

Tanto a Zona Pastosa quanto a Zona Parcialmente Fundida são áreas compostas por uma parte sólida e uma parte líquida, ou seja, a poça de fusão está envolta por uma mistura sólido+líquido durante o processo de soldagem (KOU, 2003A). É justamente essa mistura juntamente com o movimento convectivo natural da poça de fusão que proporcionam diferentes mecanismos de nucleação.

3.4.2.1.1. Nucleação Heterogênea

A presença de partículas estranhas como películas de oxido na superfície do líquido, partículas sólidas em suspensão e até mesmo de elementos inseridos propositalmente no metal líquido pode ter um efeito catalizador para a formação de núcleos. Esses agentes de natureza diversa, que possuem superfícies adequadas para a formação de núcleos, atuam como facilitadores energéticos no processo de nucleação (GARCIA, 2000). Quando a nucleação ocorre nessas partículas externas presentes na poça de fusão, sobre a qual átomos do metal líquido podem se arranjar de forma cristalina, ela é denominada nucleação heterogênea (KOU, 2003A).

Segundo KOU (2003A), vários autores, incluindo ele mesmo, observaram que os parâmetros de soldagem exercem influência na nucleação heterogênea, cuja formação de grãos equiaxiais é aumentada pelo uso de uma alta energia líquida de soldagem e grandes velocidades de soldagem. Isso ocorre pois, com o uso de uma alta energia líquida de soldagem e grandes velocidades de soldagem diminui-se o gradiente de temperatura (G) no final da poça de fusão. Além disso, altas velocidades de soldagem também proporcionam uma maior taxa de solidificação (R) da zona fundida. Esses valores influenciam o modo de solidificação do metal, por meio de um fenômeno conhecido por super-resfriamento constitucional, que será abordado adiante. O controle do modo de solidificação pode ser importante em determinadas ocasiões. Por exemplo, para metais puros como Zn, grãos equiaxiais grossos apresentam uma maior suscetibilidade a melhorias na resistência a corrosão quando comparados a grãos colunares (OSÓRIO *et al.*, 2005).

3.4.2.1.2. Fragmentação Dendrítica

O movimento convectivo natural à poça de fusão pode, em princípio, causar a fragmentação de pontas de dendritas na Zona Pastosa. Esses fragmentos, que estão mostrados na Figura 10, são levados até o interior da Poça de Fusão, e atuam como núcleo para a formação de novos grãos, caso eles consigam resistir a temperatura elevada da poça (KOU, 2003A).

3.4.2.1.3. Destacamento de grãos

O movimento convectivo presente na poça de fusão também exerce influência sobre esse modo de nucleação, assim como no explicado anteriormente. No destacamento de grãos, como o próprio nome sugere, grãos sólidos são retirados da Zona Parcialmente Fundida e levados para a poça de fusão com o auxílio do movimento convectivo da mesma (KOU, 2003A). Como a ponta das dendritas do mecanismo anterior, esses grãos podem atuar como núcleos para a formação de novos grãos.

3.4.2.1.4. Nucleação Superficial

Nesse modo de nucleação, uma queda de temperatura na superfície da poça de fusão é induzida, forçando a formação de núcleos. Esses núcleos, mais pesados que o líquido, caem para dentro da poça devido a sua maior densidade, e então crescem até a formação de novos grãos. A queda de temperatura na superfície da poça de fusão pode ser induzida pela aplicação de uma corrente de gás de proteção ou pela redução instantânea da energia de soldagem durante o processo (KOU, 2003A).

3.4.2.1.5. Nucleação Dinâmica

Diferente dos modos de nucleação discutidos anteriormente, a nucleação dinâmica não ocorre em decorrência da presença de partículas dentro do líquido. Na nucleação dinâmica, é possível induzir a nucleação no metal líquido por meio de um estímulo dinâmico, como por exemplo, a vibração mecânica (GARCIA, 2003).

A hipótese mais provável para a explicação do fenômeno é a de que o colapso de uma cavidade interna no líquido gera uma onda de pressão positiva que pode ser suficientemente grande para elevar o ponto de fusão de materiais que contraem ao solidificar-se, o que aumentaria proporcionalmente o super-resfriamento, dando condições para a ocorrência da nucleação (GARCIA, 2003).

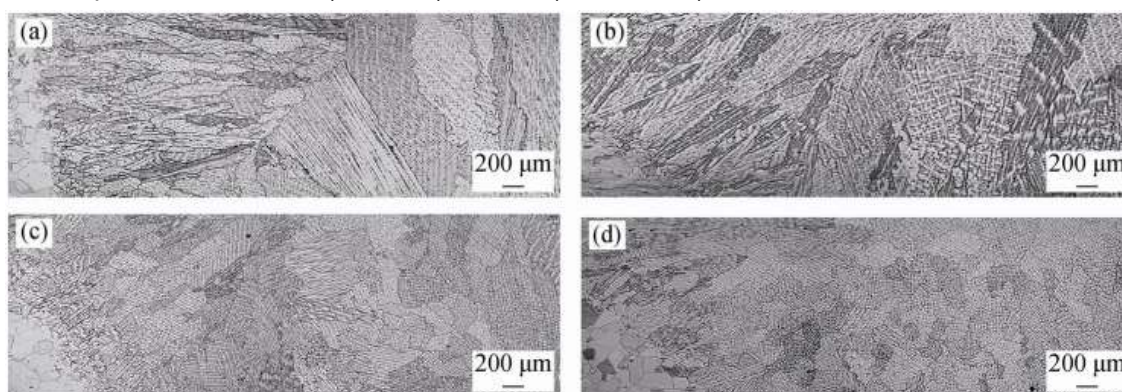
O refino do grão pode ser benéfico durante o processo de soldagem. Grãos finos ajudam a reduzir a suscetibilidade do material à formação de trincas de

solidificação (CROSS, 2005; WANG, 2018). Com grãos de menor tamanho há maior quantidade de contornos de grão, resultando numa melhor distribuição de tensões pelos contornos de grão. Essa distribuição é benéfica, uma vez que um alto nível de tensões nos contornos de grão pode resultar no aparecimento de trincas (CROSS, 2005). Além disso, com uma maior densidade de contornos de grão os precipitados com baixo ponto de fusão não ficarão tão concentrados em uma só área, diminuindo a suscetibilidade de formação de trincas de solidificação do material (KOU, 2003B). Em ligas de alumínio, soldagens que resultam em grãos equiaxiais finos são menos suscetíveis a formação de trincas de solidificação. Isso ocorre, pois, grãos equiaxiais de menor tamanho conseguem se deformar para acomodar as tensões de contração mais facilmente, ou seja, são mais dúcteis (KOU, 2003B).

Afim de refinar os grãos durante o processo de soldagem a partir da indução da nucleação pelo efeito da nucleação dinâmica, houve o surgimento de processos de soldagem que utilizam vibração ultrassônica nas poças de soldagem, afim de obter uma microestrutura dendrítica equiaxial refinada.

A Figura 11 mostra a evolução da microestrutura de uma liga de a base de níquel com o aumento da amplitude de vibração. Quando não há vibração, há a presença de grãos grossos colunares na zona fundida, como mostra a Figura 11(a). Com o aumento da amplitude de vibração de 0,1mm até 0,2mm vê-se o refinamento gradual dos grãos, sendo esse refinamento atribuído à geração de um grande número de cristais livres no estágio de nucleação promovido pela vibração (WANG, 2018).

Figura 11. Microestrutura de soldagens executadas sob diferentes amplitudes de vibração em liga a base de níquel Inconel 601H: a) 0mm; b) 0,1mm c) 0,15mm; d) 0,2mm



Fonte: WANG *et al.*, 2018

Segundo WANG *et al.* (2018), a vibração ultrassônica introduzida na poça de fusão melhorou consideravelmente o fluxo de metal líquido na Zona Misturada, eliminando defeitos e melhorando a qualidade da soldagem. No entanto, por mais que esse processo traga vantagens, também foi verificado um aumento no tamanho Zona Termicamente Afetada, o que pode facilitar a formação de trincas a quente, já que essa área é um local favorável ao aparecimento de trincas de liquação (LIPPOLD *et al.*, 2009; KOU, 2003B).

A capacidade de prever a evolução de variáveis como nucleação e crescimento de determinados precipitados é essencial para o processamento termomecânico de materiais e sua avaliação em serviço. MOORE *et al.* (2016) modelaram a cinética da nucleação e crescimento de precipitados γ'' (Ni_3Nb) na liga de níquel Inconel 625 para processos de forjamento. Os autores obtiveram resultados satisfatórios em relação à previsão da energia interfacial, distribuição do tamanho das partículas de precipitado e densidade de precipitação. Os resultados resultantes da modelagem estavam de acordo com dados experimentais, possibilitando a previsão da microestrutura da liga 625 com mais precisão.

3.4.3. Microsegregação

A segregação na solidificação pode ser entendida como qualquer diferença de concentração produzida em relação a uma distribuição uniforme de elementos químicos (GARCIA, 2000). A segregação que ocorre em pequena escala é denominada microsegregação (OHNO, 1988), ou seja, a microsegregação refere-se à diferenças de concentração de curto alcance, como aquelas que se verificam entre células, ramificações dendríticas e grãos cristalinos (GARCIA, 2000).

A segregação manifesta-se em uma liga ou em um componente impuro como resultado da rejeição de soluto na fronteira sólido/líquido (S/L), seguida por sua redistribuição durante a evolução do processo de solidificação através do mecanismo de transporte de massa (GARCIA, 2000). A redistribuição de soluto que ocorre durante o processo de segregação depende de dois fatores, a termodinâmica, ou seja, o diagrama de fases, e a cinética, ou seja, difusão, fluxo de fluido, etc (KOU, 2003).

Na solidificação de metais puros não há diferença entre as composições da porção líquida e da porção sólida durante o processo de solidificação. No entanto, na

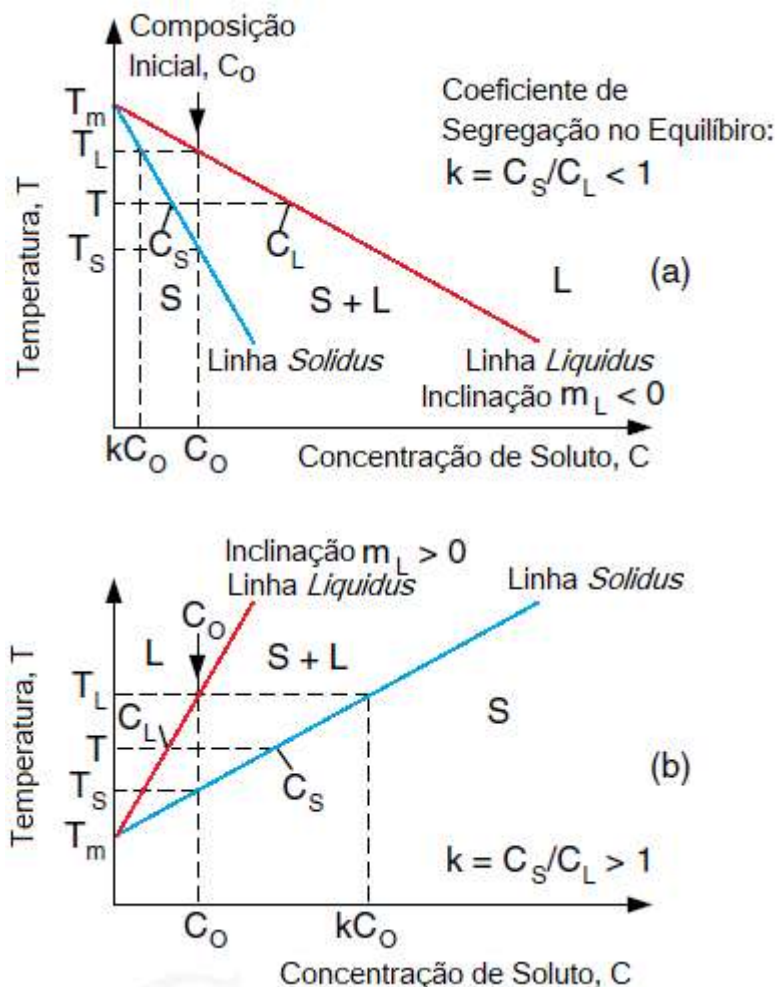
solidificação de ligas os átomos de soluto no líquido passam pelo processo de redistribuição, ficando mais concentrados no sólido ou migrando para o líquido. O fator que rege esse comportamento é o coeficiente de segregação no equilíbrio, ou coeficiente de partição, k . A qualquer temperatura T , o coeficiente de partição k é definido por

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad \text{Eq. 5}$$

Onde C_S e C_L são as composições do sólido e líquido, respectivamente, na fronteira sólido/líquido (S/L). O valor de k depende da temperatura T da fronteira S/L.

A Figura 12 mostra parte de um diagrama de fase binário, em que se considera k constante com o avanço da solidificação. No gráfico (a) vê-se que a fase sólida possui a capacidade de acomodar menos soluto que a fase líquida, ou seja, a concentração do sólido será sempre menor que a concentração do líquido. Assim, conclui-se pela Equação 5 que, neste caso, $k < 1$, já que $C_S < C_L$. Nesse caso, a fase sólida passa a segregar soluto para o líquido, tornando-o o último cada vez mais concentrado com o avançar do processo de solidificação. Porém, como o sólido se solidifica a partir deste líquido, sua concentração também aumenta com o decorrer da solidificação. Ou seja, quando $k < 1$, vê-se que a concentração do sólido e do líquido aumenta com a queda da temperatura. Já no gráfico (b), é possível notar que a fase sólida consegue acomodar maior quantidade de soluto que a fase líquida. Assim, pela Equação 5, temos $k > 1$, já que $C_S > C_L$. Com maior capacidade de acomodação, a fase sólida absorve o soluto que está no líquido durante a solidificação. Nesse caso, tanto a concentração do sólido, C_S , quanto a concentração do líquido, C_L , caem com a queda da temperatura da fronteira S/L no processo de solidificação.

Figura 12. Parte de um diagrama de fase binário evidenciando o coeficiente de segregação no equilíbrio, k : (a) para $k < 1$; (b) para $k > 1$



Fonte: KOU, 2003 (Modificado)

Existem diferenças consideráveis na redistribuição de soluto quando a solidificação ocorre dentro e fora do equilíbrio. Na solidificação dentro do equilíbrio há a difusão completa no sólido e no líquido, ou seja, as fases sólida e líquida possuem composição uniforme, resultando em uma fronteira S/L planar, uma vez que o líquido consegue se solidificar em apenas uma direção.

Existem dois modelos que tentam prever o fenômeno fora do equilíbrio: Difusão completa no líquido e inexistente no sólido, e difusão completa do sólido e inexistente no líquido. No caso da difusão completa no líquido e inexistente no sólido, a difusão no sólido é desconsiderada. Assim, o sólido não possui uma composição uniforme, enquanto a composição do líquido é uniforme. Isso ocorre pois nesse modelo assume-se que a velocidade de convecção no líquido é muitíssimo alta, a ponto de permitir uma mistura ideal da fase líquida, proporcionando uma uniformidade

na composição (KOU, 2003). Neste caso, só há equilíbrio entre a fase sólida e a fase líquida na fronteira S/L, e, diferente da solidificação em equilíbrio, o soluto não permanece retido no sólido, e todo o soluto rejeitado pelo crescimento da fase sólida vai para a fase líquida. Assim, a concentração da fase líquida aumenta com maior rapidez que na solidificação em equilíbrio, e como o sólido se forma a partir do líquido, sua composição na fronteira S/L também aumenta mais rapidamente. Nesta situação, as composições da fase líquida e sólida na fronteira S/L são dadas pelas Equações 6 e 7, onde f_S e f_L são, respectivamente, a fração de sólido e a fração de líquido.

$$C_S = kC_o(1 - f_S^{k-1}) \quad \text{Eq. 6}$$

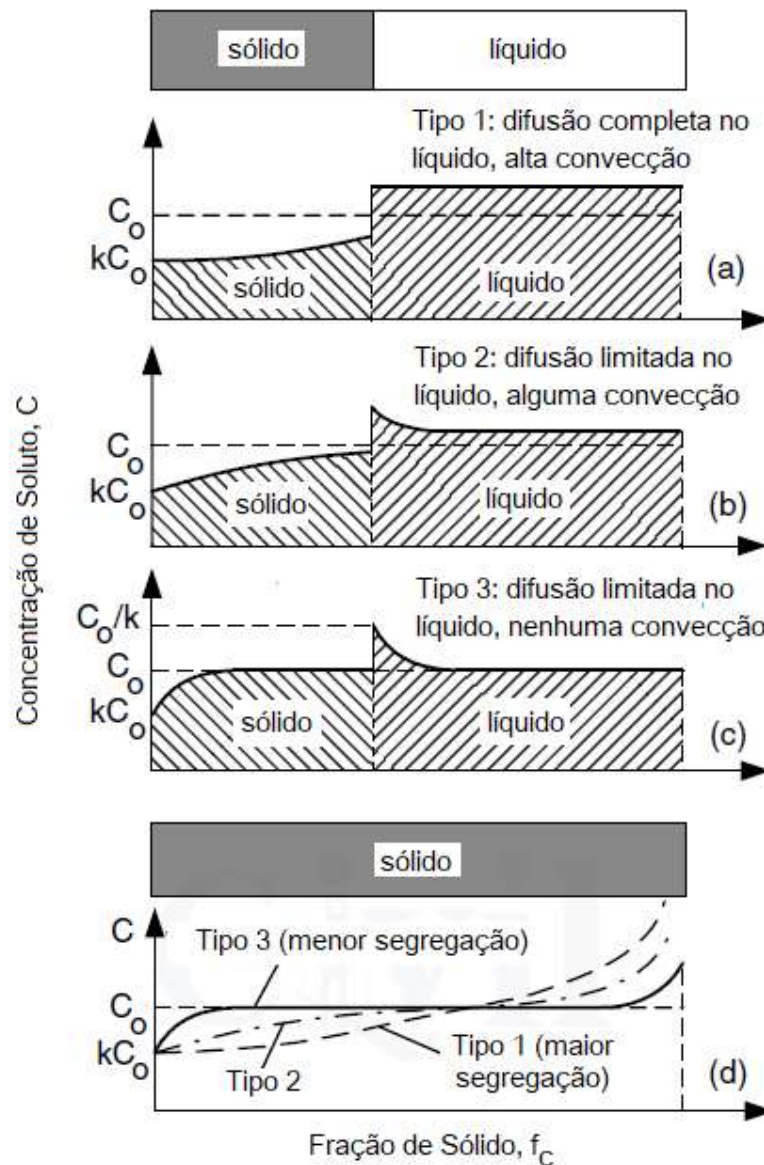
$$C_L = C_o f_L^{k-1} \quad \text{Eq. 7}$$

As Equações 6 e 7 são conhecidas como Equações de Scheil, e serão discutidas com mais detalhes adiante.

O outro modelo que busca explicar o processo de solidificação fora do equilíbrio é aquele em que se considera difusão limitada no líquido e inexistente do sólido. Nele, assume-se que não há difusão no sólido e que há uma difusão limitada na fase líquida, ou seja, nem a fase sólida nem a fase líquida possuirão uma composição uniforme durante a solidificação. Isso ocorre pois, diferente do modelo anterior, esse modelo não considera os movimentos convectivos que ocorrem no metal líquido. Por conta da difusão limitada no líquido, o soluto rejeitado pela fase sólida se aglomera e forma uma fronteira rica em soluto logo após a fronteira S/L ao invés de difundir-se uniformemente pela fase líquida. Consequentemente, C_S e C_L aumentam ainda mais rápido que no caso anterior.

A Figura 13 mostra três tipos de redistribuição de soluto que podem ocorrer quando a difusão no sólido é desconsiderada. A diferença entre as três situações reside na influência do movimento convectivo presente naturalmente na poça de fusão: no Tipo 1 a convecção é considerada altíssima, provocando total mistura da fase líquida e conseqüentemente, uma homogeneidade de concentração; o Tipo 2 considera certa quantidade de convecção, sendo essa menor que a encontrada no Tipo 1; o Tipo 3 não considera a convecção.

Figura 13. Redistribuição de soluto sem a presença de difusão na fase sólida: (a) Tipo 1; (b) Tipo 2; (c) Tipo 3



Fonte: Kou, 2003 (Modificado)

Uma das consequências da presença de microsegregação é a existência de um intervalo de solidificação maior que o indicado no diagrama de fases, provocando uma quantidade de líquido maior do que a prevista pelo diagrama se utilizarmos a regra da alavanca (PORTER e EASTERLING, 1987). Esse líquido remanescente resulta na formação de fases não previstas pelo diagrama, as chamadas “fases secundárias fora do equilíbrio”, que são usualmente deletérias ao material (MARTORANO e CAPOCHI, 2000).

Por exemplo, nas ligas à base de níquel a microsegregação de Nb, Mo e W provoca a formação de fases secundárias, que retiram esses elementos de liga da

matriz γ , enfraquecendo localmente o material. Essa segregação é aumentada caso haja a presença de ferro na zona fundida, como, por exemplo, pela soldagem dissimilar entre aços carbono e a liga Inconel 625 ou a liga Hastelloy C276, objetos de estudo dessa dissertação. Quanto maior a presença de Fe na zona fundida, menor será o coeficiente de partição, k , desses elementos, provocando uma segregação ainda mais severa desses para a fase líquida, o que proporciona a precipitação de fases secundárias deletérias. Isso ocorre, pois, o Fe diminui a solubilidade do Nb, do Cr, do Mo e do W na matriz γ , favorecendo a microsegregação. (LIPPOLD *et al.*, 2009; MINÁ *et al.*, 2016). Assim, o aumento da quantidade de ferro na Zona Fundida, aumenta o intervalo de solidificação, aumentando por sua vez o potencial de ocorrência de trincas de solidificação.

A microsegregação também possui um efeito deletério em componentes produzidos por monocristais de liga a base de níquel, muito utilizados na fabricação de pás de turbinas aeronáuticas. Esses monocristais são produzidos a partir de um processo avançado chamado *Bridgman*, em que há a indução de uma solidificação direcional, que produz pás de turbina que virtualmente não possuem contornos de grão (MATSUNAGA *et al.*, 2020). No entanto, se a solidificação direcional for feita fora do equilíbrio há a ocorrência de microsegregação, causando uma heterogeneidade microestrutural no material, ou seja, a microsegregação pode causar a formação de fases secundárias com baixo ponto de fusão e uma não uniformidade na precipitação de partículas γ' , o que é diminui as propriedades mecânicas do material. Afim de evitar a microsegregação nesses monocristais, MATSUNAGA *et al.*, (2020) produziram monocristais com a liga a base de níquel René N515, a partir de um processo chamado *levitation zone melting*, que induz a solidificação pelo crescimento de uma interface de solidificação planar. Segundo os autores, os efeitos da microsegregação nos monocristais foram eliminados completamente com sucesso, diminuindo porosidades e formação de fases secundárias no monocristal.

3.4.4. O Modelo de Scheil

No equilíbrio o comportamento de solidificação dos materiais pode ser dado pela regra da alavanca, para as linhas liquidus e solidus, a partir do uso da equação 8.

$$C_S = C'_S = \frac{kC_0}{f_s(k-1) + 1} \quad \text{Eq. 8}$$

Porém, na prática, as operações não ocorrem no equilíbrio, e a utilização da regra da alavanca se torna pouco efetiva se estamos procurando demonstrar o comportamento de solidificação em processos reais. Assim, Erich Scheil desenvolveu uma expressão que consegue demonstrar com uma boa aproximação com a solidificação em materiais como as ligas de níquel (CHEN *et al.*, 2009; CLYNE e KURZ, 1981). A expressão, conhecida como Equação de Scheil, está apresentada abaixo.

$$C'_S = kC_0(1 - f_s)^{k-1} \quad \text{Eq. 9}$$

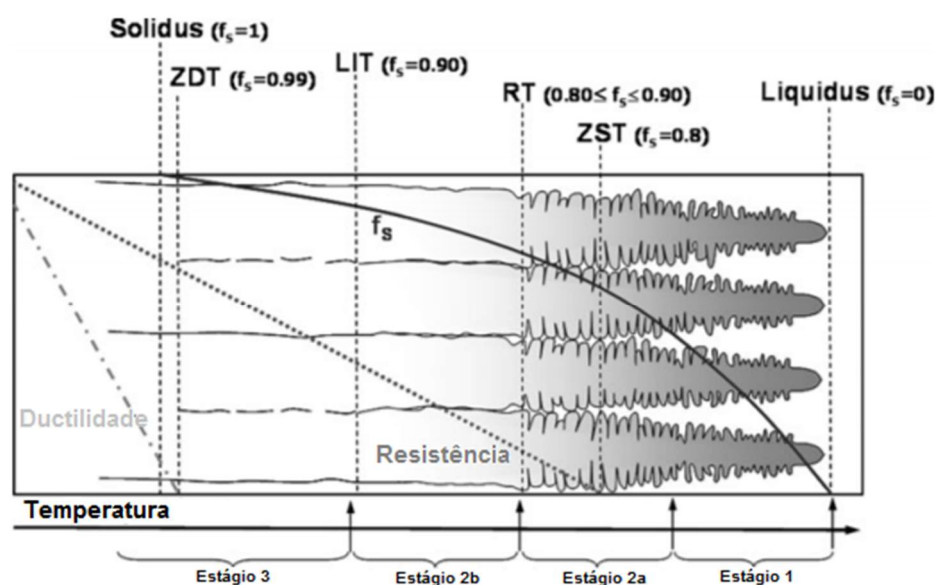
Para alcançar tal expressão, Scheil fez as seguintes considerações: após a solidificação as fases não sofrem alterações em sua composição, ou seja, não é considerada a redistribuição de soluto no sólido; a difusão na fase líquida é tão rápida que a mesma sempre possui uma composição uniforme; e é alcançado o equilíbrio na interface líquido/sólido (CHEN *et al.*, 2009).

Ao construirmos o diagrama a partir da equação de Scheil obtemos o gráfico demonstrado na Figura 14. Dele é possível obter várias informações importantes na avaliação do processo de solidificação do material estudado.

A Figura 14 ilustra os estágios de solidificação, em termos de temperatura e fração volumétrica de fase sólida sob as condições de Scheil. Santillana *et al.*, (2012) descreveram esses estágios em detalhes. Segundo os autores, os estágios de solidificação se dividem em 1, 2a, 2b e 3 e são explicados, como mostra a Figura 14. No estágio 1 há a formação das primeiras dendritas e essas estão dispersas numa piscina de líquido. As dendritas não possuem nenhuma ligação mecânica entre si, e estão livres para flutuar no líquido. Caso algum tipo de tensão seja aplicado ao material neste estágio, as aberturas formadas serão preenchidas pelo líquido remanescente. No estágio 2a há o crescimento das dendritas, provocando o contato entre elas, e conseqüentemente, aumentando a resistência. Entretanto, assim como no estágio anterior, qualquer defeito surgido nesta etapa pela aplicação de tensão externa será corrigido pelo preenchimento de líquido. No estágio 2b há a continuação

do aumento das dendritas e com a queda da temperatura a estrutura começa a se assemelhar ao formato de colunas. Com o aumento da porção sólida, bolsões de líquidos começam a se formar. Segundo Santillana *et al* (2012) é nos estágios 2a e 2b que se dá o surgimento das trincas a quente, justamente em consequência do isolamento de porções de líquido na matriz sólida. No estágio 3 há a formação dos grãos e o fim da solidificação.

Figura 14. Esquema ilustrativo dos estágios de solidificação considerando o modelo de Scheil



Fonte: SANTILLANA *et al.*, 2012

A partir da proposição destes estágios de solidificação, parâmetros que relacionam a temperatura na qual o material se encontra e suas características mecânicas foram estabelecidos. Com base nestes parâmetros, tem sido possível avaliar a suscetibilidade de formação de trincas a quente no material estudado durante a solidificação. A temperatura ZST (*Zero Strength Temperature*) é definida como a temperatura na qual as forças podem ser transmitidas perpendicularmente à direção de solidificação, pois nesta fração de sólido ocorre o contato entre os braços secundários das dendritas. Este parâmetro corresponde a uma fração de sólido entre 0.65 e 0.8, ou seja, está localizado no estágio 2a da solidificação. A temperatura ZDT (*Zero Ductility Temperature*) corresponde à temperatura na qual ocorre a transição do material de frágil para dúctil, e está comumente associada com a fração de sólido entre 0.98 e 1. O intervalo de temperatura entre o ZST e o ZDT é conhecido como BRT (*Brittle Temperature Range*), como mostra a Equação 10.

$$BTR = ZST - ZDT \quad \text{Eq. 10}$$

Esse fator fornece um guia qualitativo de susceptibilidade à trincas a quente: quanto maior o intervalo, maior o período de tempo que o material num estado semi-sólido permanece em uma situação crítica e maior será a extensão sob concentração de tensões, resultantes da contração térmica do material, logo, mais suscetível o material será ao aparecimento de trincas de solidificação (SANTILLANA *et al.*, 2012).

3.4.5. Solidificação da liga INCONEL 625

A liga a base de níquel Inconel 625 é uma das principais ligas da classe Ni-Cr-Mo-Nb, possuindo excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas (SILVA *et al.*, 2013). Sua solidificação é altamente influenciada pela presença de elementos como Nb, Si e C na liga, uma vez que estes elementos sofrem microsegregação e exibem uma forte tendência de formarem fases secundárias no final do processo de solidificação. Essas fases possuem alta concentração de elementos de liga que favorecem a formação de fases eutéticas de baixo ponto de fusão, aumentando o intervalo de solidificação do material, aumentando então sua susceptibilidade à formação de trincas de solidificação (DUPONT, 1996; KOU, 2003A;).

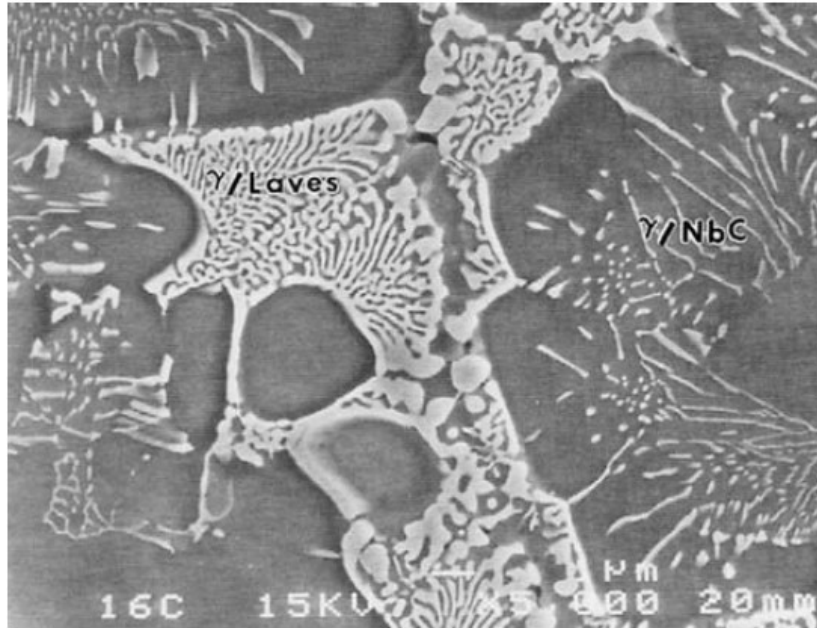
Em geral, dois tipos de constituintes eutéticos são comumente formados nos estágios finais de solidificação da liga Inconel 625, são eles: γ/NbC e γ/Laves . O microconstituente eutético do tipo γ/Laves é o mais deletério quando se trata de trinca a quente, pois este se forma em temperaturas baixas e, conseqüentemente, aumenta o intervalo de solidificação (DUPONT *et al.*, 1998 CIESLAK *et al.*, 1991; LIPPOLD *et al.*, 2008;).

A adição de carbono geralmente promove a formação de carbonetos, enquanto a adição de silício influencia a formação de fase de Laves (DUPONT, 1996).

A fase de Laves é uma fase do tipo *Topologically Close-Packed* (TCP), ou em português, topologicamente compacta. As fases TCPs são fases intermetálicas, normalmente deletérias ao material por serem muito frágeis (BELAN, 2016). A fase de

Laves possui estrutura cristalina hexagonal e fórmula A_2B . Ela é bastante comum em superligas a base de ferro e cobalto, e normalmente aparece no formato de glóbulos irregulares, geralmente alongados, ou em formato de placas (BELAN, 2016).

Figura 15. Fase de Laves e NbC encontradas na zona fundida de uma liga a base de níquel com adição de Nb



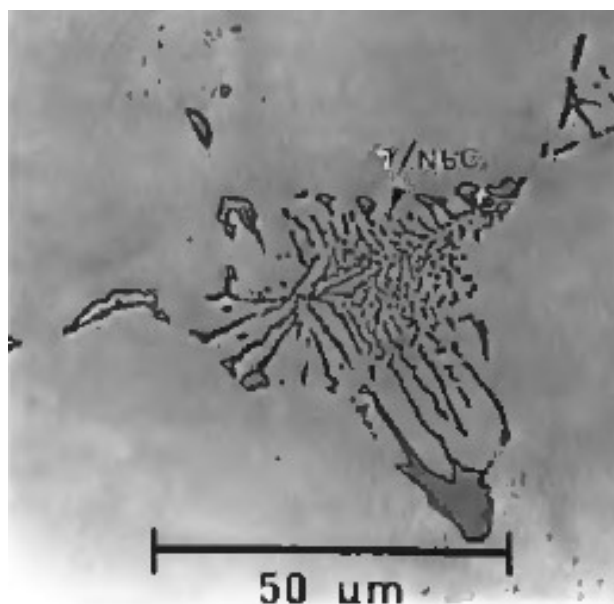
Fonte: DuPont *et al.*, 1988A

A adição de carbono tem alta influência no intervalo de temperatura no primeiro estágio da solidificação da liga 625. Com o aumento da quantidade de carbono, a temperatura da reação $L \rightarrow (\gamma + NbC)$ aumenta e, como resultado, diminui o intervalo de temperatura do primeiro estágio de solidificação $L \rightarrow \gamma$ (DUPONT *et al.*, 1998).

Nas ligas de níquel, a adição de C superior à 0,052 %p. aumenta significativamente a resistência à trincas de solidificação, justamente pela formação de carbonetos (DUPONT *et al.*, 1998). Na Figura 16 vemos um carboneto com forma dendrítica encontrado em metal de solda de Inconel 625.

A presença de C também promove a formação do carboneto M_6C . A formação de M_6C rico em Mo é largamente influenciada pela presença de Si, porém, sua precipitação também ocorre através de uma reação eutética γ/M_6C , ocorrendo a temperaturas mais baixas que a formação do carboneto MC.

Figura 16. Carboneto (NbC) encontrado em liga de níquel com adição de Nb

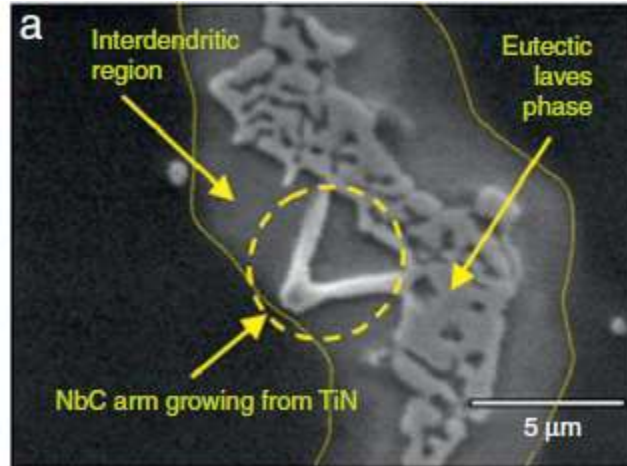


Fonte: DuPont *et al.*, 1988B

Em um estudo realizado por DuPont, Robino e Marder (1998), a solidificação das ligas de níquel com adição de Nb, como a liga Inconel 625, foi dividida em três estágios: 1) Solidificação primária, $L \rightarrow \gamma$, no qual o líquido interdendrítico se torna rico em Nb e C; 2) uma reação eutética, $L \rightarrow (\gamma + NbC)$, que retira C do líquido interdendrítico e 3) término da solidificação por uma segunda reação eutética, $L \rightarrow (\gamma + Laves)$. Segundo os autores, essa sequência de solidificação é similar ao esperado pelo sistema ternário Ni-Nb-C e foi observada em muitas ligas comerciais.

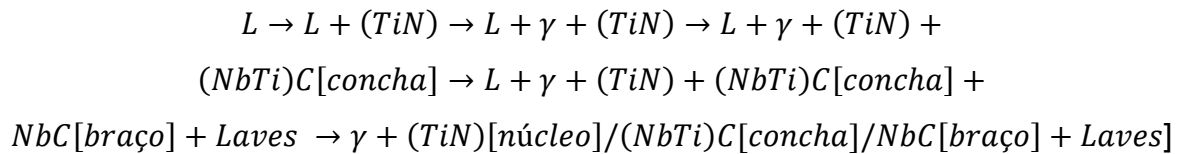
Silva *et al.* (2013) sugeriram um caminho de solidificação mais completo para a liga INCONEL 625, considerando a formação de um precipitado complexo constituído de um núcleo de TiN e uma “concha” de carboneto de nióbio-titânio, (NbTi)C, que envolve o núcleo de nitreto de titânio. Dessa concha brotam braços de NbC, como é possível ver na Figura 17.

Figura 17. Precipitado complexo encontrado na liga Inconel 625, constituído por fase eutética Laves e um braço de NbC com formato em V

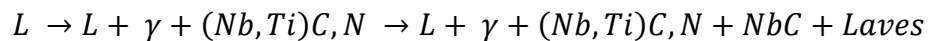


Fonte: Silva *et al.*, 2013

Considerando todos esses eventos, um novo e complexo caminho de solidificação foi proposto



Recentemente, SOLECKA *et al.*, (2018) propuseram um outro caminho de solidificação referente à soldagem dissimilar da liga Inconel 625 no aço 16Mo3. O caminho de solidificação proposto pelos autores busca explicar a precipitação de partículas do tipo MX, como carbonetos de titânio e nióbio, e a fase TCP Laves.



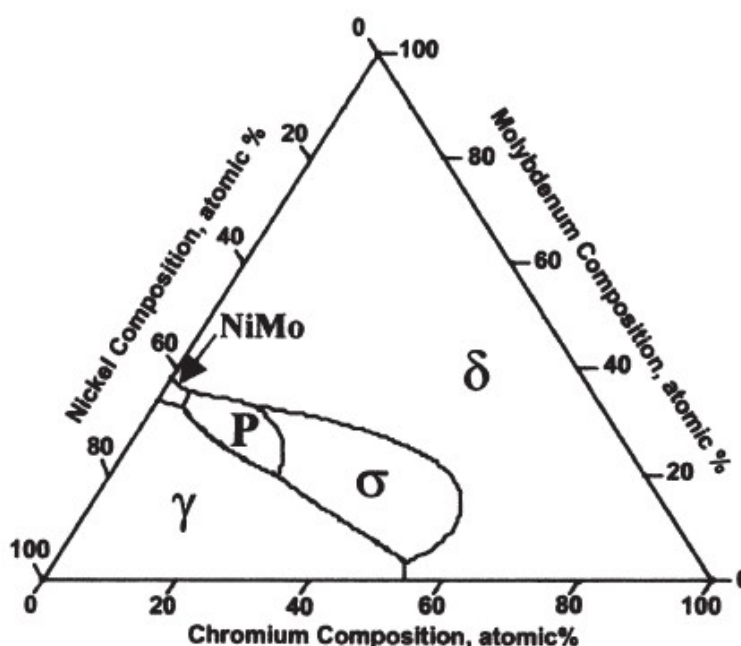
A mudança e descoberta de novos caminhos de solidificação para uma mesma liga ocorre, pois, a precipitação das fases durante a solidificação depende de vários fatores, como taxa de solidificação, processo de soldagem e composição da zona fundida. Além disso com o avanço constante da tecnologia novos meios para detecção de fases, bem como a identificação de suas composições permite postulações mais precisas.

3.4.6. Solidificação da Liga Hastelloy C-276

A liga C-276 é uma liga a base de níquel com comprovada resistência à corrosão em vários ambientes corrosivos, sendo, portanto, aplicada em diversas áreas, como as indústrias química, naval, petroleira e nuclear (MANOHARAN *et al.*, 2015). Estudos mostram, inclusive, que a liga C-276 possui maior resistência à corrosão por *pitting* quando comparada ao aço inoxidável 304 e às ligas de níquel Incoloy 825, Inconel 625 e Inconel 725 (SPECIAL METALS CORPORATION, 2013).

Esta liga endurecida por solução sólida pertence ao grupo das ligas Ni-Cr-Mo e seus principais elementos de liga são: Cr, Mo, Fe e W. A formação de fases na liga Hastelloy C276, de acordo com sua composição química, segue o diagrama ternário Ni-Cr-Mo, mostrado na Figura 18 (MANOHARAN *et al.*, 2015; PERRICONE *et al.*, 2002). O cromo facilita a formação da camada passivadora que é responsável pela alta resistência a corrosão, similarmente aos aços inoxidáveis, além de contribuir para o endurecimento da liga. Molibdênio e tungstênio atuam fortemente no mecanismo de endurecimento da liga em virtude do seu grande raio atômico em relação ao níquel (MANOHARAN *et al.*, 2015).

Figura 18. Diagrama de equilíbrio para sistema ternário Ni-Cr-Mo



Fonte: PERRICONE *et al.*, 2002

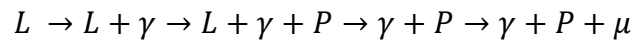
A liga C276 se solidifica em uma matriz γ cúbica de face centrada (CFC), podendo ainda formar fases secundárias com o decorrer da solidificação, dependendo das variáveis do processo de solidificação. Quando levada à altas temperaturas, como ocorre no processo de soldagem, pode haver o aparecimento de fases deletérias na matriz, como a fase P, fase μ e a fase σ (MANOHARAN *et al.*, 2015). A fase μ , por exemplo, é uma fase TCP com estrutura cristalina romboédrica, que é normalmente observada em ligas com alto teor de molibdênio (BELAN, 2016). A fase P possui uma composição extremamente similar à fase μ , com estrutura cristalina ortorrômbica, e pode ser encontrada juntamente com a fase sigma no sistema ternário Ni-Cr-Mo e com as fases γ e δ no sistema ternário Fe-Ni-Mo. (RAGHAVANA *et al.*, 1982; MANOHARAN *et al.*, 2015). A fase σ em geral possui uma estrutura cristalina tetragonal e, diferente da fase μ e da fase P que são ricas em Mo, é rica em Cr, e sua precipitação é facilitada com o aumento do teor de Fe na liga (DUPONT *et al.* 2009). A presença desses precipitados na microestrutura do material empobrece suas vizinhanças de elementos importantes para a resistência a corrosão da liga, como o Mo, comprometendo uma de suas características mais importantes que é justamente a resistência a corrosão. Segundo SILVA, (2010) a precipitação de fases ricas em molibdênio, como a fase P e μ , na soldagem da liga C-276 a tornou suscetível a corrosão preferencial ao redor dos precipitados.

A formação das fases topologicamente compactas na zona fundida durante o processo de soldagem é deletéria à junta (MANOHARAN *et al.*, 2015). A presença das fases P e μ possuem comprovada ligação com a formação de trincas de solidificação na zona fundida da liga C-276, afetando sua soldabilidade e outras propriedades de interesse (CIESLAK *et al.*, 1986; PERRICONE e DUPONT, 2006)

Em seus estudos, CIESLAK *et al.* (1986) comprovam que a liga de níquel C276 possui menor resistência a formação de trincas de solidificação quando comparadas a duas outras ligas de níquel também derivadas do sistema ternário Ni-Cr-Mo, C22 e C4. Isso ocorre pois há uma maior quantidade de líquido residual ao fim da solidificação da liga C276 em comparação à liga C22 e C4, aumentando seu intervalo de solidificação e, conseqüentemente, sua suscetibilidade a formação de trincas de solidificação. Assim, entre as três ligas do sistema Ni-Cr-Mo estudadas pelos autores, a liga C4 é a menos suscetível à formação a trincas de solidificação, pois em sua solidificação não há a formação de fases TCP's. A liga C22 possui suscetibilidade

intermediária e a C276 é a mais suscetível, uma vez que há maior quantidade de fase líquida presente ao final da solidificação que a liga C22 (CIESLAK *et al.*, 1986).

Segundo CIESLAK *et al.* (1986), o caminho de solidificação mais apropriado para a liga C-276, considerando os cinco principais elementos presentes na liga (Ni, Cr, Mo, Fe e W), é o descrito abaixo:



A fase μ que precipita ao final do processo de solidificação da liga C276 é um resultado da decomposição da fase P que ocorre após o final da solidificação do material, quando a liga se encontra completamente no estado sólido (DUPONT *et al.*, 2009)

A ocorrência de fase P está ligada à concentração de molibdênio na liga. Estudos indicam que, com teores abaixo de 12% de Mo não há formação de tais fases. Porém, acima desta quantidade já é possível observar a formação das mesmas, principalmente quando o teor de molibdênio chega a valores acima de 24% (MANOHARAN *et al.*, 2015).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Materiais

4.1.1. Materiais Escolhidos e Suas Composições

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a soldabilidade de ligas de níquel em aços carbono pelo ensaio Trans-Varestraint. Para tal, as ligas de níquel escolhidas foram a Hastelloy C276 e a Inconel 625 e os aço ao carbono escolhidos foram o AISI 1045 e o ASTM A36. As ligas de níquel participaram do projeto de soldagem como metal de adição no formato de arame, já os aços carbono foram utilizados como matéria prima para a fabricação dos corpos de prova, atuando como metal base do processo de soldagem.

As composições dos arames de liga de níquel e dos metais base utilizados estão na Tabela 1 e na Tabela 2. Pela dificuldade de aferir a quantidade de carbono no material pelos métodos disponíveis de microscopia, as composições dos metais base utilizados foram considerados iguais aos especificados na norma. A composição do arame de Inconel 625 foi obtida a partir da medida de composição química de uma almofada produzida no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará, com auxílio de um espectrômetro de fluorescência de raio X portátil. Já a composição do arame de Hastelloy C276 foi cedida pela fabricante da bobina, a empresa Special Metals, e se encontra no Anexo I.

Tabela 1. Composição química dos arames em %p

Arame	Ni	Cr	Mn	Fe	Mo	W	Nb	C	Ti	V	Co	Ta
625*	65,24	21,55	-	0,40	8,80	-	3,72	-	0,15	0,06	0,07	0,02
C276**	59,56	15,97	0,38	5,12	15,24	3,33	-	0,002	-	0,02	0,04	-

Fonte: *elaborado pela autora **SPECIAL METALS – CERTIFIED MATERIAL TEST REPORT (ANEXO I)

Tabela 2. Composição química dos metais base em %p

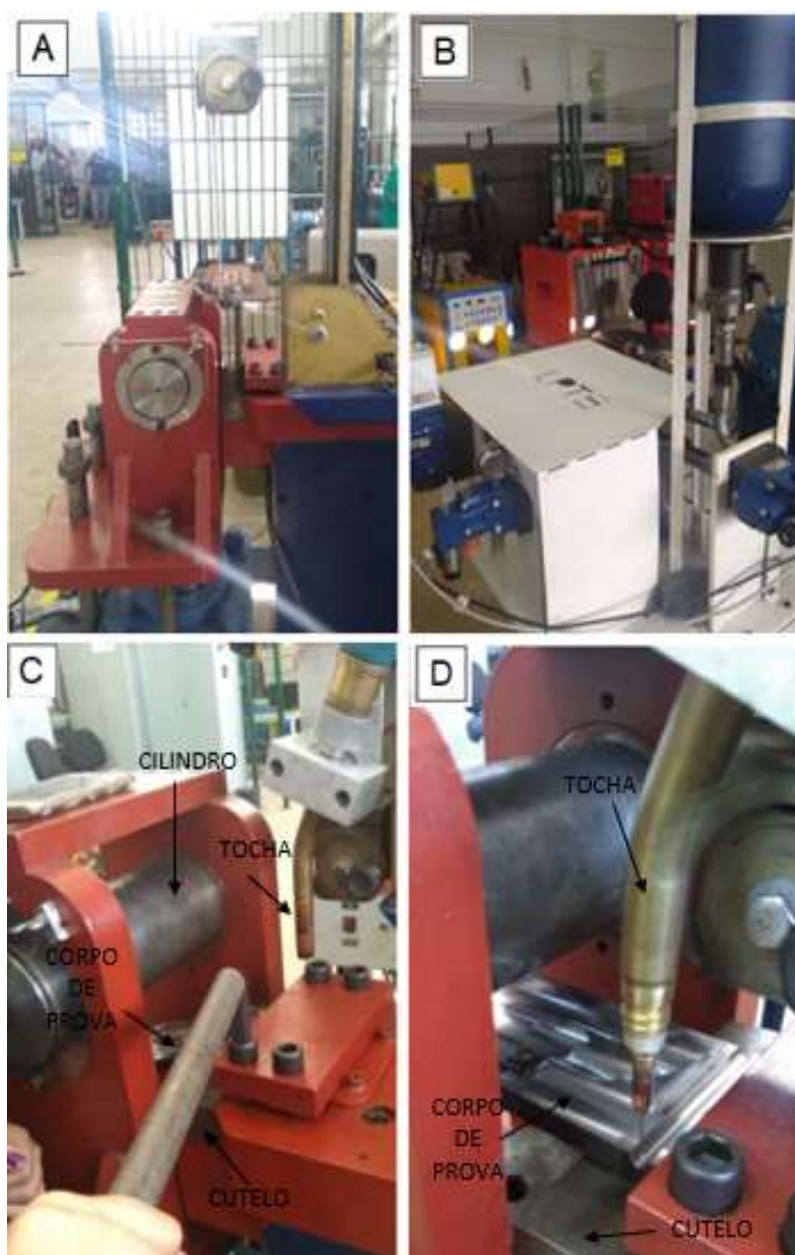
Metal Base	C	Mn	P	S	Si	Cu
ASTM A36*	0,28 max	0,6-0,9	0,04 máx	0,05 máx	0,4 máx	0,2 min
AISI 1045**	0,43-0,5	0,3-0,6	0,04 máx	0,05 máx	0,10-0,60	-

Fonte: *ASTM A36 (2008) **ABNT (2000)

4.1.2. Aparatos do Ensaio Trans-Varestraint

Os testes de soldabilidade foram realizados com uma máquina de ensaio Trans-Varestraint, totalmente projetada e fabricada no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia da Soldagem (LPTS). O aparato utilizado na realização do ensaio pode ser visto na Figura 19.

Figura 19. Aparato para realização do ensaio Trans-Varestraint construído pelo LPTS: A) área de ensaio; B) aparato hidráulico; C) posicionamento do corpo de prova D) corpo de prova pronto para ensaio



Fonte: elaborado pela autora

Para a realização do ensaio são necessários os seguintes componentes:

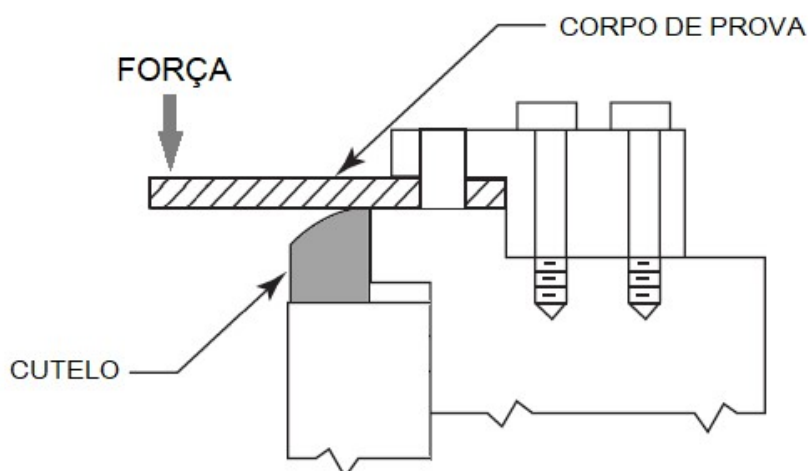
- Sistema hidráulico;
- Mesa Trans-Varestraint;
- Cutelo;
- Sistema de movimentação da tocha de soldagem – Mesa XY;
- Componentes de soldagem: tocha MIG/MAG, fonte e alimentador.

O sistema hidráulico permite que a aplicação do esforço ocorra a partir da movimentação na direção vertical do cilindro mostrado na Figura 19c, que é parte da mesa Trans-Varestraint.

A mesa Trans-Varestraint é onde ocorre a fixação do corpo de prova. O cilindro fixado a mesa é o componente que transmite o esforço para o corpo de prova, possibilitando a deformação do mesmo.

O cutelo é uma peça de formato semicircular que define a deformação que será aplicada no corpo de prova. Ele é acoplado a mesa Trans-Varestraint antes do posicionamento do corpo de prova para a realização do ensaio. Seguente ao acoplamento do cutelo, o corpo de prova é fixado na mesa Trans-Varestraint em uma posição tangente ao cutelo. Com a aplicação do esforço durante o ensaio o corpo de prova é pressionado contra o cutelo, tomando o seu formato. O posicionamento do corpo de prova em relação ao cutelo está mostrado na Figura 20.

Figura 20. Posicionamento do corpo de prova na mesa Trans-Varestraint



Fonte: elaborado pela autora

O raio do cutelo é inversamente proporcional à deformação aplicada, como mostra a Equação 11, onde ε é a deformação, t é a espessura do corpo de prova e R é o raio do cutelo.

$$\varepsilon = \frac{t}{(2R + t)} \quad \text{Eq. 11}$$

O sistema de movimentação da tocha de soldagem utilizado foi uma mesa XY, onde é possível controlar a distância percorrida e a velocidade de deslocamento. A velocidade de deslocamento da mesa, neste caso, é a velocidade em que a tocha se desloca durante o processo de soldagem, ou seja, a velocidade de deslocamento da mesa é a velocidade de soldagem. A velocidade de soldagem é um parâmetro de grande importância, pois é a partir de sua variação que há o controle de energia de soldagem utilizada em cada ensaio.

Para a soldagem foram utilizados uma tocha MIG/MAG, como mostra a Figura 19 (C) e (D), um alimentador e uma fonte de soldagem IMC Digiplus A7. A fim de garantir o correto funcionamento da fonte, a aquisição dos parâmetros do processo de soldagem, como corrente e tensão, foi feita em todos os ensaios utilizando software SAPV4.

4.1.3. Análise dos Resultados e Simulação

Após o ensaio os corpos de prova trincados eram submetidos a uma preparação para retirada do óxido formado na superfície do cordão no processo de soldagem. Para tal, foi utilizado uma micro-retífica acoplado à uma escova de cerdas da mesma marca. A superfície trincada era escovada com o auxílio de pasta de polimento de 6μ , até que todo o óxido fosse retirado e toda a extensão da trinca pudesse ser identificada.

As fotos das trincas foram feitas com uma câmera fotográfica Canon, acoplada a uma lente com magnificação de 4x. As trincas identificadas nas fotos foram medidas com a utilização do software ImagePro Plus 6.0, e os resultados foram tratados nos programas Excel e Statistica.

A microestrutura dos cordões foi analisada metalograficamente no microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 250.

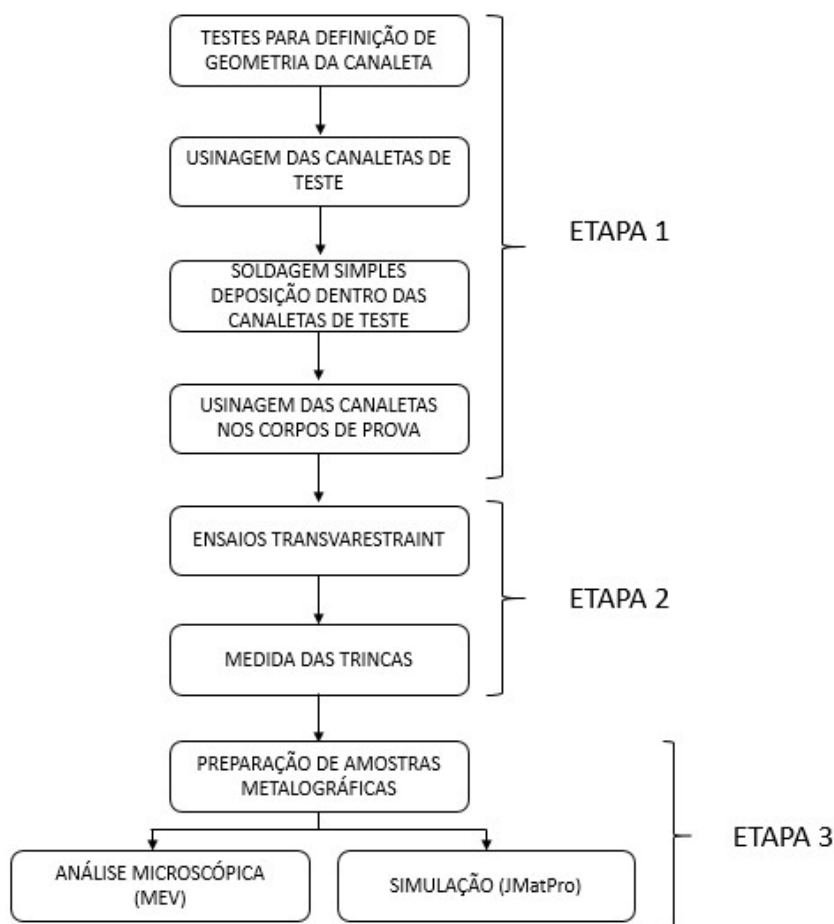
O processo de solidificação dos cordões soldados no ensaio Trans-Varestraint foi simulado no programa JMatPro.

4.2. Métodos

A metodologia adotada para a realização do presente trabalho pode ser dividida em três grandes grupos: etapa 1 – Levantamento de parâmetros com simples deposição; etapa 2 – ensaio de soldabilidade Trans-Varestraint; etapa 3 - Análise metalúrgica. A etapa 1 consistiu no levantamento de parâmetros que eram necessários para possibilitar a execução do ensaio Trans-Varestraint como projetado pela equipe LPTS, como a geometria da canaleta e parâmetros de soldagem. A etapa 2 é constituída por tudo o que envolve a execução e a avaliação dos resultados do ensaio Trans-Varestraint. A etapa 3 está relacionada a análise metalúrgica, que visa explicar os resultados obtidos na etapa 2. Na

Figura 21 é possível ver um fluxograma mostrando todas as etapas e os passos que as compõem. Cada passo deste fluxograma será explicado a seguir.

Figura 21 Fluxograma de todas as etapas realizadas



Fonte: elaborado pela autora

4.2.1. Etapa 1 – Levantamento de parâmetros com simples deposição

Os passos incluídos nessa etapa possuem como objetivo possibilitar a realização do ensaio Trans-Varestraint como idealizado pelos engenheiros do LPTS. No ensaio, o metal de adição seria depositado dentro de uma canaleta por meio do processo de soldagem MIG/MAG, preenchendo todo o volume da mesma, de modo que a superfície do cordão de solda permaneça no mesmo nível da superfície da chapa, garantindo que as deformações sofridas pelo metal de solda durante o ensaio sejam aquelas previstas no ensaio. Para tanto, necessário é que os cordões de solda tenham a menor formação de reforço possível.

Então, basicamente, os passos participantes da Etapa 1 visam desenvolver um corpo de prova que seja adequado à realização do ensaio de acordo com as variáveis de soldagem que serão utilizadas, realizando uma série de testes e cálculos para a definição de uma geometria ótima.

A geometria da canaleta é um dos pontos primordiais para que o ensaio seja realizado de maneira excelente, como foi idealizado. Usualmente, o ensaio transvarestraint é realizado utilizando-se um processo de soldagem sem deposição, ou seja, não há a necessidade de se preocupar com o possível reforço criado durante o ensaio. Porém, como no presente projeto haverá a deposição de material simultânea ao dobramento do corpo de prova, é necessário garantir que haja praticamente zero reforço para que não haja a introdução de novas tensões que não aquelas já previstas na execução do ensaio, a fim de não comprometer as análises e as comparações entre materiais testados. Para tal, o volume da canaleta deve ser o mais próximo possível do volume depositado durante a soldagem. Logo, o objetivo dos testes realizados nessa etapa é a obtenção da geometria da canaleta a ser usinada no corpo de prova de modo que a canaleta possua volume o mais próximo possível do cordão gerado com a simples deposição dos materiais.

4.2.1.1. Testes para definição de geometria da canaleta

Para determinar as dimensões dos rasgos em função da energia de soldagem, inicialmente foram feitos testes com o metal base de aço carbono ASTM A36 e os arames de liga de níquel Hastelloy C276 e Inconel 625. Apenas o metal base de aço carbono ASTM A36 foi utilizado nos testes, uma vez que o teor de carbono do metal base não afeta a geometria do cordão formado durante o processo de soldagem, o que foi confirmado posteriormente após um teste feito com o metal base de aço AISI 1045.

Nestes testes, foram depositados 12 cordões com 100 mm de comprimento sobre as placas, dois cordões para cada condição a ser avaliada, a fim de se avaliar a reprodutibilidade da geometria do cordão de solda. Foram depositados 6 cordões para a liga Inconel 625 e 6 cordões para a liga C276, sendo estes 2 para a energia de 0,75 kJ/mm, dois para a energia de 1,25 kJ/mm e dois para a energia de 1,25kJ/mm. O processo de soldagem utilizado foi o MIG/MAG, com gás de proteção 100% argônio e velocidade de alimentação igual a 10 m/min. A matriz de testes está representada na Tabela 3. Todos os testes foram realizados em duplicata, a fim de gerar dados estatísticos.

Tabela 3. Matriz de testes para obtenção da geometria ideal para cada canaleta

ENERGIA	METAL BASE	ARAME
1,5 kJ/mm	ASTM A36	INCONEL 625
		HASTELLOY C276
1,25 kJ/mm	ASTM A36	INCONEL 625
		HASTELLOY C276
0,75 kJ/mm	ASTM A36	INCONEL 625
		HASTELLOY C276

Fonte: elaborado pela autora

Os parâmetros de soldagem utilizados nos testes para definição da geometria das canaletas são os mesmos utilizados durante o ensaio Trans-Varestraint. Assim há a maior probabilidade de que os parâmetros escolhidos proporcionarão a deposição de um volume de material durante o ensaio igual àquele obtido nos testes de simples deposição, possibilitando que, em um único passe, o metal de adição depositado dentro da canaleta se acomode de modo a possuir o mesmo volume da canaleta usinada no corpo de prova, e não promova a formação de reforço. Para ambos arames temos os mesmos parâmetros de soldagem, com exceção da energia de soldagem que, como dito anteriormente, foi utilizada para controlar a variação da energia de soldagem. Os parâmetros de soldagem utilizados para cada energia estão disponíveis na Tabela 4. Note que apenas a coluna da velocidade de soldagem (V_{sol}) altera com a mudança da energia, enquanto os outros parâmetros se mantêm constantes.

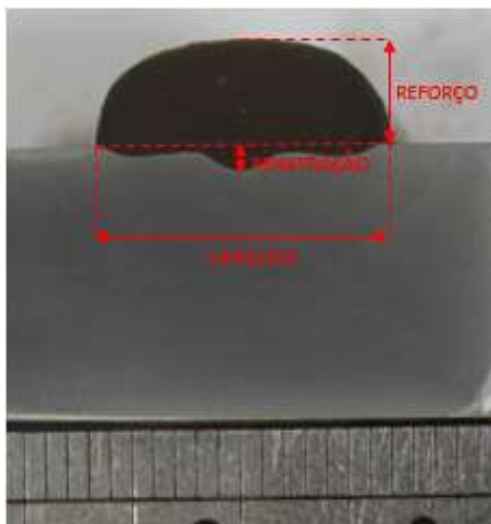
Tabela 4. Parâmetros de soldagem para cada energia

Energia (kJ/mm)	V_{sol} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	$dbcp$ (mm)
0,75	42	10	300	2,2	120	4	25
1,25	25,25						
1,50	18						

Fonte: elaborado pela autora

Após a soldagem, os cordões foram cortados transversalmente, formando corpos de prova para cada energia de soldagem. Cada corpo de prova foi lixado da granulometria 80 até 1200. Após terminado este processo, foi realizado o ataque químico com reagente Nital 2%, por 10 segundos. Em seguida a preparação, cada peça foi fotografada separadamente, como mostra a Figura 22.

Figura 22. Foto exemplo do corpo de prova após o processo de preparação



Fonte: elaborado pela autora

Com o auxílio do programa de análise de imagens Image-Pro Plus 6.0, a área do reforço, a largura e altura do cordão, bem como a penetração e a diluição foram medidas. Estes resultados foram utilizados para dimensionar o rasgo que seria efetuado no processo de usinagem para a preparação dos corpos de prova.

4.2.1.2. *Usinagem das canaletas de teste e soldagem simples deposição dentro das canaletas de teste*

A partir dos dados coletados, foram definidas as geometrias para cada canaleta. As geometrias obtidas para os metais de adição estudados eram muito similares, portanto, foram utilizadas as mesmas geometrias independente dos metais de adição, sendo as dimensões das canaletas alteradas em função das energias de soldagem a serem aplicadas.

A validação da geometria calculada é feita a partir da simples deposição de material dentro da canaleta usinada, utilizando os mesmos parâmetros de soldagem dos testes iniciais, com o propósito de confirmar que realmente o volume de arame depositado em cada condição testada seria acomodado dentro da canaleta, de forma a manter a superfície do cordão de solda no níquel da superfície da chapa com o mínimo de reforço possível que houvesse o mínimo de reforço possível. Desse modo, foram usinadas calhas com as geometrias calculadas em placas de aço ASTM A36, com espessura igual a 1/2" e dimensões 100x220.

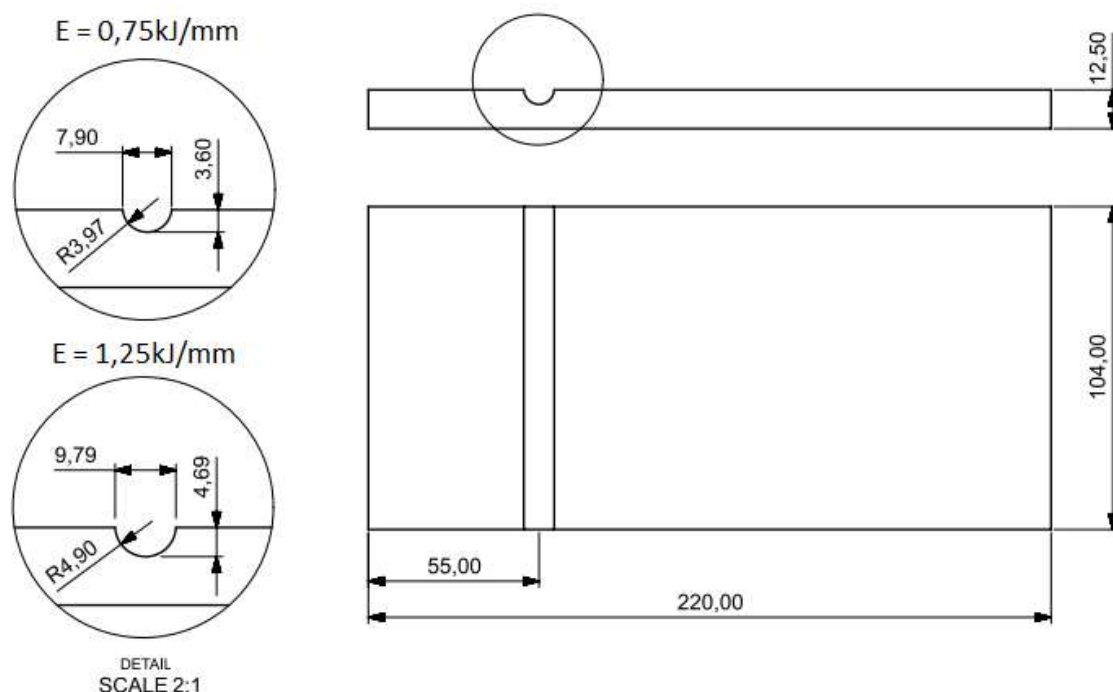
Os primeiros testes não foram bem-sucedidos para nenhuma das energias, pois, devido à pouca molhabilidade característica das ligas de níquel, o material não se espalhava de modo a tocar as duas bordas da canaleta, provocando a formação de vazios que invalidariam o ensaio. Para sanar o problema, o gás de proteção utilizado foi substituído de 100% Argônio para 75% Argônio + 25% Hélio. Essa substituição provocou uma maior molhabilidade e possibilitou o preenchimento total da calha pelo material depositado, já que o gás hélio possui maior condutividade térmica que o argônio e permite um maior aporte térmico, aumentando a molhabilidade.

No entanto, os testes ainda não foram satisfatórios para todas as energias. Nos preenchimentos realizados com energia igual a 0,75kJ/mm e 1,25kJ/mm os cordões possuíam aspecto excelente, com boa planicidade e molhabilidade. Já na maior energia, 1,50kJ/mm, o mesmo não foi alcançado. Nesse patamar de energia, o cordão não possuía boa planicidade, produzindo reforço maior que o aceitável. Assim, as energias selecionadas para execução dos ensaios, por possuírem melhor aspecto visual e menor reforço, foram 0,75kJ/mm e 1,25kJ/mm.

4.2.1.3. *Usinagem dos corpos de prova*

Os corpos de prova para a realização do ensaio possuíam ½” de espessura, e dimensões de aproximadamente 100x220. O corte das barras para a fabricação do corpo de prova foi realizado pelo método de corte a plasma. A Figura 23 mostra um exemplo de corpo de prova e as dimensões da canaleta para cada energia. Os corpos de prova foram fabricados em aço ASTM A36 e AISI 1045.

Figura 23. Esquema dos corpos de prova usinados para o ensaio Trans-Varestraint



Fonte: elaborado pela autora

4.2.2. ETAPA 2 - Ensaio de Soldabilidade Trans-Varestraint

4.2.2.1. O Ensaio

O ensaio Trans-Varestraint ocorre da seguinte forma: o corpo de prova é posicionado na máquina e fixado em uma das extremidades por um suporte. O arame é posicionado no centro da canaleta, com bastante cuidado quanto ao seu alinhamento, para que a deposição seja feita de maneira uniforme em todo o vão. Ao ser iniciado o processo de soldagem, verifica-se a uniformidade da poça de fusão e completo preenchimento da canaleta. Ao atingir uma distância pré-determinada, a mesa XY ativa um sensor ligado à máquina de ensaio que, na sequência, o sistema hidráulico da máquina aciona um pistão que aplica uma carga na chapa teste, de modo a causar o nível desejado de deformação no corpo de prova, o qual é deformado sobre um cutelo com geometria específica para garantir a deformação desejada. Essa distância percorrida pelo conjunto tocha/poça de metal fundido, antes de ser aplicado o esforço, é pré-determinada e pode variar de equipamento para equipamento. Neste

estudo, foi adotado um comprimento de 60 mm após a soldagem ter sido iniciada. Após a aplicação da carga, o processo de soldagem continua por mais 40mm.

Conforme mencionado anteriormente, a deformação sofrida pelos corpos de prova durante o ensaio é controlada pela mudança manual de uma peça chamada cutelo. Quanto menor o raio de curvatura, maior será a deformação aplicada no material, como mostrado na Equação 11.

Após a aplicação da deformação durante o ensaio, o corpo de prova adquire a curvatura do cutelo, sendo então deformado de acordo com o raio de fabricação do mesmo. No entanto, após a retirada da força que provoca a deformação do corpo de prova foi observada um processo de recuperação considerável do material, fazendo com que ele “descole” da superfície do cutelo, como mostra a Figura 24. Esse descolamento não invalida o ensaio e é apenas uma resposta natural do material, decorrente da interrupção da tensão que provoca a deformação plástica no corpo de prova durante o ensaio.

Figura 24. Região de descolamento do corpo de prova do cutelo após a retirada da carga aplicada no ensaio Trans-Varestraint



Fonte: elaborado pela autora

Os ensaios foram realizados com dois metais base diferentes, os aços carbono ASTM A36 e AISI 1045, e dois metais de adição diferentes, as ligas de níquel INCONEL 625 HASTELLOY C276. Além dos materiais, outros parâmetros também serão variados: a energia de soldagem e a deformação gerada durante o ensaio por meio da aplicação da carga. Foram usadas duas diferentes energias de soldagem: 0,75kJ/mm e 1,25kJ/mm, e três diferentes deformações: 0,5%, 1% e 3%.

Logo, há no total 24 combinações de parâmetros. Cada ensaio foi executado 2 vezes para fins estatísticos, resultando em 48 ensaios. A Tabela 5 mostra todos os ensaios executados.

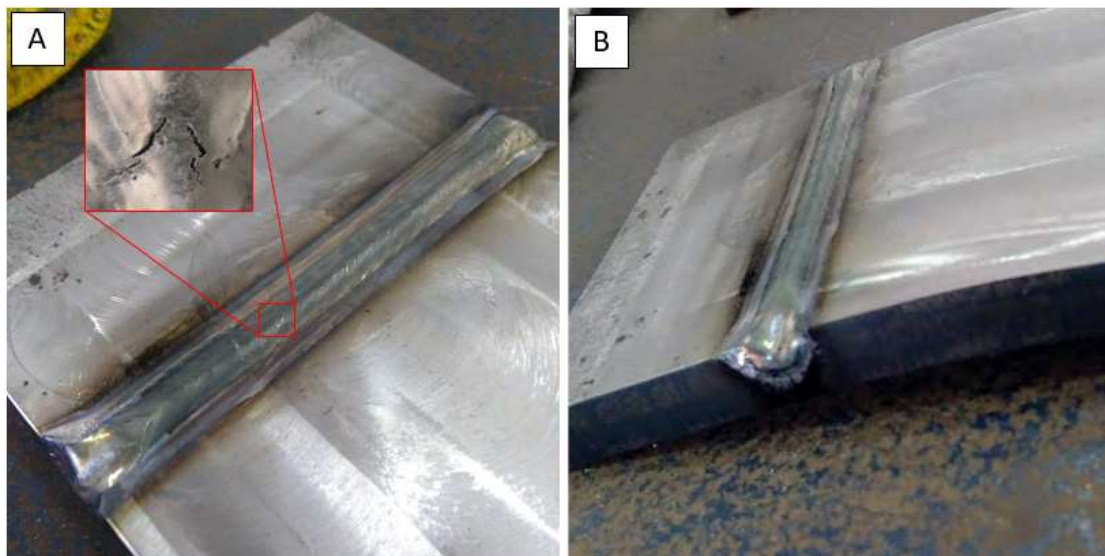
Tabela 5. Combinação de parâmetros executado para cada ensaio. Ensaio em duplicata

FATORES DE CONTROLE			
ENERGIA	ARAME	METAL BASE	DEFORMAÇÃO
0,75 kJ/mm	IN 625	1020	0,5%
			1%
			3%
		1045	0,5%
			1%
			3%
	HAST C276	1020	0,5%
			1%
			3%
		1045	0,5%
			1%
			3%
1,25 kJ/mm	IN 625	1020	0,5%
			1%
			3%
		1045	0,5%
			1%
			3%
	HAST C276	1020	0,5%
			1%
			3%
		1045	0,5%
			1%
			3%

Fonte: elaborado pela autora

Os ensaios apresentaram boa confiabilidade em relação a deposição, gerando cordões planos em relação à superfície do corpo de prova mesmo com a aplicação da deformação durante o ensaio, como pode ser visto na Figura 25.

Figura 25. Aspecto dos cordões após o ensaio Trans-Varestraint: (a) vista superior, com destaque e ampliação da trinca; (b) vista lateral



Fonte: elaborado pela autora

4.2.2.2. Análise Macroscópica das Trincas

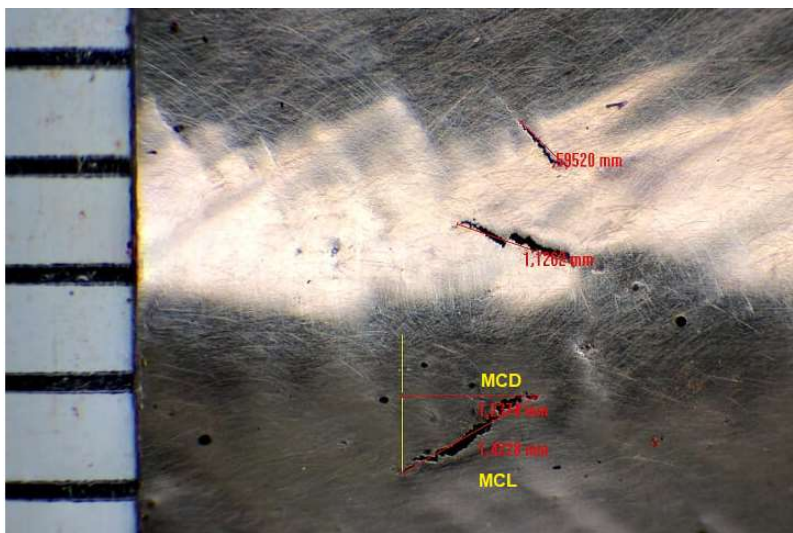
No ensaio Trans-Varestraint a quantificação da soldabilidade dos materiais é feita a partir da observação e medição das trincas formadas durante o ensaio. A literatura indica várias medidas a serem consideradas durante a análise das trincas, e no presente trabalho iremos utilizar três delas: o comprimento total das trincas (TCL), que é a soma do comprimento de todas as trincas encontradas; o comprimento máximo de trincas (MCD), que é o maior comprimento de trinca encontrado no corpo de prova; e o *maximum crack distance* (MCD) que é a maior distância percorrida por uma trinca paralelamente a direção de soldagem.

Segundo alguns autores, as medidas devem ser feitas em microscópio ótico, com magnificação entre 40-50x, porém, não houve a possibilidade de utilização dessa técnica, pois o microscópio ótico disponível no LPTS (Zeiss Observer 21m AXIO) não comportava corpos de prova tão pesados (LINGENFELTER; 1972; DUPONT *et al*, 200). Como alternativa, as imagens macroscópicas das trincas foram adquiridas utilizando uma câmera fotográfica Canon acoplado à lente com aumento de 40x. Como referência, uma régua na unidade métrica, em escala de milímetros, foi posicionada próximo às trincas, como mostrado na Figura 26.

O software ImagePro Plus 6.0 foi utilizado para medir o tamanho das trincas, ou seja, o TCL, o MCL e o MCD, como dito anteriormente. Para tal, a régua

posicionada em todas as fotos, como mostra a Figura 26, serviu para calibrar o programa e garantir a confiabilidade nas medidas, bem como a possibilidade de comparação entre elas.

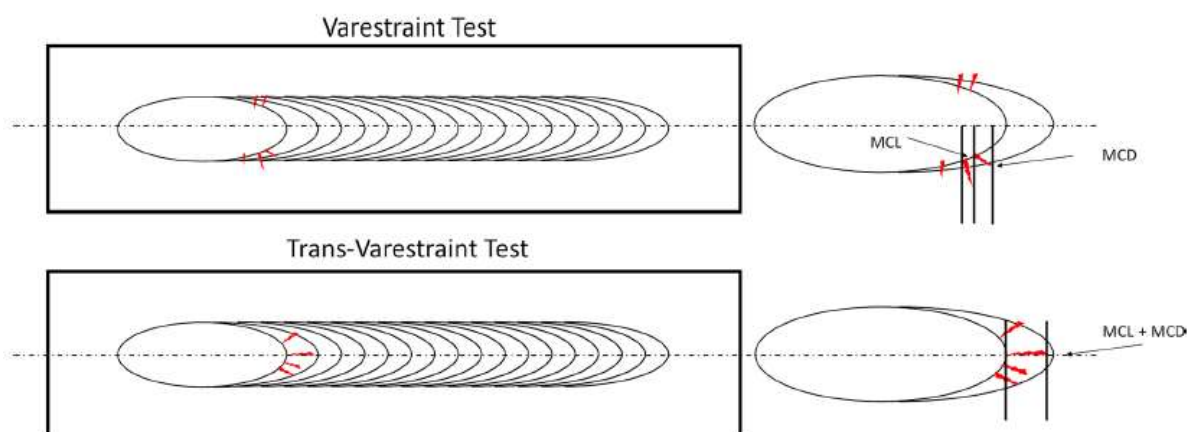
Figura 26. Exemplo de macrografia realizada na área das trincas bem como suas medidas feitas pelo software ImagePro Plus 6.0. Corpo de prova constituído por arame Inconel 625 + metal base AISI 1045, soldado com energia igual à 1,25kJ/mm e deformação de 0,5%



Fonte: elaborado pela autora

A metodologia utilizada para a medição do tamanho MCD foi feita de acordo com a metodologia apresentada por STATHARAS et al (2019), como mostra o exemplo mostrado na Figura 27. Para tal, desenha-se um triângulo retângulo, onde o comprimento da trinca é hipotenusa do mesmo. Dessa forma, o cateto paralelo à direção de soldagem possui comprimento igual à medida MCD. É importante ressaltar que esse procedimento foi realizado em todas as trincas encontradas nos corpos de prova, para garantir realmente o maior tamanho de MCD seria encontrado quando a hipotenusa fosse referente ao maior comprimento de trinca encontrado, MCL. Apenas o maior tamanho de MCD encontrado era contabilizado.

Figura 27. Demonstração da metodologia utilizada para realização da medida MCD das trincas



Fonte: STATHARAS et al., 2019

Os dados foram coletados e transferidos para o software Excel, onde foram produzidos gráficos comparativos entre a soldabilidade dos materiais estudados. Como todos os ensaios foram executados em duplicata, houve a possibilidade de uma análise estatística dos resultados, com o cálculo da média dos resultados obtidos dos ensaios duplicados e o desvio padrão entre eles. Além disso, com o auxílio do programa Statística, foi feita uma análise de variância a fim de comprovar quais parâmetros testados possuíam influência real sobre a soldabilidade obtida com os ensaios Trans-Varestraint.

4.2.3. ETAPA 3 – Análise Metalúrgica

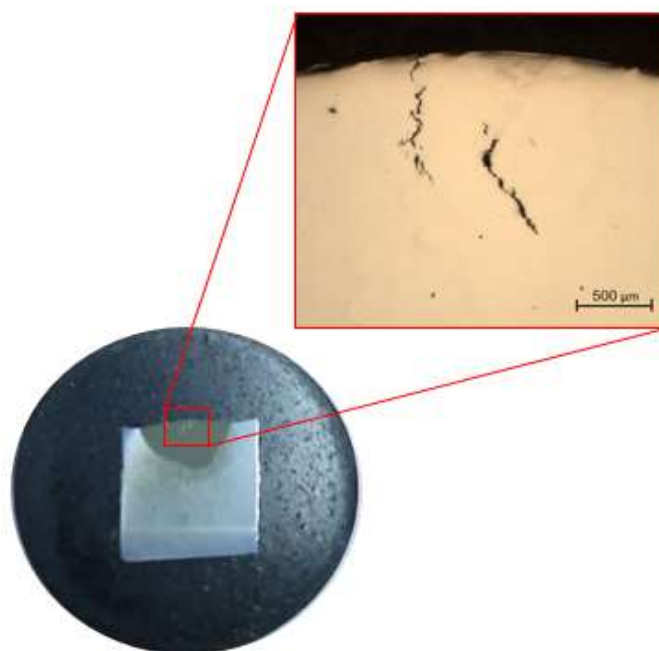
4.2.3.1. Microscopia

Após a finalização da macrografia, alguns corpos de prova foram selecionados e os respectivos cordões foram cortados na seção transversal à trinca, a fim de possibilitar uma investigação mais detalhada da microestrutura da zona fundida a partir da utilização de técnicas de microscopia como EBSD e EDS.

Finalizado o corte, as amostras foram embutidas, lixadas manualmente e polidas até 1μ com o auxílio da Politriz Automática Struers Tegamin-30. Em seguida, cada amostra passou também por polimento final com suspensão de sílica coloidal utilizando a Politriz Semiautomática MINIMET 1000, com velocidade de 10 RPM e força entre 10 e 15N, por 15 horas. Após esta etapa de preparação, os corpos de

prova foram submetidos a análise microscópica utilizando a diferentes técnicas. Um corpo de prova preparado para análise após passar por todas as etapas descritas está mostrado na Figura 28.

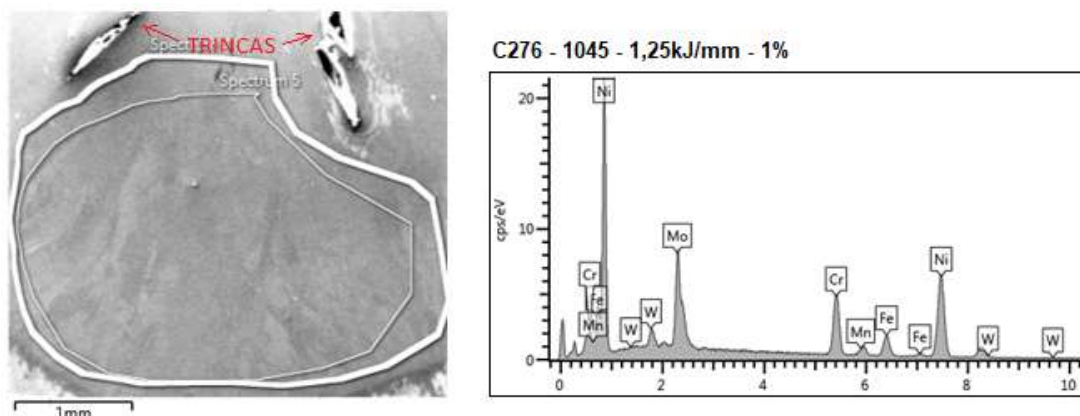
Figura 28. Exemplo de amostra preparada para análise microscópica após passar por todas as etapas de preparação. Destaque: penetração da trinca na Zona Fundida do corpo de prova



Fonte: elaborado pela autora

Com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 250, acoplado ao sistema de espectroscopia por dispersão de energia de raios-X (EDS), foi possível obter a composição química quantitativa da zona fundida e como mostra a Figura 29. A análise EDS também foi utilizada para avaliar a composição qualitativa de determinadas fases secundárias encontradas na Zona Fundida. Pela técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) as fases secundárias foram identificadas de forma precisa e a orientação cristalográfica dos grãos formados na Zona Fundida foi analisada. Estas análises foram realizadas tanto no microscópio mencionado anteriormente, quanto no MEV FEI Quanta 450 FEG da Central Analítica da UFC.

Figura 29. Exemplo de micrografia EDS para aquisição da composição química das zonas fundidas



Fonte: elaborado pela autora

Com o resultado obtidos na análise de EDS, em conjunto com as composições químicas do arame e do metal base, foi estimada a diluição de cada cordão analisado, a partir da Equação 12.

$$X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) X_A + \left(\frac{\delta}{100}\right) X_B \quad \text{Eq. 12}$$

onde X é a porcentagem do elemento na zona fundida, X_A é a porcentagem do elemento no metal de adição, X_B é a porcentagem do elemento no metal base e δ é a diluição. A diluição foi calculada a partir da porcentagem de ferro na zona fundida, no metal de adição e no metal base.

Com os dados da diluição, foi estimada a porcentagem de carbono na zona fundida, uma vez que as técnicas disponíveis para quantificação da composição não são capazes de detectar este elemento. Para tal, também foi utilizada a Equação 12, porém desta vez, utilizando a diluição para encontrar X relativo ao carbono na zona fundida.

O cálculo da porcentagem de carbono é importante pois a presença desse elemento na zona fundida pode provocar a formação de fases que possuem influência no processo de solidificação das ligas de níquel (WANG *et al.*, 2006). Ou seja, a composição final utilizada nas simulações é composta pela união dos resultados coletados no MEV pelo modo EDS com os cálculos da aproximação da quantidade de carbono presente na Zona Fundida com o uso da diluição: em todas as amostras a

porcentagem de carbono presente foi calculada com auxílio da diluição, enquanto a porcentagem de todos os outros elementos foi adquirida através do EDS.

4.2.3.2. *Análise Termodinâmica Computacional*

Para determinação da variação da fração sólida vs. temperatura foi empregado o programa JMatPro® v9.2. A simulação foi feita utilizando condições de solidificação de acordo com o modelo de Scheil, ou seja, assumindo difusão limitada no sólido e total difusão no líquido à frente da interface de solidificação, como explicado em sessões anteriores. O gráfico de solidificação no equilíbrio também foi simulado.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise Dos Ensaios Trans-Varestraint

Inicialmente, foram realizados todos os ensaios de Trans-Varestraint previstos na matriz de experimentos apresentada no capítulo de Materiais e Métodos. Os resultados dessa análise são apresentados a seguir. Em todos os ensaios realizados, foi observado o aparecimento de trincas, mesmo nos ensaios realizados com a menor deformação. Logo, concluímos que a deformação mínima para a formação de trincas nos conjuntos estudados é menor que 0,5%.

Para mitigar qualquer dúvida, foi realizada a deposição dos metais de adição estudados (Inconel 625 e Hastelloy C276) em corpos de prova iguais aos utilizados no ensaio, usinados no mesmo material (ASTM A36 e AISI 1045) e com as mesmas energias (0,75 kJ/mm e 1,25 kJ/mm), porém, sem a aplicação de nenhum tipo de deformação. As placas estavam somente engastadas com o auxílio de sargentos. Nestes corpos de prova com 0% de deformação, não foi detectada a formação de trincas. Portanto, conclui-se que a deformação mínima para a formação de trincas se encontra no intervalo entre 0% - 0,5%. Não foi possível encontrar a deformação mínima exata, uma vez que não haviam cutelos com deformações menores que 0,5% disponíveis para a realização dos ensaios.

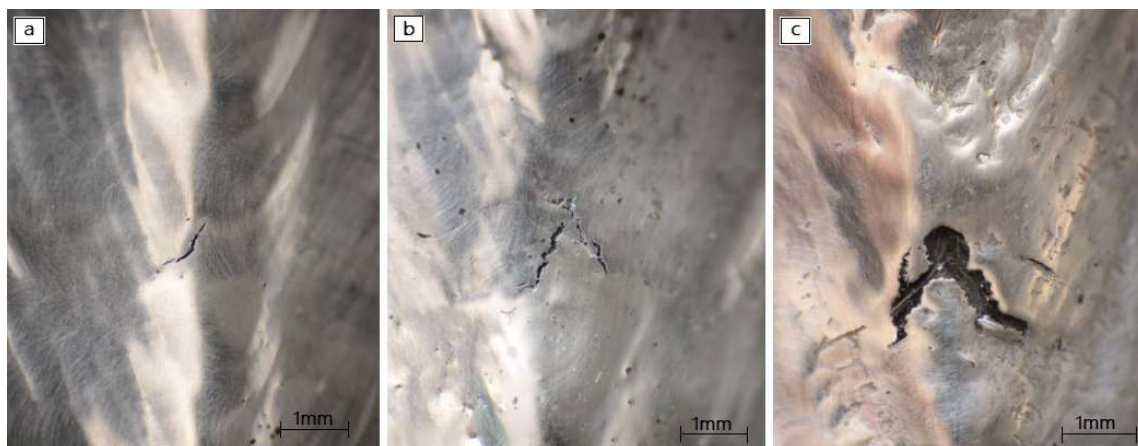
É possível observar as trincas formadas durante o ensaio da Figura 30 a Figura 37. As medidas feitas em todos os corpos de prova de maneira mais detalhada se encontram no Apêndice A.

Figura 30. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



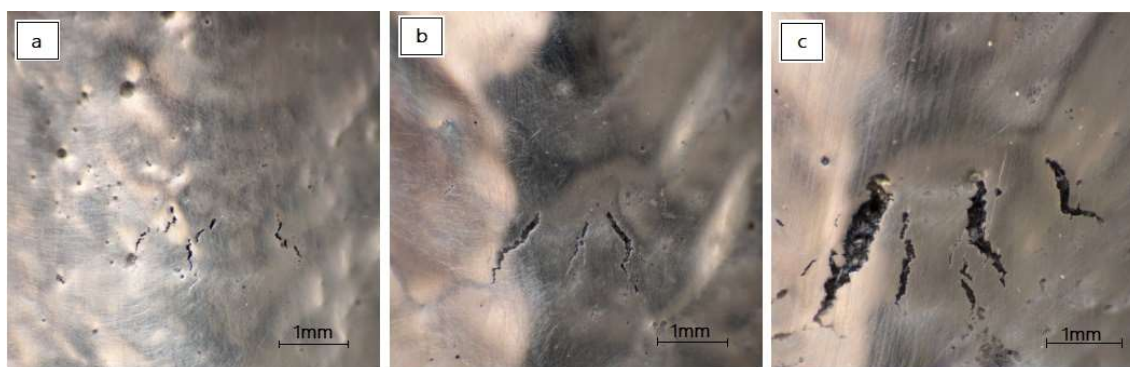
Fonte: elaborado pela autora

Figura 31. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



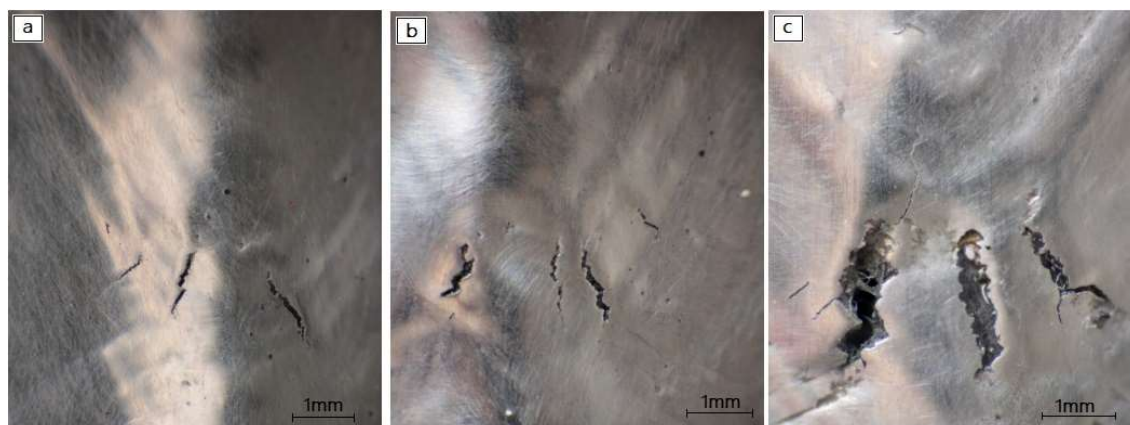
Fonte: elaborado pela autora

Figura 32. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



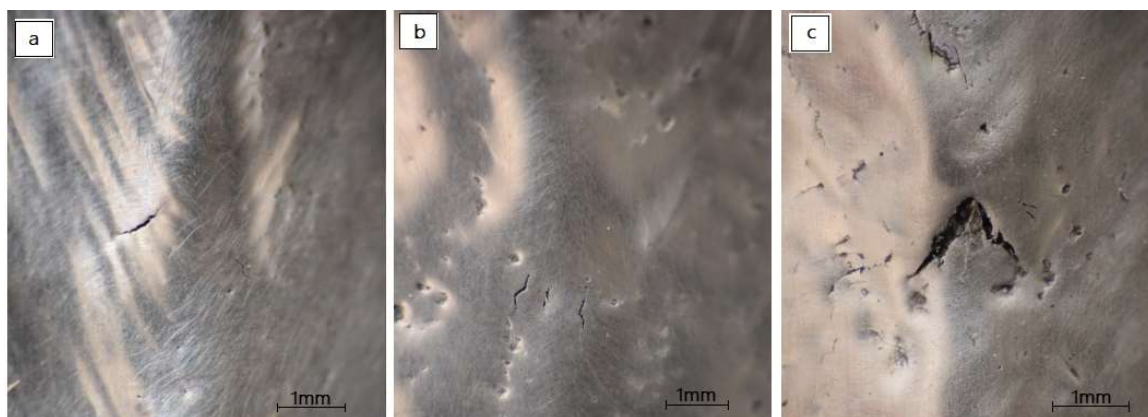
Fonte: elaborado pela autora

Figura 33. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Inconel 625, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



Fonte: elaborado pela autora

Figura 34. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



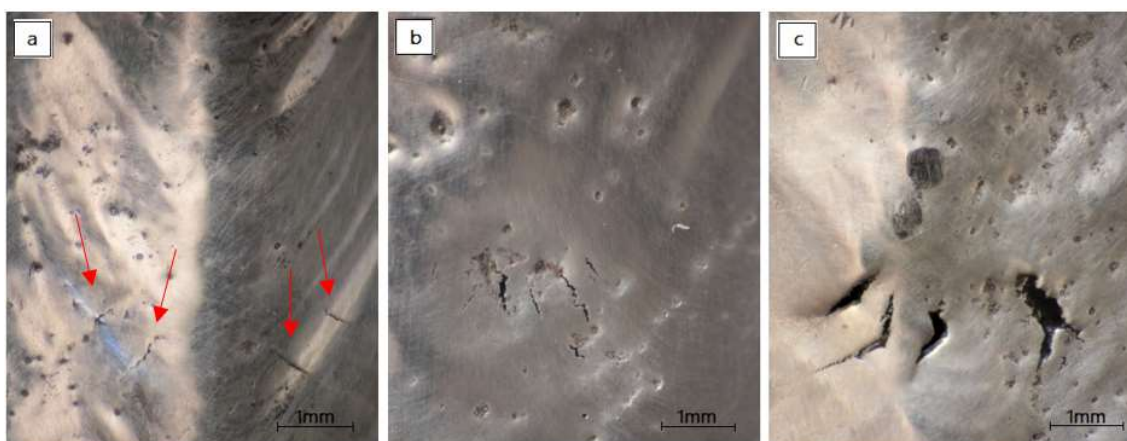
Fonte: elaborado pela autora

Figura 35. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 0,75 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



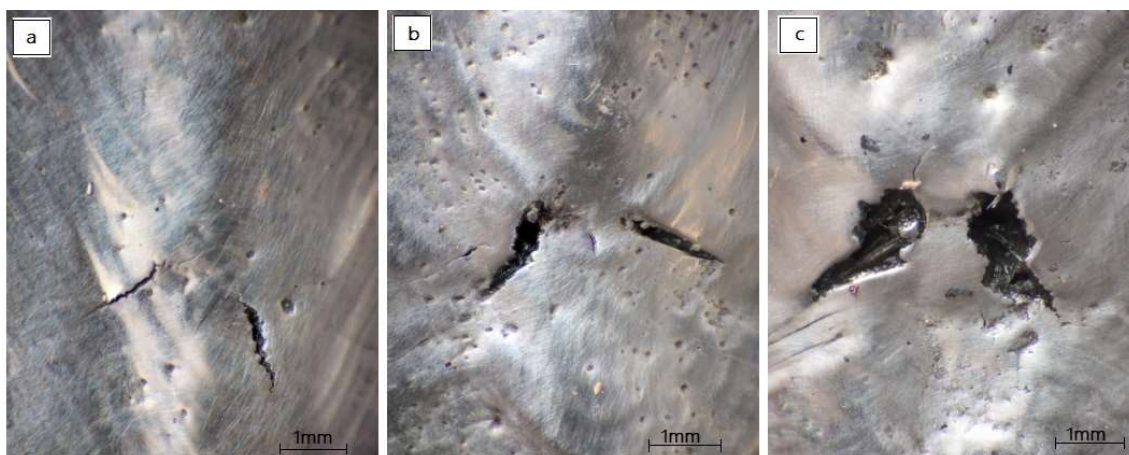
Fonte: elaborado pela autora

Figura 36. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço A36, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 1,25 kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



Fonte: elaborado pela autora

Figura 37. Trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint em corpo de prova fabricado com metal base de aço 1045, soldado com arame Hastelloy C276, energia igual à 1,25Ç kJ/mm e deformação igual a: a) 0,5%, b) 1% e c) 3%



Fonte: elaborado pela autora

Pelas imagens, é possível observar a diferença entre as trincas formadas para cada nível de deformação. Como já era esperado, deformações maiores são responsáveis pelo aparecimento de trincas com maior extensão. Visualmente, ao compararmos situações onde apenas o metal base é modificado, vê-se que para o metal de adição C-276, a presença do aço AISI 1045 aumenta o tamanho das trincas significativamente em relação ao aço ASTM A36 (vide Figura 34 a Figura 37). O mesmo não ocorre com tanta clareza para o arame de 625 (vide Figura 30 a Figura 33).

Os resultados estatísticos e uma comparação mais detalhada serão mostrados nos tópicos a seguir.

5.2. Análise Estatística Dos Resultados

Os resultados obtidos com o ensaio Trans-Varestraint foram observados também sob a ótica estatística, afim de permitir um maior entendimento da influência das variáveis avaliadas. Para tal, foi realizado o teste de análise de variância.

A análise de variância, muitas vezes chamada ANOVA (ANalysis Of VAriance), é uma técnica estatística muito utilizada em experimentos com várias variáveis com o objetivo de identificar o efeito de cada um dos tratamentos utilizados durante os ensaios. Na presente dissertação, por exemplo, buscamos interpretar o efeito do metal base, da energia de soldagem, da deformação utilizada e do arame

escolhido na formação de trincas de solidificação. Assim, pelo método de análise de variância é possível concluir qual desses tratamentos utilizados realmente exerceu influência no tamanho de trinca obtido no fim do ensaio Trans-Varestraint.

Segundo MONTGOMERY e GEORGE (2003), o modelo estatístico linear pode ser descrito por

$$Y_{ij} = \mu + \tau_i + \epsilon_{ij} \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, n \end{cases} \quad \text{Eq. 13}$$

Onde Y_{ij} é uma variável aleatória denotando a ij -ésima observação sujeita ao i -ésimo tratamento, μ é um parâmetro comum a todos os tratamentos, sendo chamado de média global, τ_i é um tratamento associado ao i -ésimo tratamento e ϵ_{ij} é um componente do erro aleatório. Vê-se por esse modelo que, desconsiderando o erro, cada tratamento define uma população com média μ somado à um fator τ_i que é devido àquele tratamento particular. Assim, o conhecimento da variação de τ_i em cada posição i , ou seja, para cada tratamento, a estimativa dessa variabilidade possibilita saber se aquele tratamento exerce mais ou menos influência no resultado final. A análise de variância é justamente o estudo do efeito introduzido ao resultado por cada tratamento utilizado, ou seja, o estudo de τ_i .

Existem duas hipóteses que regem o comportamento de τ_i : a hipótese nula (H_0) e a hipótese não nula (H_1).

A hipótese nula pode ser descrita pelo modelo demonstrado na Equação 14.

$$H_0: \tau_1 = \tau_2 = \dots = \tau_a = 0 \quad \text{Eq. 14}$$

Ou seja, se a hipótese nula for verdadeira, os tratamentos não possuem influência no valor final Y_{ij} , ou seja, a mudança nos níveis de fator não tem efeito na resposta média.

A hipótese não-nula pode ser descrita pela Equação 15. Nela, os τ_i são diferentes de zero e diferentes entre si, ou seja, as mudanças nos níveis de fator têm efeito na resposta média.

$$H_0: \tau_i \neq 0, \quad \text{para no mínimo um } i \quad \text{Eq. 15}$$

Para se avaliar qual das duas hipóteses deve ser a aceita em um experimento, avalia-se o valor da variável F, que é a razão entre a variação entre médias da amostra e a variação dentro das amostras. Se F for grande o suficiente, descarta-se H_0 e considera-se que o tratamento exerce influência sobre os resultados. Para a aplicação da análise de variância inicialmente adota-se que a hipótese H_0 é a correta, ou seja, que os tratamentos não exercem influência nos valores obtidos com os ensaios.

Outro fator que pode ser avaliado – e que é utilizado com maior frequência – é o P. O valor P indica a quantidade de dados que contradiz a hipótese adotada durante a análise de variância, H_0 . Assim, quanto menor o valor de P, mais fortemente a evidência contradiz a hipótese, afirmando que H_0 não é adequado e que o tratamento possui influência nos resultados. Comumente, é considerado que os tratamentos exercem influência nos resultados se P for um valor menor que um fator denominado intervalo de confiança, que normalmente é considerado 5%. No entanto, esse valor pode ser alterado de acordo com a aplicação. No presente trabalho, consideraremos 5% como o valor limite de P.

A ANOVA diz se existe ou não diferença entre os tratamentos, mas não diz qual ou quais tratamento estão diferindo um dos outros. Por exemplo, se o tratamento for a deformação e são utilizados 4 níveis de deformação – 0,1%, 0,2%, 3% e 10% , quais dentre esses níveis se diferem? Será que há diferença entre os resultados obtidos entre as deformações de 0,1% e 0,2%? Para tal análise, utilizamos o teste Tukey, que é um teste de comparações múltiplas que indica qual ou quais tratamentos se diferem no conjunto. Para utilizar o teste Tukey é necessário que o mesmo número de experimentos seja feito para todos os níveis de tratamento, o que é o caso do presente trabalho.

O estudo dos diferentes tratamentos aplicados, a partir da aplicação do método ANOVA e do teste Tukey, foi feito com a utilização do *software* Statistica, e os resultados obtidos serão discutidos a seguir.

5.2.1. Resultados da Liga Hastelloy C276

Os resultados de ANOVA para os ensaios realizados com a liga Hastelloy C276 estão apresentados na Tabela 6, cujos valores em vermelho indicam que $P <$

0,05. Na Figura 38 estão os gráficos comparativos entre os ensaios para as diversas medidas de trinca – MCL, TCL e MCD - já explicadas anteriormente.

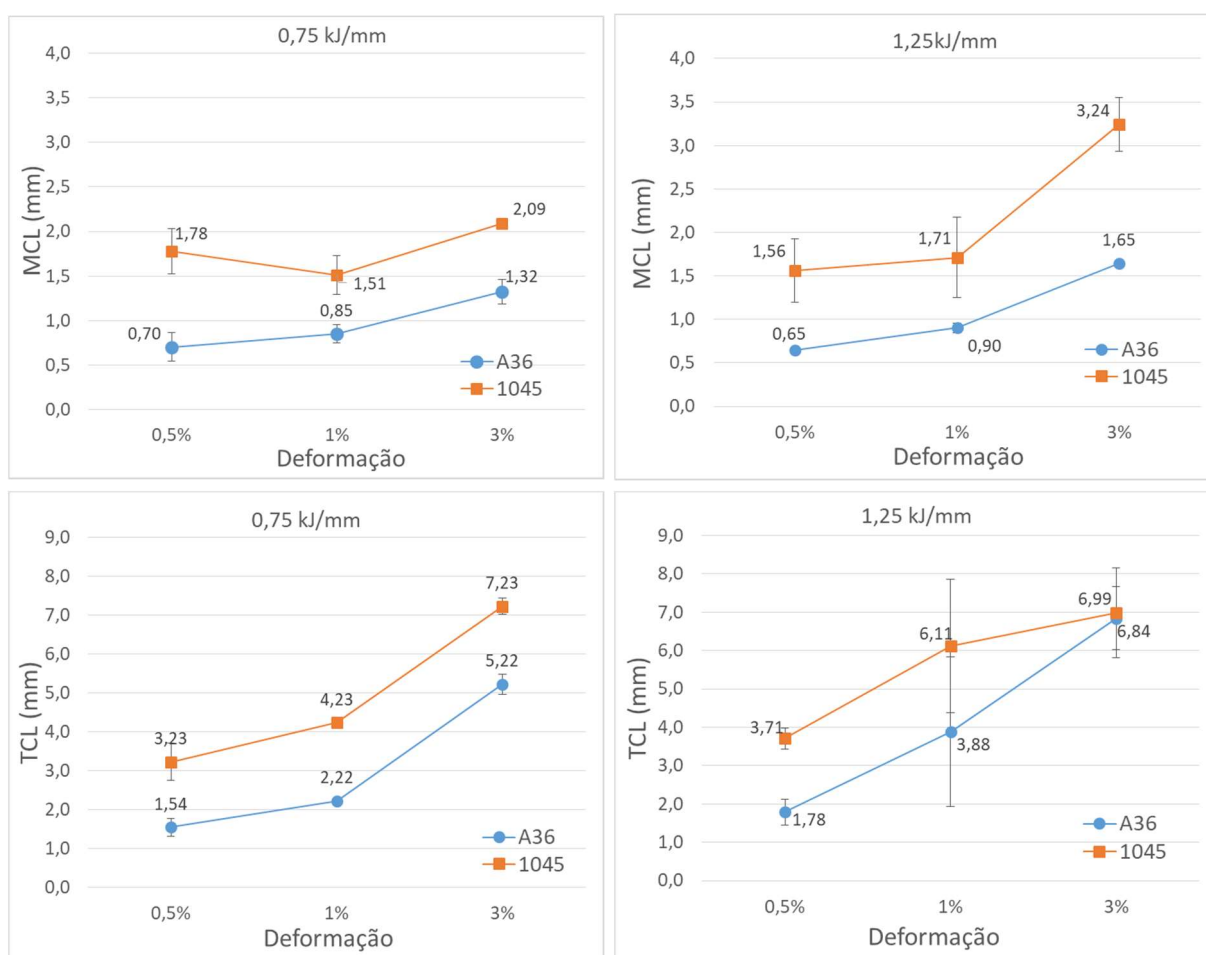
Pela análise dos valores de P observa-se que a energia de soldagem não possui influência nos resultados dos ensaios executados com arame Hastelloy C276. Embora haja um aumento de 67% da menor para a maior energia, é possível que para a faixa de energia estudada, a intensidade de energia combinada com outros fatores pode não ter sido suficiente para provocar efeitos significativos no comportamento das trincas de solidificação, a exemplo da diluição, que também variou pouco. É provável que a variação da energia de soldagem pela variação da potência resultasse em resultados mais relevantes quanto à variação de diluição, já que o aumento da energia de soldagem dado pelo aumento da potência, promove uma série de efeitos importantes, como o aumento da temperatura do arco elétrico, o que acarreta em um aumento da temperatura do metal líquido na poça de fusão. Também ocorre o aumento da pressão do arco sobre a poça e o aumento da ação de forças eletromagnéticas. Todos estes aspectos afetam o movimento convectivo da poça de fusão e tentem resultar numa maior penetração que aquela obtida pela diminuição da velocidade de soldagem, o que, conseqüentemente, aumentaria a diluição da Zona Fundida. Assim, o comportamento durante a solidificação, e conseqüentemente, a suscetibilidade à formação de trincas de solidificação das Zonas Fundidas geradas com energia igual a 0,75kJ/mm ou 1,25kJ/mm foram muito próximas, fazendo com que a variação da energia de soldagem não possuísse, portanto, influência nos resultados obtidos. A Figura 38 mostra que a mudança de energia não provoca um padrão de mudança nos resultados dos comprimentos de trinca. A ausência desse padrão comportamental dos gráficos evidencia que a energia de soldagem não possui influência na distância de propagação das trincas, como foi mostrado pela análise ANOVA.

Tabela 6. ANOVA de ensaios realizados com arame de liga de níquel Hastelloy C276

TRATAMENTO	MEDIDA	P
ENERGIA	MCL	0,419752
	TCL	0,282492
METAL BASE	MCL	0,000217
	TCL	0,049749
DEFORMAÇÃO	MCL	0,013771
	TCL	0,000022

Fonte: elaborado pela autora

Figura 38. MCL e TCL para cada condição de ensaio com metal de adição C276, em função da energia de soldagem: a) 0,75kJ/mm e b) 1,25kJ/mm



Fonte: elaborado pela autora

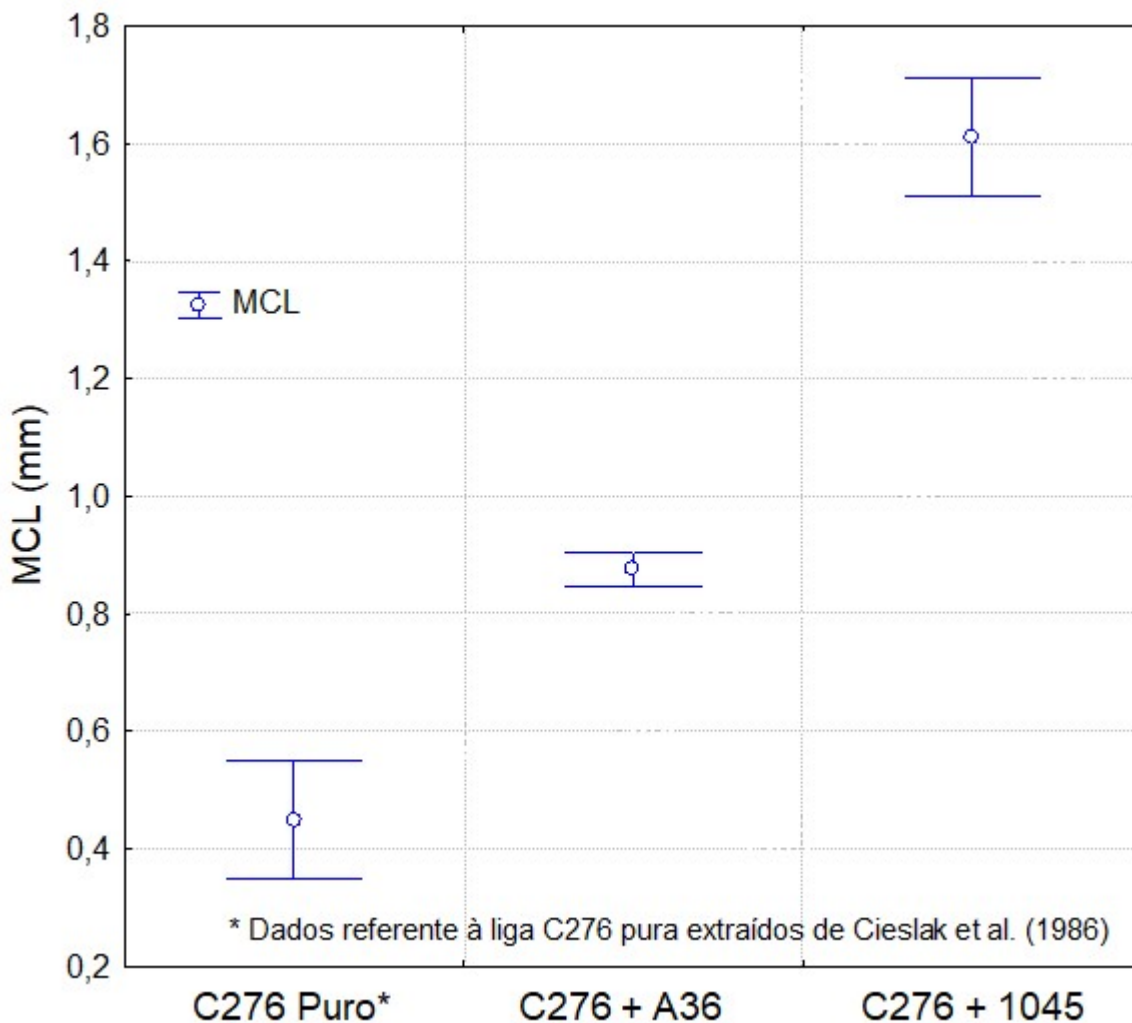
Diferente da energia de soldagem, o metal base e a deformação aplicada durante o ensaio possuem valores de P inferiores que 0,05 ou seja, esses tratamentos influenciam nos comprimentos de trinca.

A Tabela 6 mostra que o menor valor de P foi aquele relacionado ao metal base, sendo esse, portanto, o tratamento que exerce maior influência no valor dos

comprimentos de trinca. Observando a Figura 38 há uma clara tendência de comportamento dos comprimentos de trinca quando há alteração do metal base, sendo o maior comprimento de trinca sempre provocado pelo aço carbono AISI 1045. Assim, pela análise ANOVA, vemos que o metal base é um tratamento que afeta os resultados obtidos pelo ensaio Trans-Varestraint, e pelos gráficos comparativos, conclui-se que para a liga Hastelloy C-276, a utilização do metal base AISI 1045 foi claramente deletéria. Ao analisar os valores das medidas de trincas efetuadas, vê-se que quando o corpo de prova foi produzido com o aço AISI 1045 houve um crescimento significativo do tamanho das trincas em relação aos ensaios realizados com o aço ASTM A36 como metal base, podendo ser um indicativo de que o teor de carbono possa ser um dos fatores para que tal fato tenha ocorrido.

A Figura 39 mostra um comparativo entre máximo comprimento de trinca (MCL) obtido no ensaio Trans-Varestraint com a liga Hastelloy C276 diluída em aço AISI 1045 e ASTM A36 e a liga Hastelloy C276 pura. Os dados da liga pura são referentes ao trabalho de CIESLAK *et al.*, (1986), para condições semelhantes de energia de soldagem e 1% de deformação. O gráfico mostra um aumento do MCL quando a liga de níquel Hastelloy C276 é diluída com aços carbono, sendo que, quanto maior o teor de carbono do aço, maior é o MCL. Desse modo, conclui-se que quanto maior o teor de carbono presente na Zona Fundida constituída por Hastelloy C276 e aço carbono, menor será a soldabilidade do conjunto.

Figura 39. Comparativo do máximo comprimento de trinca (MCL) para a liga C276 na condição pura e diluída em aço carbono



Fonte: elaborado pela autora

Como visto pelo teste ANOVA, a deformação também possui influência nos comprimentos de trinca resultantes do ensaio Trans-Varestraint. A Figura 38 mostra que, quanto maior a deformação, maior o comprimento de trinca. Esse resultado é um resultado lógico, já que quanto maior a deformação, maiores as tensões aplicadas à Zona Fundida, provocando uma maior propagação das trincas, e, conseqüentemente, aumentando seu tamanho final.

As deformações utilizadas nos ensaios também foram avaliadas pelo teste Tukey, que compara os diferentes níveis de um mesmo tratamento, indicando se de um nível para outro há mudança significativa nos resultados obtidos. O resultado do teste Tukey está na Tabela 7. Os valores em vermelho indicam quando há diferença estatística entre dois níveis de um mesmo parâmetro. Nesse caso, o parâmetro é a deformação aplicada nos ensaios e os níveis são os valores de deformação, 0,5%,

1% e 3%. O teste mostra que não há diferença estatística entre os valores de MCL obtidos quando o teste é realizado com 0,5% ou 1% de deformação, ou seja, ambas as deformações são estatisticamente equivalentes. Já a deformação de 3% demonstrou ser significativamente diferente das outras duas deformações testadas. O mesmo comportamento foi observado para o TCL.

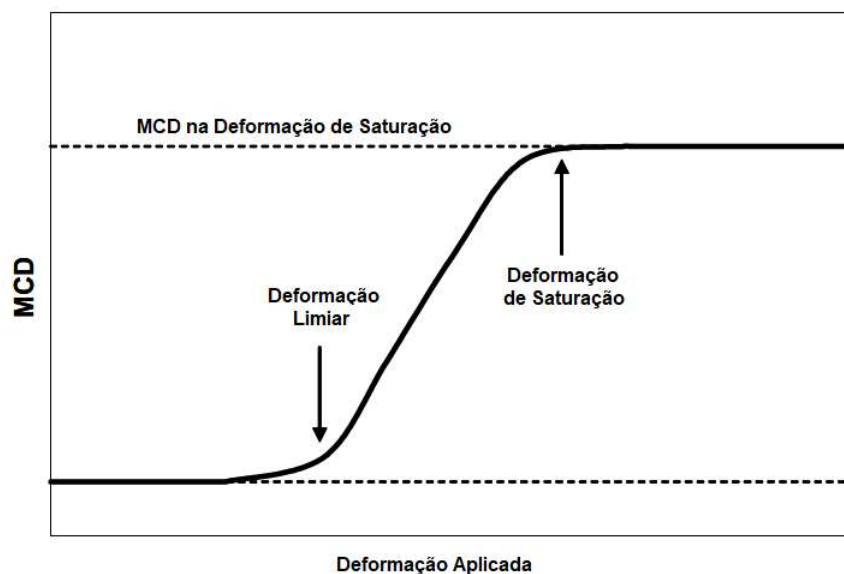
Tabela 7. Teste Tuckey da deformação referente ao MCL

		Deformação		
		0,5 %	1,0 %	3,0 %
Deformação	0,5 %		0,971728	0,021271
	1,0 %	0,971728		0,034786
	3,0 %	0,021271	0,034786	

Fonte: elaborado pela autora

Os valores da maior distância percorrida pela trinca paralelamente à direção da energia de soldagem (MCD) variam de acordo com a deformação aplicada. Essa variação ocorre de uma maneira já relatada em inúmeros outros trabalhos, e está demonstrada na Figura 40. Inicialmente, quando ainda não há a formação de trincas, o MCD é igual a zero. Com o aumento da deformação aplicada, há a formação das primeiras trincas e, conseqüentemente, o aumento do valor do MCD para um número maior que zero. Essa deformação que provoca o início da formação da trinca é chamada “Deformação Limiar”, em inglês, *threshold strain*. A partir deste ponto, os valores de MCD aumentam com o aumento da deformação aplicada, até se estabilizar. A deformação a partir da qual o MCD continua constante mesmo com o aumento da deformação é chamada de “Deformação de Saturação”, em inglês, *saturated strain*.

Figura 40. Comportamento do MCD em relação à variação da deformação aplicada



Fonte: DUPONT *et al* (2008)

Para o arame de Hastelloy C-276 testado o valor de deformação que dá início à formação de trincas - *threshold strain* - se encontra entre 0 e 0,5%.

Como mostrado pelo ensaio ANOVA, as deformações de 0,5 e 1% são equivalentes estatisticamente, não havendo alterações significativas nos tamanhos das trincas quando os resultados obtidos com ambas deformações são comparados. Ou seja, os ensaios Trans-Varestraint foram teoricamente executados apenas com dois níveis de deformação distintos, 0,5-1% e 3%. Com apenas dois níveis de deformação não é possível determinar a deformação em que há a saturação do tamanho de trinca, conhecido como *saturated strain*, e conseqüentemente, a avaliação da variação do MCD se torna prejudicada, já que para o cálculo do SCTR apenas o MCD obtido após o alcance da Deformação de Saturação é considerado. Desse modo, ao decorrer da presente dissertação, os valores de MCD não serão abordados, sendo a variação do comprimento das trincas avaliada exclusivamente pela comparação entre os valores de MCL e TCL.

5.2.2. Resultados da Liga Inconel 625

Os resultados da ANOVA para os ensaios realizados com a liga Inconel 625 se encontram na Tabela 8. Pelos resultados de P pode-se concluir que apenas a deformação afeta os resultados obtidos no ensaio Trans-Varestraint.

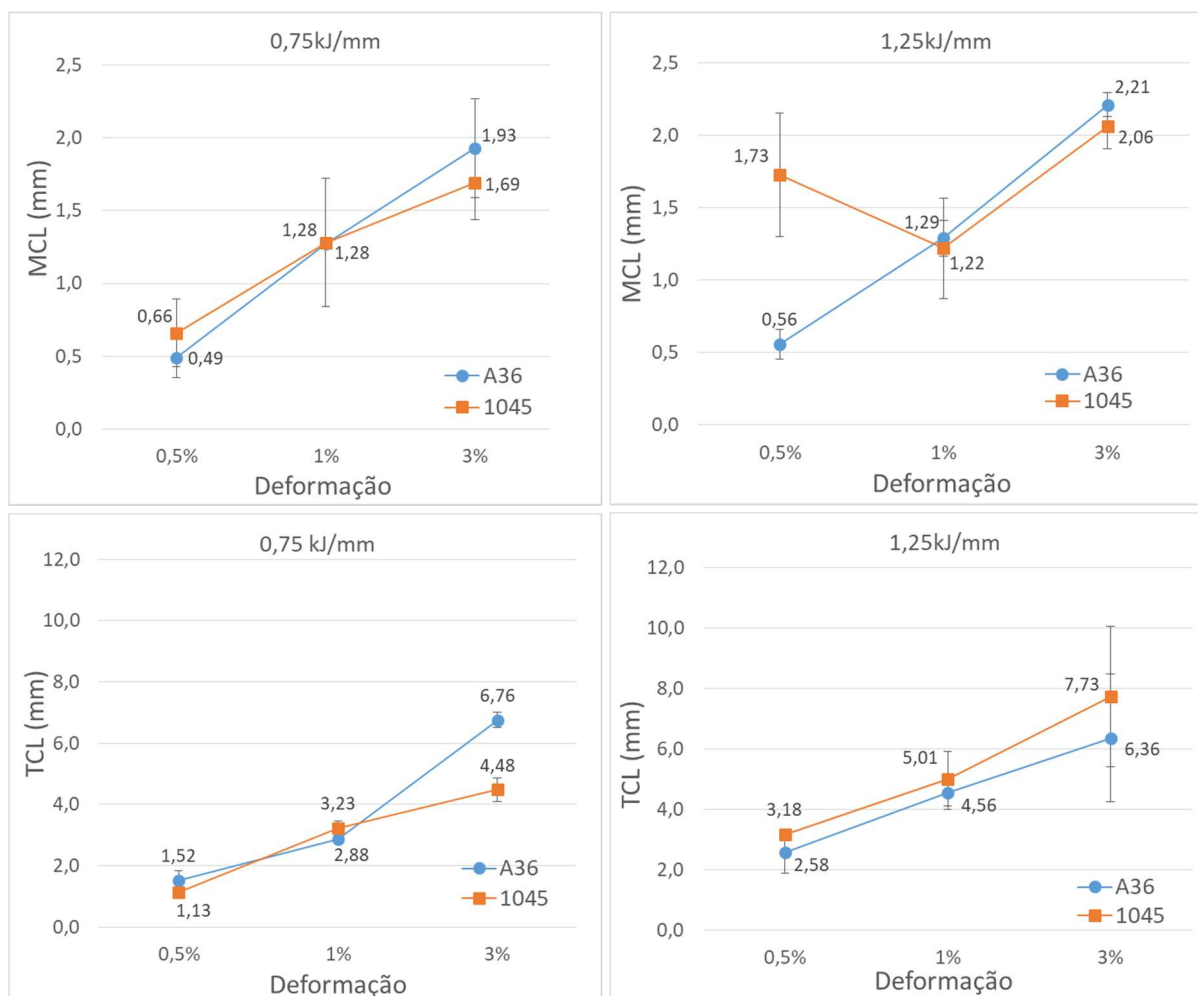
Para a energia, vê-se que a medida de P para a medida TCL é próxima a 0,05, indicando que esse tratamento por pouco não se mostrou influente nas medidas de trinca. Ou seja, é provável que se a variação de energia de soldagem fosse maior de um teste para outro, poderia haver influência desse tratamento no comprimento de trinca produzidos nos ensaios Trans-Varestraint. Como dito anteriormente, para o presente trabalho o principal efeito causado pelo aumento da energia seria o consequente aumento da diluição. Essa mudança na diluição afeta a composição da Zona Fundida, já que a porcentagem de metal base (no caso aço carbono) presente na mesma seria maior. Assim, ao utilizarmos energias que proporcionem mudanças significativas nas composições das Zonas Fundidas obtidas no ensaio Trans-Varestraint haverá também mudanças metalúrgicas que podem favorecer ou não o surgimento e a propagação de trincas de solidificação, fazendo assim com que esse tratamento possua influência efetiva nos resultados de soldabilidade do conjunto arame/metal base testados durante o ensaio Trans-Varestraint. Infelizmente, com ambos arames de liga de níquel testados, essa variação de energia de soldagem não foi suficiente para causar tais mudanças, e por esse motivo, não há diferença estatística entre os resultados desse determinado tratamento.

Tabela 8. ANOVA de ensaios realizados com arame de liga de níquel Inconel 625

TRATAMENTO	MEDIDA	P
ENERGIA	MCL	0,244928
	TCL	0,073552
METAL BASE	MCL	0,556908
	TCL	0,984433
DEFORMAÇÃO	MCL	0,000041
	TCL	0,000007

Fonte: elaborado pela autora

Figura 41. Dados obtidos a partir dos experimentos realizados com a liga Inconel 625



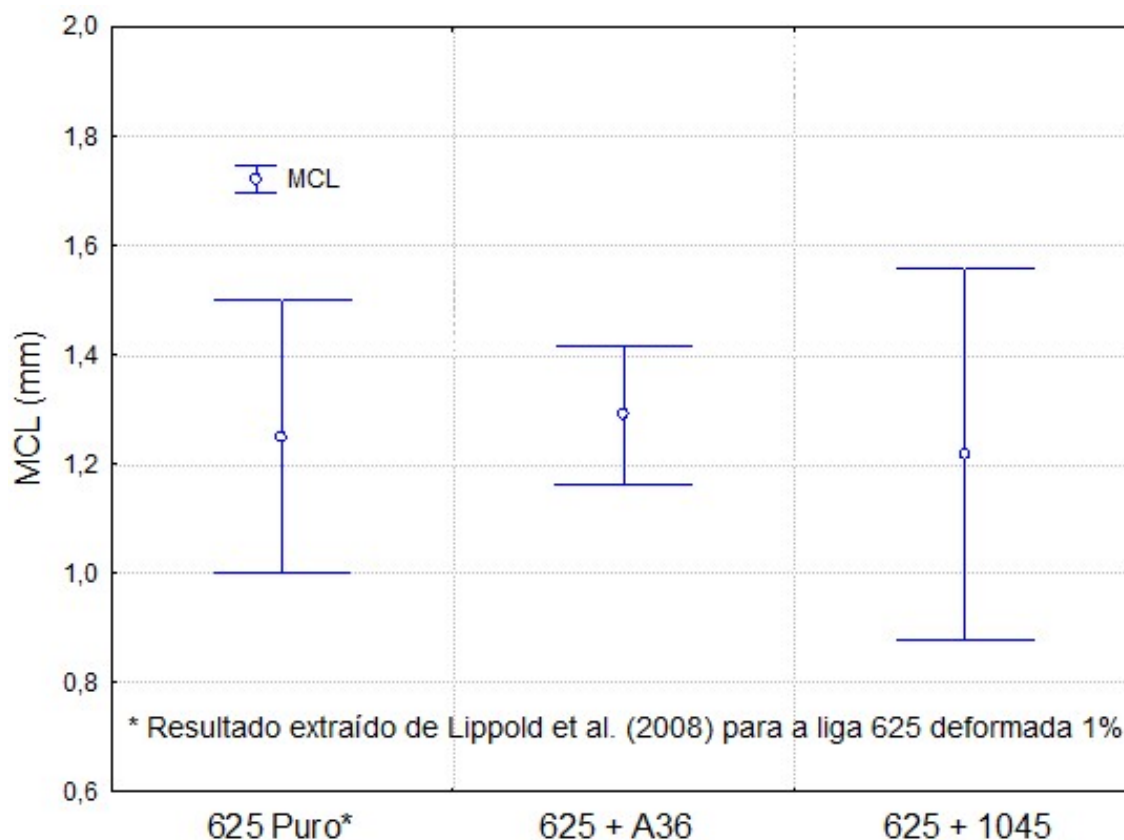
Fonte: elaborado pela autora

Diferente do encontrado com a liga Hastelloy C276, o metal base não afetou o tamanho das trincas encontradas nos ensaios realizados com a liga Inconel 625. A Figura 41 endossa o resultado da ANOVA, mostrando nos gráficos que não houve um padrão de comportamento do material, onde ora os ensaios realizados com aço AISI 1045 se mostraram mais suscetíveis a formação de trincas de solidificação, ora os ensaios com aço ASTM A36 mostravam menor soldabilidade. Provavelmente, esse resultado também é devido a baixa diluição obtida nos ensaios, mesmo com a maior energia de soldagem. A pequena participação do metal base na Zona Fundida pode provocar mudanças metalúrgicas pouco significativas com a mudança do mesmo. Esse fato, dependendo do arame utilizado na soldagem, tendo como efeito uma solidificação muito parecida entre as ZFs, afetando muito pouco a suscetibilidade a formação de trincas de solidificação. Para a liga Inconel 625, a baixa diluição obtida

com os ensaios provocou uma baixa participação do metal base na Zona Fundida, e essa pequena variação na composição obtida com a utilização do aço AISI 1045 ou ASTM A36 não foi o suficiente para causar mudanças metalúrgicas grandes o suficiente para afetar a suscetibilidade à formação de trincas de solidificação da liga.

A Figura 42 mostra um comparativo entre o MCL para a liga Inconel 625 pura e diluída nos aços carbono AISI 1045 e ASTM A36. Mesmo com a adição de uma porção de aço carbono não houve variação do tamanho máximo de trinca (MCL) em relação ao MCL da liga pura apresentado por LIPPOLD *et al.* (2008). A variação de composição da Zona Fundida diluída em relação ao arame puro não foi grande o suficiente para mudar as características de solidificação de forma evidente.

Figura 42. Comparativo entre o MCL para a liga 625 pura e diluída em aço



Fonte: elaborado pela autora

Para a liga Inconel 625, o único tratamento que exerceu influência nos resultados do ensaio Trans-Varestraint foi a deformação. Aqui, novamente, o teste de Tukey mostra que as deformações de 0,5% e 1% foram estatisticamente equivalentes,

não trazendo nenhum resultado significativamente diferente em relação ao outro, enquanto a deformação de 3% foi estatisticamente diferente de ambas outras deformações.

Tabela 9. Teste Tukey realizado para os três níveis de deformação utilizados no ensaio Trans-Varestraint para a liga Inconel 625

		Deformação		
		0,5%	1,0%	3,0%
Deformação	0,5%		0,112615	0,000162
	1,0%	0,112615		0,004135
	3,0%	0,000162	0,004135	

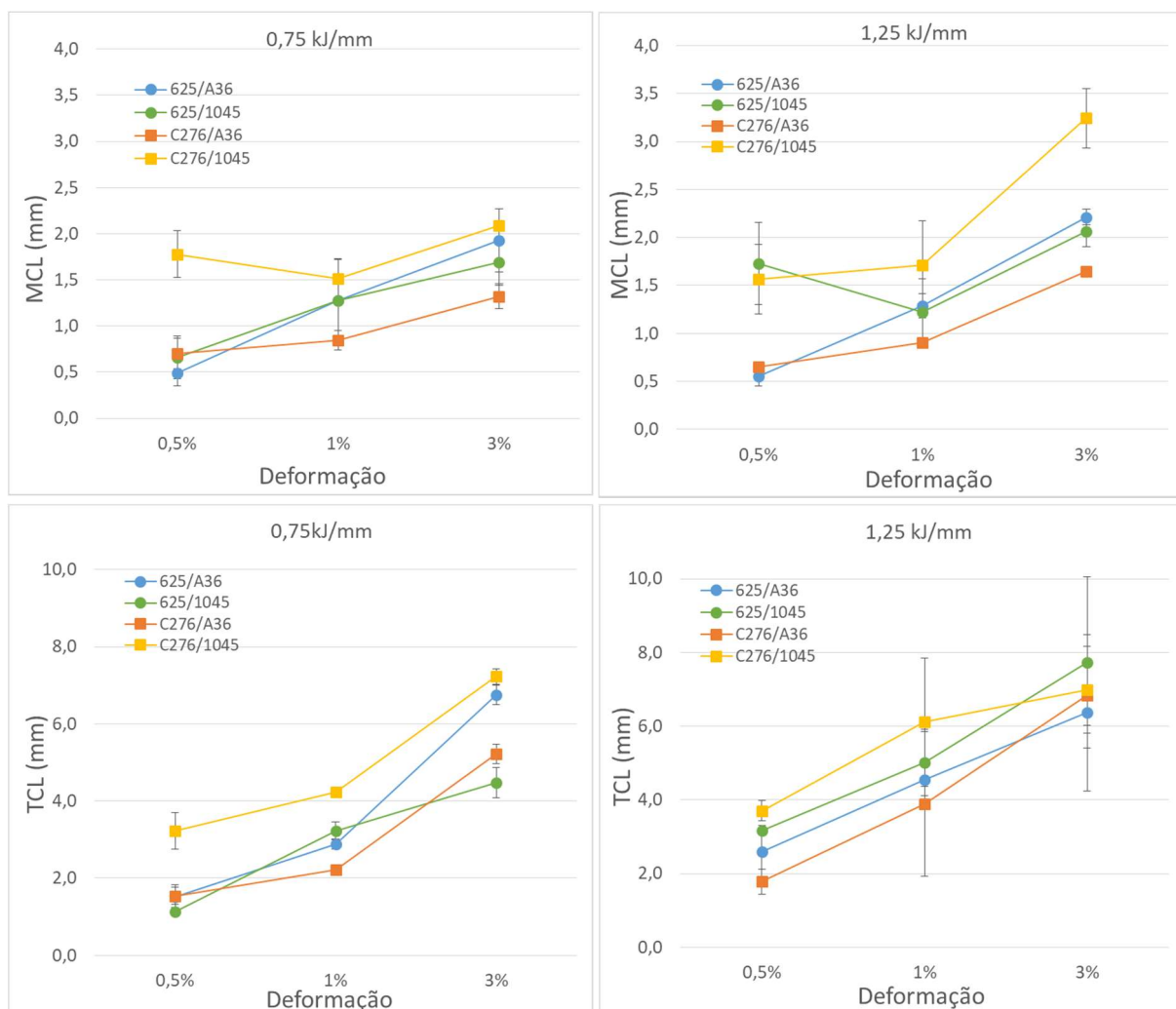
Fonte: elaborado pela autora

Assim como para a liga Hastelloy C276, a *threshold strain*, ou seja, a deformação em que se dá início a formação das trincas se encontra entre 0 e 0,5% e não foi possível identificar a deformação de saturação, ou *saturation strain*, onde o comprimento de trinca se estabiliza. Para tal, seria necessário a realização de ensaios com um maior número de deformações com maior amplitude entre elas, para que os resultados obtidos com os testes sejam estatisticamente distintos, proporcionando a aquisição de dados relevantes para a construção da curva MCD x Deformação. A obtenção dessa curva com um maior número de deformações possibilita o cálculo do SCRT, um índice de suscetibilidade a formação de trincas de solidificação análogo ao BTR, que também é um indicativo da suscetibilidade a formação de trincas. Desse modo, assim como para a liga Hastelloy C276, a variação da soldabilidade a partir dos tamanhos de trinca obtidos com o ensaio Trans-Varestraint foi avaliada pela análise dos comprimentos MCL e TCL.

5.2.3. Comparação Entre As Ligas

Na Figura 43 se encontram os resultados comparativos entre as ligas para em ensaios com deformações iguais a 0,5%, 1% e 3%. De modo geral, os ensaios realizados com aço AISI 1045 como metal base apresentaram o pior desempenho em relação a resistência a trincas de solidificação.

Figura 43. Dados obtidos a partir dos experimentos realizados com a ligas 625 e C276 para deformação de 1%



Fonte: elaborado pela autora

Para comparar as ligas de níquel utilizadas na soldagem os ensaios foram separados em dois grupos: àqueles realizados com AISI 1045 e aqueles realizados com ASTM A36 como metal base. Dessa forma, com a ANOVA será possível entender qual liga de níquel influência nos resultados do ensaio Trans-Varestraint dependendo do metal base utilizado.

A Tabela 10 contém os resultados da análise de variância dos comprimentos de trinca obtidos com os ensaios Trans-Varestraint analisados para cada metal base. Para o aço ASTM A36 a variação da liga de níquel não surtiu nenhum tipo de efeito na soldabilidade do conjunto arame/metal base, ou seja, os arames Hastelloy C276 e Inconel 625 possuem soldabilidade equivalente quando utilizadas com baixa diluição em conjunto ao metal base de aço ASTM A36.

Tabela 10. ANOVA dos comprimentos de trinca encontrados no ensaio Trans-Varestraint em relação à liga de níquel utilizada

METAL BASE	MEDIDA	P
AISI 1045	MCL	0,036459
	TCL	0,189635
ASTM A36	MCL	0,225237
	TCL	0,552259

Fonte: elaborado pela autora

Já para o aço AISI 1045 o arame surtiu efeito na soldabilidade do conjunto arame/metal base em relação ao MCL. Essa influência, não foi observado quanto ao TCL. Como dito anteriormente, os ensaios realizados com arame Hastelloy C276 e metal base AISI 1045 apresentaram maiores tamanhos de trinca, indicando uma menor soldabilidade. Assim, para o metal base AISI 1045 o arame Hastelloy C276 se mostrou ser mais deletério quanto à soldabilidade que o arame Inconel 625.

5.3. Análise Termodinâmica Computacional

Para melhor compreensão dos resultados obtidos com o ensaio Trans-Varestraint como demonstrado no capítulo acima, uma série de simulações foram executadas no software JMatPro, todas visando compreender o processo de solidificação de todas as zonas fundidas formadas durante o processo, em razão das diferenças de composição química. Para tais simulações as composições químicas referentes às Zonas Fundidas foram obtidas pela técnica de microscopia EDS e as composições químicas dos arames Inconel 625 e Hastelloy C276 foram obtidos com o auxílio de um espectrômetro de fluorescência de raio X portátil e pelo datasheet da bobina fornecido pela fabricante, respectivamente. Tais composições químicas estão disponíveis

Tabela 11. Composição química das zonas fundidas obtidas em ensaios com deformação igual a 1%, em %p

Corpo de Prova	Ni	Cr	Mn	Fe	Mo	W	Nb	C
C276-A36-0,75kJ/mm	54,75	14,86	0,36	13,24	13,83	2,94	-	0,024
C276-A36-1,25kJ/mm	57,44	15,53	0,31	9,85	13,9	2,96	-	0,015
C276-1045-0,75kJ/mm	53,64	15,67	0,51	11,56	14,91	3,67	-	0,035
C276-1045-1,25kJ/mm	56,72	15,77	0,51	7,81	16,11	3,06	-	0,015
ARAME HASTELLOY C276**	59,56	15,97	0,38	5,12	15,24	3,33		0,002
625-A36-0,75kJ/mm	61,91	21,37	-	5,02	8,26	-	3,42	0,024
625-A36-1,25kJ/mm	60,39	20,88	-	7,78	7,82	-	3,11	0,02
625-1045-0,75kJ/mm	59,56	20,44	-	8,96	7,8	-	3,2	0,041
625-1045-1,25kJ/mm	62,99	21,55	-	4,12	8,11	-	3,22	0,0097
ARAME INCONEL 625	65,24	21,55	-	0,40	8,80		3,72	-

Fonte: elaborado pela autora, **SPECIAL METALS – CERTIFIED MATERIAL TEST REPORT (ANEXO I)

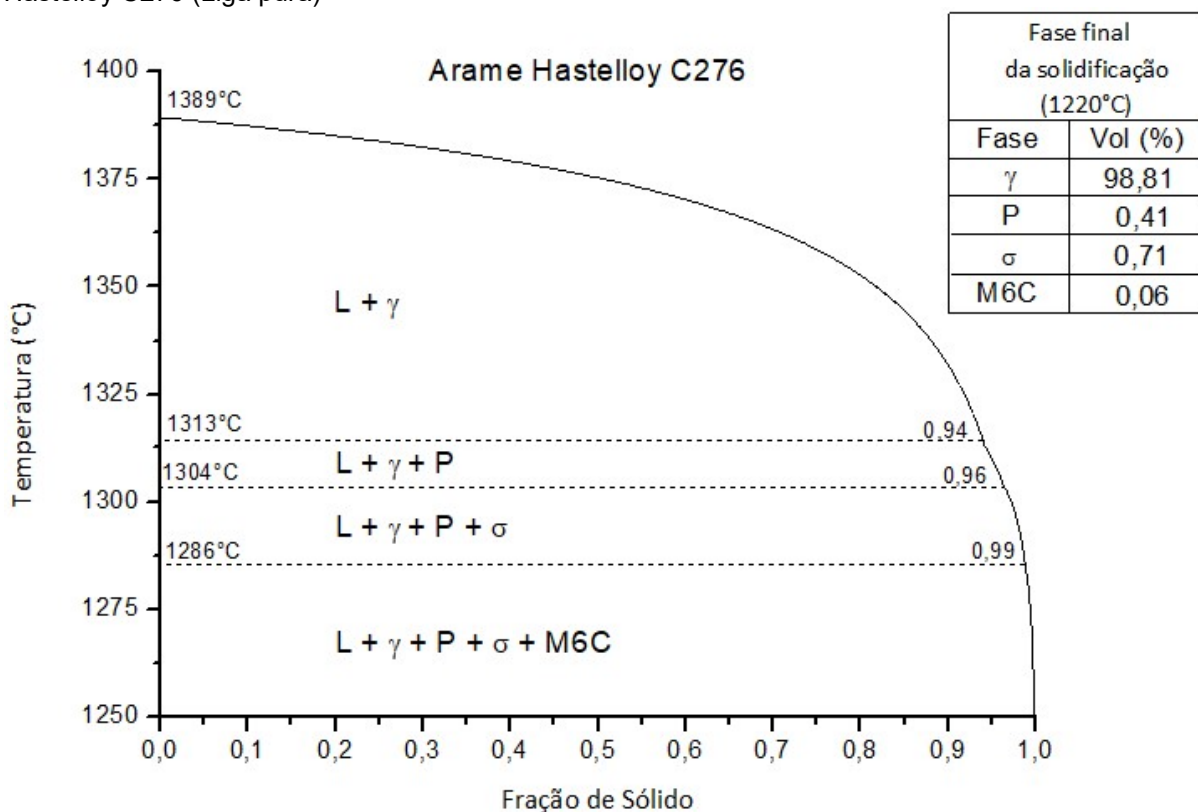
A solidificação dos arames como recebidos também foi simulada para ser possível observar com maior clareza as mudanças decorrentes da mistura com o metal base.

5.3.1. Simulações relacionadas à liga Hastelloy C276

A Figura 44 mostra a curva de Scheil obtida para o arame da liga de níquel Hastelloy C276 puro. A solidificação é iniciada a aproximadamente 1389°C, com a formação da primeira porção de fase γ -cfc, fase matriz da liga. Esse valor é próximo da temperatura do pico de início de solidificação obtido em um ensaio DTA executado por CIESLAK *et al.* (1986), que buscava avaliar a solidificação da liga C276. A 1.313°C há a formação de fase P, seguida pela precipitação da fase sigma a 1.304°C. Os carbonetos M_6C são os últimos a precipitar, a 1.286°C. A solidificação é completada quando o material atinge 1.220°C.

Ao final da solidificação temos 98,84% de fase γ (matriz), 0,41% de fase P, 0,71% de fase sigma e 0,04% de carbonetos M_6C .

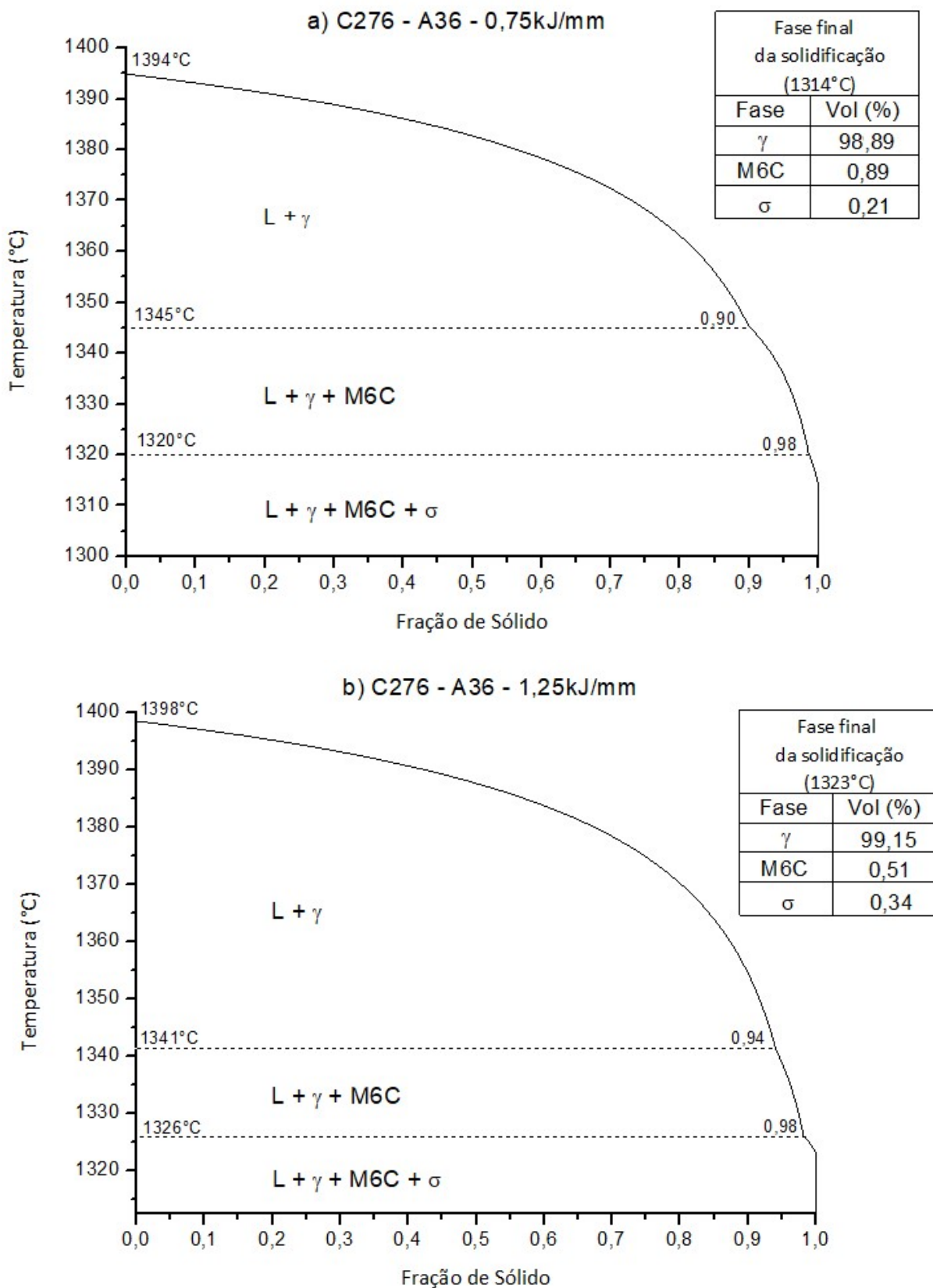
Figura 44 Curva de Scheil obtida por simulação a partir da composição do arame da liga de níquel Hastelloy C276 (Liga pura)

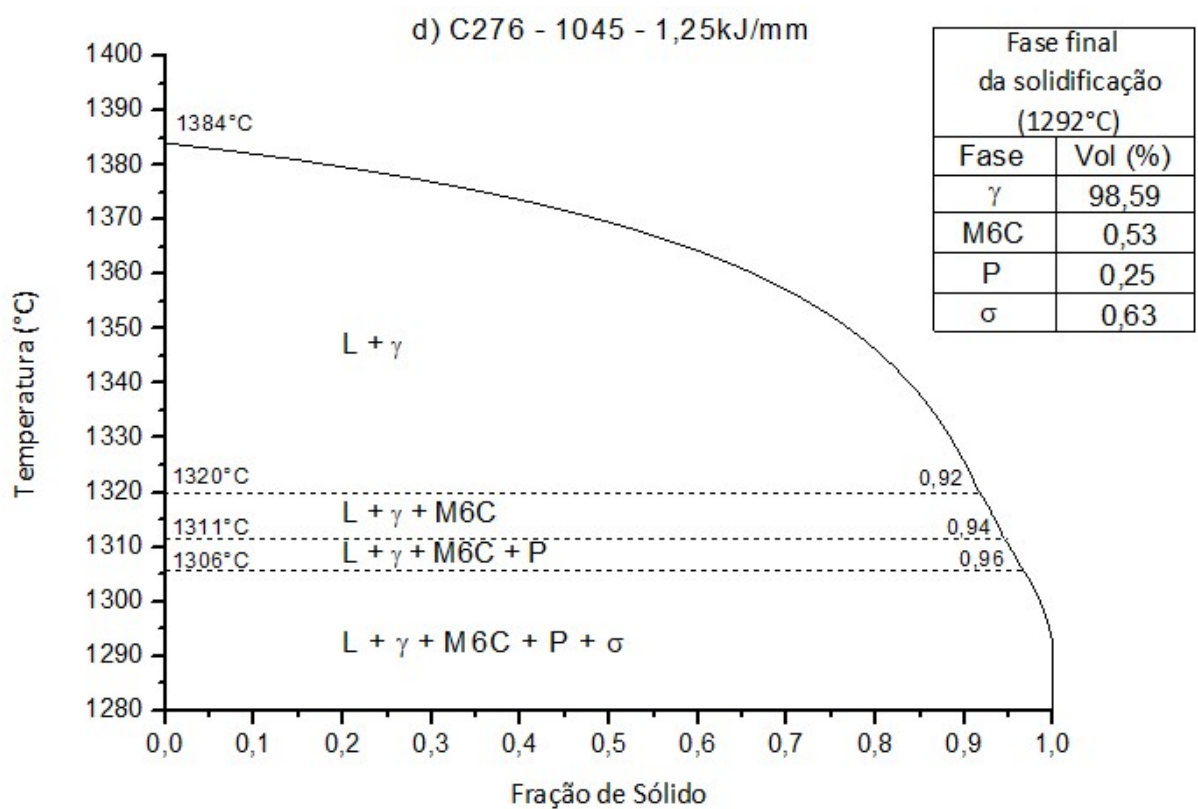
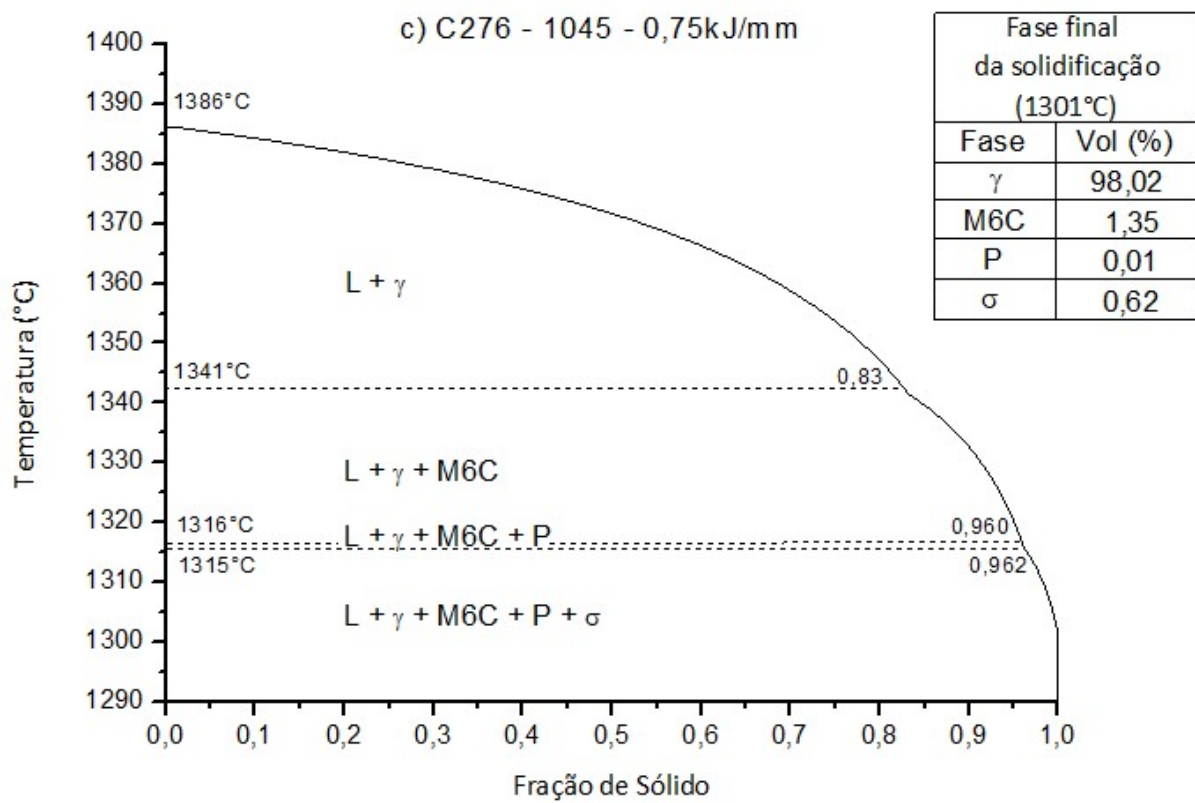


Fonte: elaborado pela autora

Uma vez que durante o ensaio o arame é fundido e misturado ao metal base, o que provoca a formação de um novo material, torna-se necessário avaliar também os resultados da combinação da liga de níquel com o aço carbono. Para melhor entendimento do comportamento dessa mistura, o conhecimento das curvas de Scheil para cada zona fundida é imprescindível. Considerando que a deformação imposta durante o ensaio não implicará em modificações termodinâmicas dos materiais, serão comparadas apenas as composições de zona fundida para ensaios realizados sob deformação igual à 1%, tanto para a liga Inconel 625 quanto para a Hastelloy C276. Na Figura 45 temos as curvas de Scheil obtidas para cada situação soldada durante os ensaios.

Figura 45. Curvas de Scheil geradas partir da composição das zonas fundidas do corpo de prova soldado com arame Inconel 625 e deformação igual a 1% para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm





Fonte: elaborado pela autora

Comparando as quatro curvas presentes na Figura 45, é mostrado que a mudança de metal base provocou a formação de novas fases durante o processo de solidificação da zona fundida. As Zonas Fundidas com a participação do aço AISI 1045 na composição química da poça de fusão diluindo a liga Hastelloy C276 apresentaram a formação de fase P no material, o que não foi visto nas Zonas Fundidas com a participação do aço ASTM A36. A presença de fase P promove a fragilização do material, provocando maior susceptibilidade a formação de trincas que (CIESLAK *et al.*, 1986; PERRICONE *et al.*, 2006; BELAN, 2016; MANOHARAN *et al.* 2015), podendo ser esta uma das causas da maior susceptibilidade a formação de trincas de solidificação mostrada com os resultados do ensaio Trans-Varestraint.

Na Tabela 12 mostrada anteriormente, estão as composições químicas do arame de Hastelloy C276 não diluído e das Zonas Fundidas obtidas. Comparando as composições das Zonas Fundidas e do arame, vê-se que a porcentagem de molibdênio presente nas Zonas Fundidas produzidas com aço A36 é inferior que aquelas obtidas com o arame de Hastelloy C276 puro e em Zonas Fundidas produzidas com o aço AISI 1045. O molibdênio é um elemento essencial para a formação de fase P, e estudos indicam que em teores de Mo inferiores a 12% não há a precipitação da fase P durante a solidificação da liga de níquel Hastelloy C276 (MANOHARAN *et al.*, 2015). Desse modo, como o teor de molibdênio na composição de ZFs compostas por Hastelloy C276 e ASTM A36 eram mais próximos a esse limiar, não houve a predição de formação de fase P pela simulação. Já em Zonas Fundidas constituídas por Hastelloy C276 e aço AISI 1045 e no arame de Hastelloy C276 puro o teor de molibdênio foi alto o suficiente para que houvesse a formação de fase P durante a solidificação.

A temperatura de formação de cada fase em cada zona fundida gerada com o arame da liga de níquel Hastelloy C-276 está disposta na Tabela 12. Os casos em que houve a formação de fase P tiveram um pequeno aumento em seu intervalo de solidificação. As fases P e σ se formam mais tardiamente no processo de solidificação, sendo suas formações praticamente simultâneas. O carboneto M_6C apresentou variação significativa em sua temperatura de precipitação apenas para o ensaio realizado com metal base AISI 1045 e energia igual a 1,25kJ/mm. Essa formação tardia aumenta o intervalo de solidificação, aumentando também a susceptibilidade à formação de trincas de solidificação.

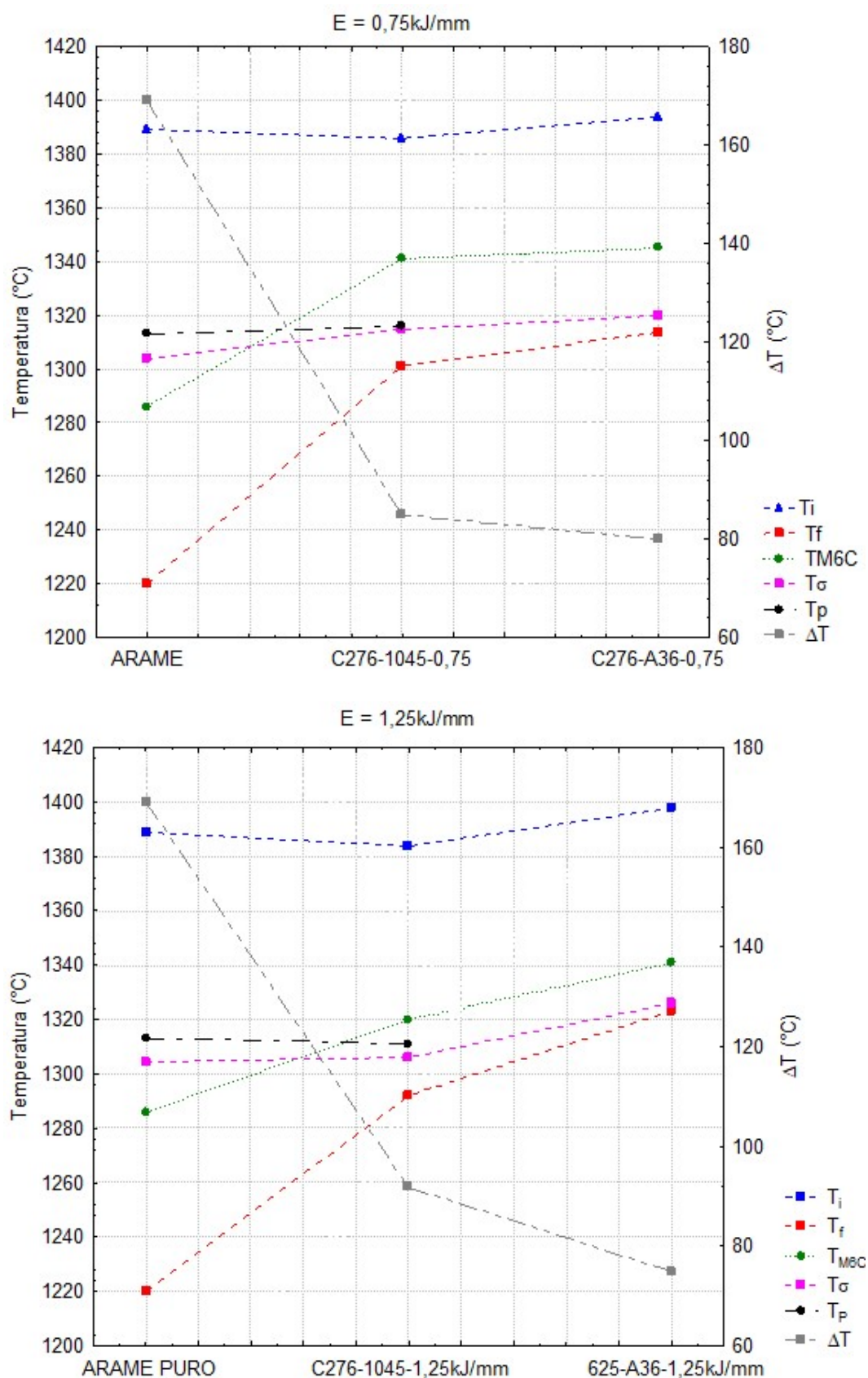
Tabela 12. Temperatura de formação de fases, temperaturas de início e final de solidificação e intervalo de solidificação para cada zona fundida obtida com os ensaios executados com arame de Hastelloy C276

Temperaturas e Intervalo de Transformação (°C)							
Corpo de Prova	γ	P	σ	M_6C	T_i	T_f	ΔT_{sol}
ARAME C276	1389°C	1312°C	1303°C	1285°C	1389°C	1220°C	169°C
C276-A36-0,75kJ/mm	1394°C	-	1317°C	1345°C	1394°C	1314°C	80°C
C276-A36-1,25kJ/mm	1398°C	-	1326°C	1341°C	1398°C	1323°C	75°C
C276-1045-0,75kJ/mm	1386°C	1316°C	1315°C	1341°C	1386°C	1301°C	85°C
C276-1045-1,25kJ/mm	1384°C	1311°C	1306°C	1320°C	1384°C	1292°C	92°C

Fonte: elaborado pela autora

A Figura 46 é a representação gráfica dos valores mostrados na Tabela 11. Pelos gráficos é possível observar que há uma variação muito grande dos valores entre a liga pura e a liga diluída em aço. Já a variação dos valores entre os ensaios realizados com metais base distintos não sofrem uma alteração tão grande em seus valores de temperatura, mesmo com a mudança do metal base. As curvas verde e vermelha são a representação da temperatura de precipitação do carboneto M_6C e temperatura final de solidificação, respectivamente. Independente da energia, ambas curvas possuem aproximadamente a mesma inclinação, o que pode indicar uma influência da precipitação do carboneto M_6C no intervalo de solidificação das Zonas Fundidas estudadas. No arame puro, o carboneto M_6C é a última a precipitar, e sua formação tardia provoca um aumento do intervalo de solidificação. Diferente do que ocorre nas ZFs obtidas com a diluição do arame puro de Hastelloy C276 em aços carbono, em que o carboneto M_6C passa a precipitar no início do processo de solidificação, sendo a fase sigma a última a precipitar. Comparando essas ZF's não houve grande variação da temperatura de formação das fases, com exceção da fase P, que é formada apenas na solidificação da Zona Fundida constituída por Hastelloy C276 e AISI 1045. A variação do intervalo de solidificação entre as ZFs dissimilares está entre 5 e 17°C.

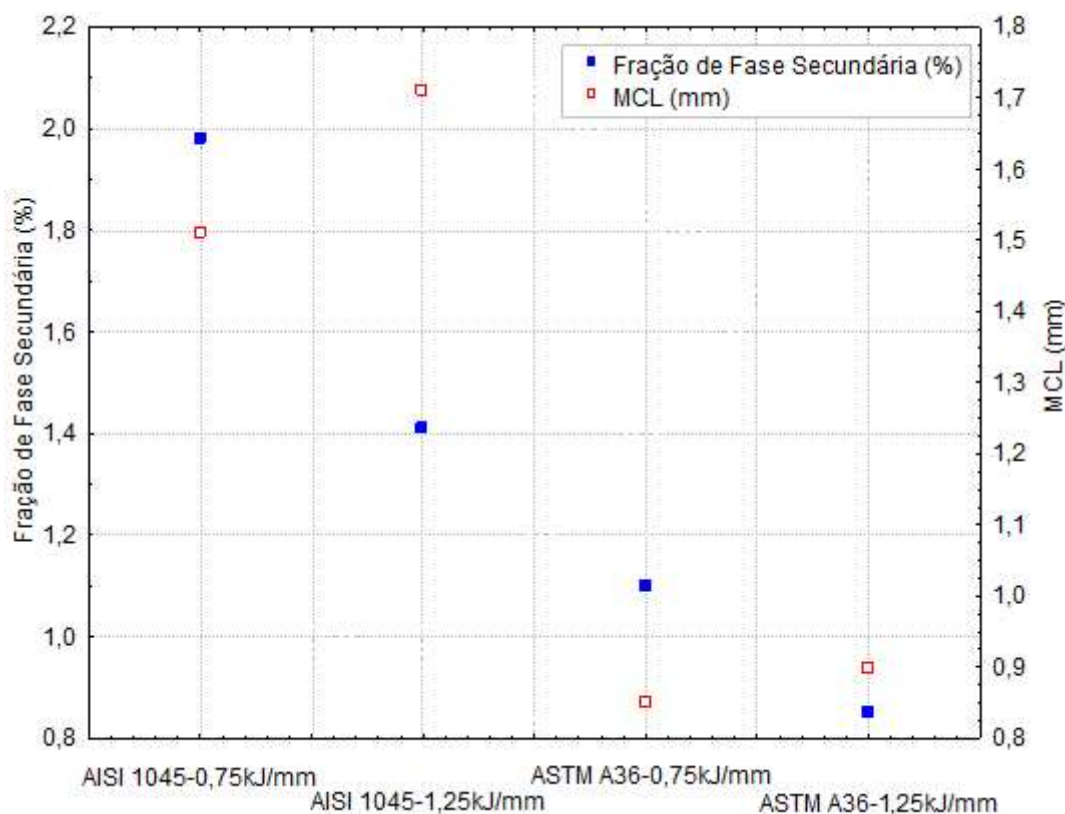
Figura 46. Temperaturas relacionadas à solidificação e formação de fase de zonas fundidas obtidas pela soldagem com o arame Hastelloy C276 e aços carbono AISI 1045 e ASTM A36 para energia de 0,75kJ/mm e 1,25kJ/mm



Fonte: elaborado pela autora

A Figura 47 mostra a fração de fases secundárias formadas ao final da solidificação de cada ZF e o MCL relacionado a elas para ensaios que utilizaram arame Hastelloy C276. No gráfico, os ensaios com metal base AISI 1045 possuem maior fração de fase secundária ao final da solidificação e maior MCL que aqueles realizados com aço ASTM A36. Logo, mesmo que não tenha havido uma variação tão grande nas temperaturas de formação de fase e no intervalo de solidificação como evidenciado pela Figura 46, a quantidade de fase secundária formada na solidificação das zonas fundidas que possuem aço carbono AISI 1045 em sua composição é praticamente o dobro que aquelas com aço ASTM A36. Como já discutido anteriormente, a presença dessas fases provoca a fragilização do material, podendo aumentar a sua suscetibilidade a formação de trincas de solidificação. Claramente, esse resultado é refletido nos valores de MCL que são muito maiores para as zonas fundidas com maior fração de fase secundária ao final da solidificação.

Figura 47. Fração de fases secundárias formadas ao final da solidificação e MCL para ensaios realizados com arame Hastelloy C276



Fonte: elaborado pela autora

Ao comparar os resultados do arame puro com as zonas fundidas obtidas no ensaio Trans-Varestraint, vê-se que em todos os casos a mistura do arame com o metal base causou uma diminuição no intervalo de solidificação, ΔT_{sol} , o que é considerado um evento benéfico para o aumento da soldabilidade da liga.

Na Tabela 13 estão listadas as porcentagens de cada fase ao final da solidificação, a diluição do conjunto e o BTR calculado a partir da curva de Scheil para o arame e as zonas fundidas estudadas. É possível observar que mesmo com o aumento da energia, não houve uma mudança expressiva na diluição, o que, por consequência, não causou uma variação significativa o suficiente na composição da zona fundida a ponto de provocar grandes mudanças na rota de solidificação da mesma. Além disso, vale salientar que a alteração da energia de soldagem foi realizada por meio da variação da velocidade de soldagem e não por mudança na potência do arco. Com isso, a quantidade de calor é uma relação direta com o volume de material depositado. Mesmo tendo sido observada diferenças em termos de tamanho de grão, espaçamento dendrítico e quantidade de precipitados, houve pouca diferença observada nos resultados dos ensaios Trans-Varestraint quando avaliamos o efeito da energia para o arame de Hastelloy C276, a qual foi atribuída à pequena mudança na diluição com o aumento da energia de soldagem.

Mesmo com a pouca variação da diluição, vê-se que com o aumento da energia de soldagem houve uma queda da diluição dos cordões. É provável que esse comportamento tenha sido resultado da variação da energia de soldagem pela variação da velocidade de soldagem, e não pela potência do arco elétrico. O aumento da energia pela diminuição da velocidade acarreta apenas no acúmulo de metal depositado na canaleta. Esse maior acúmulo de metal se interpõe entre o arco e o metal base, formando uma barreira em relação à ação da fonte de calor, que é o arco voltaico. Assim, quanto maior a maior profundidade da canaleta e o volume a ser preenchido, menor será a ação do arco. Tal aspecto pode justificar inclusive a razão pela qual os menores teores de Fe e, conseqüentemente, as menores diluições são reportadas para as energias mais elevadas. Quando a variação da energia se dá pela corrente, tem-se efetivamente um aumento na quantidade de energia produzida, que é a potência do arco.

Em relação aos ensaios, os maiores BTR são encontrados nos corpos de prova que continham aço AISI 1045, o que endossa os resultados obtidos com o

ensaio Trans-Varestraint, onde esses conjuntos apresentaram sistematicamente uma maior suscetibilidade a trincas de solidificação.

Tabela 13. Fração em peso de todas as fases formadas ao final da solidificação, diluição e BTR para o arame e corpos de prova testados

Corpo de Prova	γ	P	σ	M_6C	TOTAL	Diluição	BTR
ARAME C276	98,81%	0,41%	0,71%	0,06%	1,18%	-	70°C
C276-A36-0,75kJ/mm	98,89%	-	0,21%	0,89%	1,10%	8,70%	44°C
C276-1045-0,75kJ/mm	98,02%	0,01%	0,62%	1,35%	1,98%	6,87%	40°C
C276-A36-1,25kJ/mm	99,15%	-	0,34%	0,51%	0,85%	4,98%	45°C
C276-1045-1,25kJ/mm	98,59%	0,25%	0,63%	0,53%	1,41%	2,80%	48°C

Fonte: elaborado pela autora

Como a energia não exerceu influência na diluição encontrada na zona fundida durante os ensaios, o software JMatPro também foi utilizado para simular os efeitos do aumento da diluição nas zonas fundidas. Na Tabela 13, vê-se que a diluição dos ensaios variou entre 2,8% e 8,7%, ou seja, o metal base teve pouca participação na composição da zona fundida. As simulações foram feitas com diluições iguais a 1%, 5%, 10%, 15%, 20%, 25%, 30%, 35% e 40%, aumentando a participação do aço na composição da zona fundida, e, conseqüentemente, aumentando as concentrações de Fe e C na mesma. Deste modo, será possível estimar as modificações que possam ocorrer com o aumento gradual desses elementos na zona fundida, interagindo com o arame de liga de níquel depositado.

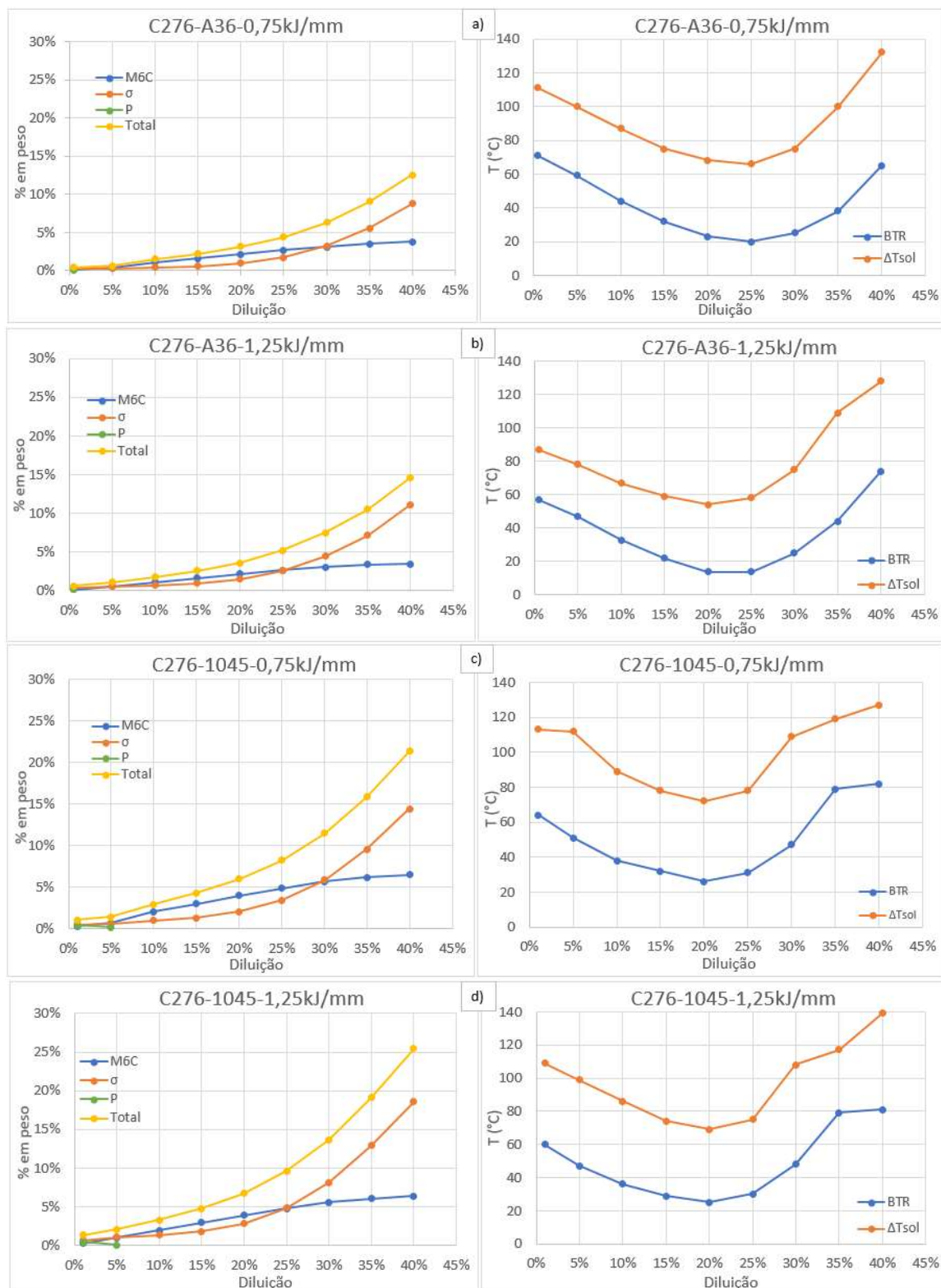
Os gráficos presentes na Figura 48 mostram o comportamento do BTR e do intervalo de solidificação (ΔT_{sol}) de acordo com cada nível de diluição simulado e o comportamento das principais fase secundárias e da porção total de fases secundárias formadas durante a solidificação de acordo com a variação de diluição. Vê-se que, para todos os casos as curvas se comportam da mesma maneira. Há uma queda do BTR e do ΔT_{sol} até que a diluição alcance o valor de 25%. A partir desse ponto, os valores de BTR e ΔT_{sol} passam a crescer, até atingir o seu valor máximo onde a diluição é igual a 40%. Ao observar o gráfico de comportamento das fases secundárias, vê-se que a partir dos 25% de diluição a quantidade de fase sigma aumenta significativamente, enquanto não há grandes alterações na quantidade de carboneto M_6C precipitado.

A fase sigma é uma fase secundária topologicamente compacta (*Topologically Close-Packed* - TCP), que provoca a depleção dos elementos de liga da matriz, sendo, portanto, deletéria às propriedades mecânicas do material. Já os carbonetos M_6C são fases secundárias geometricamente compactas (*Geometrically Close-Packed* - GCP) que provocam o reforço dos contornos de grão, aumentando a resistência do material e melhorando suas propriedades mecânicas (JURAJ, 2016). Avaliando ambos gráficos mostrados para cada zona fundida simultaneamente, vê-se que, quando a porcentagem de fase sigma supera a quantidade de carbonetos M_6C há um rápido aumento do BTR e do ΔT , ou seja, possivelmente aumenta-se a suscetibilidade do material a sofrer trincas de solidificação.

De acordo com o aumento da diluição a quantidade de elementos na zona fundida foi alterada, aumentando assim a proporção de ferro e carbono na liga. Essa mudança provocou várias alterações na rota de solidificação das zonas fundidas estudadas, formando novas fases.

A Figura 49 mostra a projeção do líquido e as possíveis fases formadas de acordo com a porcentagem de Mo e Cr na liga Hastelloy C276. Nesta figura, o início da seta representa a composição nominal da liga e o final da seta representa a variação de concentração de Cr e Mo no líquido interdendrítico ao decorrer da solidificação. Como a solidificação da liga C276 termina antes do ponto triplo eutético γ -P- σ , apenas a fase secundária P se forma na matriz γ ao final da solidificação da liga em sua composição nominal. Porém na soldagem dissimilar há a adição de outros elementos além daqueles previstos na composição da liga como concebida. No caso do presente trabalho, a liga Hastelloy C-276 foi misturada à aços carbonos, ou seja, houve a adição de alguma quantidade de Fe e C à zona fundida. Essas adições de novos elementos causam mudanças na solidificação da liga, modificando tanto as fases formadas quanto as temperaturas em que essas se formam. Segundo DUPONT *et al* (2009), adições de Fe à liga Hastelloy C-276 facilitam a formação de fase sigma, aumentando no gráfico mostrado na Figura 49 a área de formação desta fase. O Fe atua como estabilizador da fase sigma, assim como o Cr.

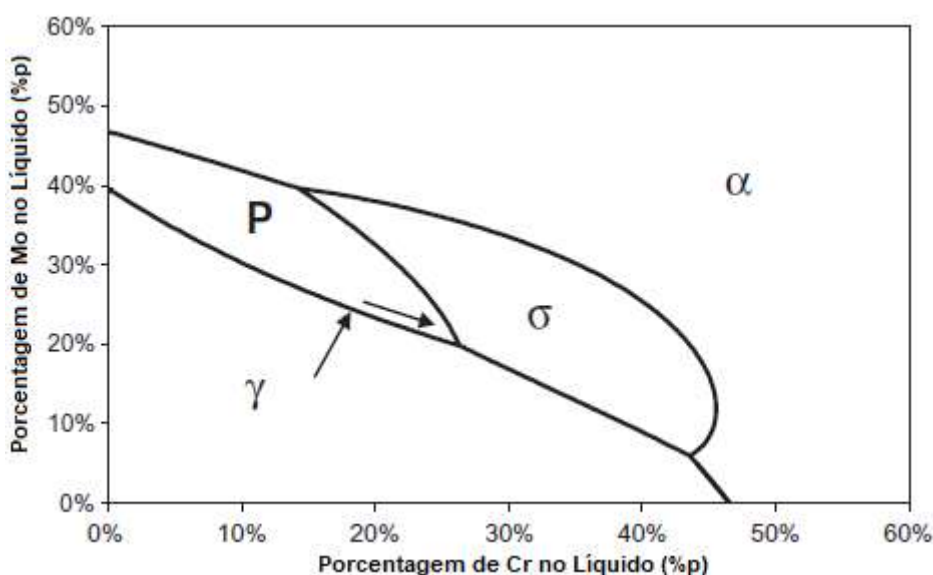
Figura 48. Comportamento do BTR, ΔT_{sol} e porcentagem em peso das fases formadas no processo de solidificação das zonas fundidas obtidas com os ensaios executados com o arame de Hastelloy C276 de acordo com o aumento da diluição obtidos por simulação para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm



Fonte: elaborado pela autora

Desta forma, vê-se que o comportamento apresentado na Figura 48 é endossado pela teoria demonstrada na Figura 49. De acordo com o aumento da diluição, há o aumento da quantidade de Fe na zona fundida e, por ser um elemento estabilizador da fase sigma, há o aumento da formação dessa fase no processo de solidificação, aumentando o BTR e o ΔT . Em suma, a simulação prevê que o aumento da diluição na soldagem dissimilar entre a liga Hastelloy C276 e aços carbono é benéfico até certo ponto, em que uma possível formação de carbonetos ocorre em quantidade superior à de fases TCP (no caso, a fase sigma), e se torna deletério quando a quantidade dessas fases TCP são maiores que a quantidade de fases GCP (no caso, os carbonetos M₆C).

Figura 49. Projeção do líquido e caminho de solidificação da liga Hastelloy C276



Fonte: DUPONT *et al*, 2009

A Figura 50 mostra a relação entre a razão Fe/Mo e o BTR para zonas fundidas obtidas pela diluição do arame Hastelloy C276 em aços carbono ASTM A36 e AISI 1045. No caso da soldagem entre essa liga de níquel e os aços carbono, a razão Fe/Mo é basicamente controlada pela diluição: quanto maior a diluição, maior a entrada de ferro na Zona Fundida em decorrência do aumento da presença do metal base na composição da mesma, e menor a quantidade de Mo, uma vez que o Mo é proveniente do arame e com uma maior diluição também haverá uma menor

participação do metal de adição na Zona Fundida. Assim, quanto maior a diluição, maior será a razão Fe/Mo.

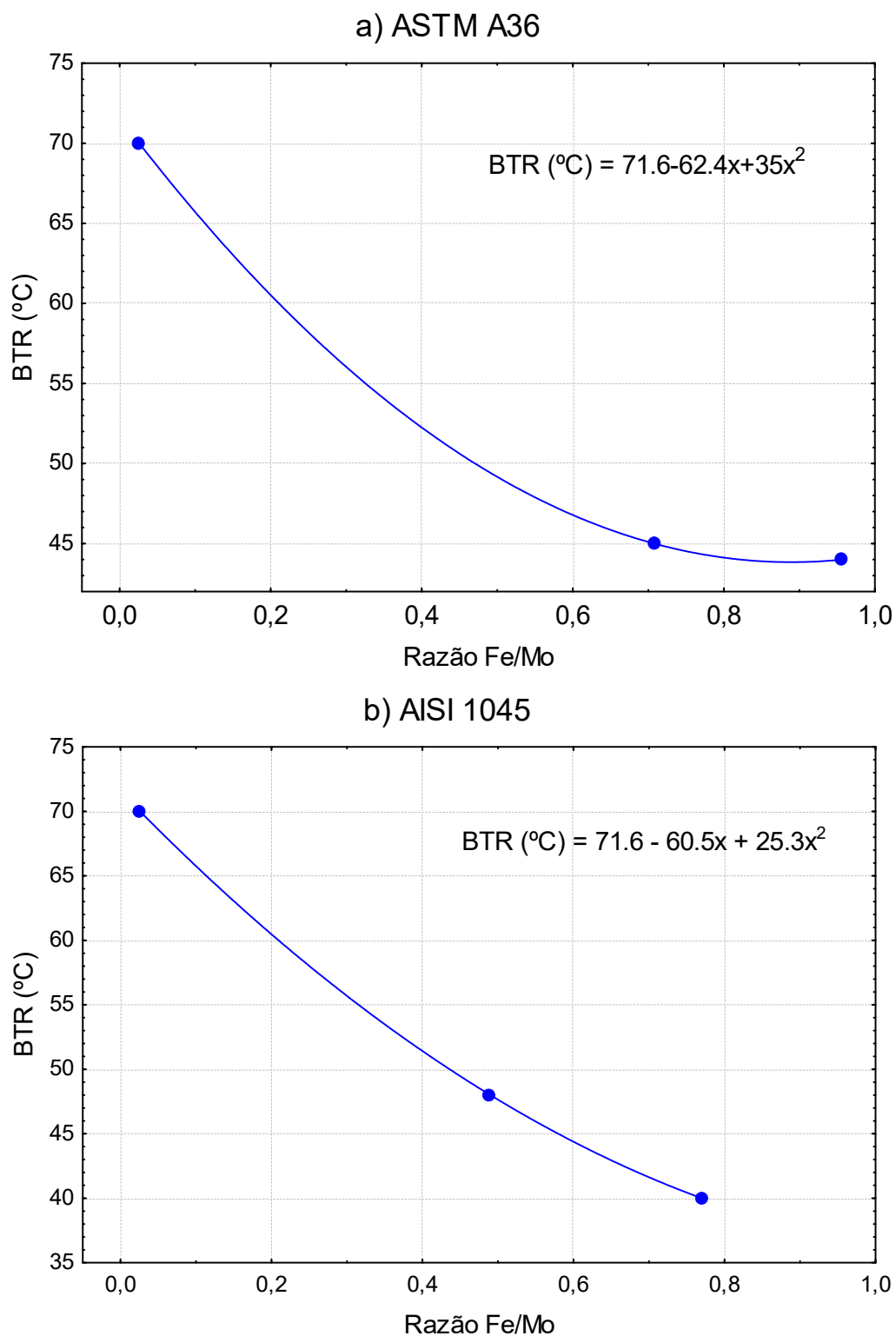
Pela Figura 50, quanto maior a razão Fe/Mo, menor o BTR, ou seja, quanto maior a concentração de Fe e menor a concentração de Mo devido a diluição, maior deverá ser a soldabilidade da liga, considerando-se baixos níveis de diluição. Todavia, como já visto nos gráficos mostrados na Figura 48, o aumento da diluição também provoca o aumento da fração de fase secundária ao final do processo de solidificação. Assim, nesse caso, a diminuição do BTR não necessariamente ocasionaria o aumento da soldabilidade, uma vez que com uma maior fração de fases secundárias formadas em decorrência do aumento da diluição, haverá maior quantidade de líquido remanescente ao final da solidificação, propiciando o aparecimento de trincas de solidificação. Nesse caso, a queda do BTR geraria uma redução da distância entre as isoterms formadas no cordão de solda, limitando a distância de propagação das trincas de solidificação, e, conseqüentemente, provocando uma queda no tamanho da maior trinca formada (MCL).

Já o aumento da porcentagem de fases secundárias formadas ao final da solidificação, que está diretamente ligado com a quantidade de líquido remanescente presente ao final da solidificação, ocasionaria um aumento da quantidade de trincas, provocando um aumento do TCL (soma do comprimento de todas as trincas formadas). No entanto, caso a quantidade de fases secundárias ao final da solidificação seja muito grande, é possível que esse aumento da quantidade de trincas seja ocultado pela ocorrência de efeitos como o *backfilling*, em que ocorre o preenchimento de trincas formadas pelo líquido remanescente ao final do processo de solidificação.

Os distintos metais base provocaram respostas diferentes na suavidade da queda da curva de acordo com o aumento da razão Fe/Mo. As equações polinomiais mostradas nos gráficos descrevem as curvas calculadas. O coeficiente do termo de segundo grau da parábola obtida com o metal base AISI 1045 é menor que o obtido com o metal base ASTM A36, sendo esses respectivamente iguais a 25,3 e 35. Isso indica que a curva relacionada ao aço carbono AISI 1045 é “menos fechada”, ou seja, sua variação é mais suave que a curva relacionada ao metal base ASTM A36. Desse modo, com o aumento da razão Fe/Mo – ou seja, com o aumento da diluição - a Zona

Fundida que possui a participação do aço ASTM A36 terá uma maior melhora em sua soldabilidade que aquela cujo metal base é o aço AISI 1045.

Figura 50. Relação entre a razão Fe/Mo e o BTR para zonas fundidas obtidas pela diluição de arame Hastelloy C276 em aços carbono a) ASTM A36 e b) AISI 1045

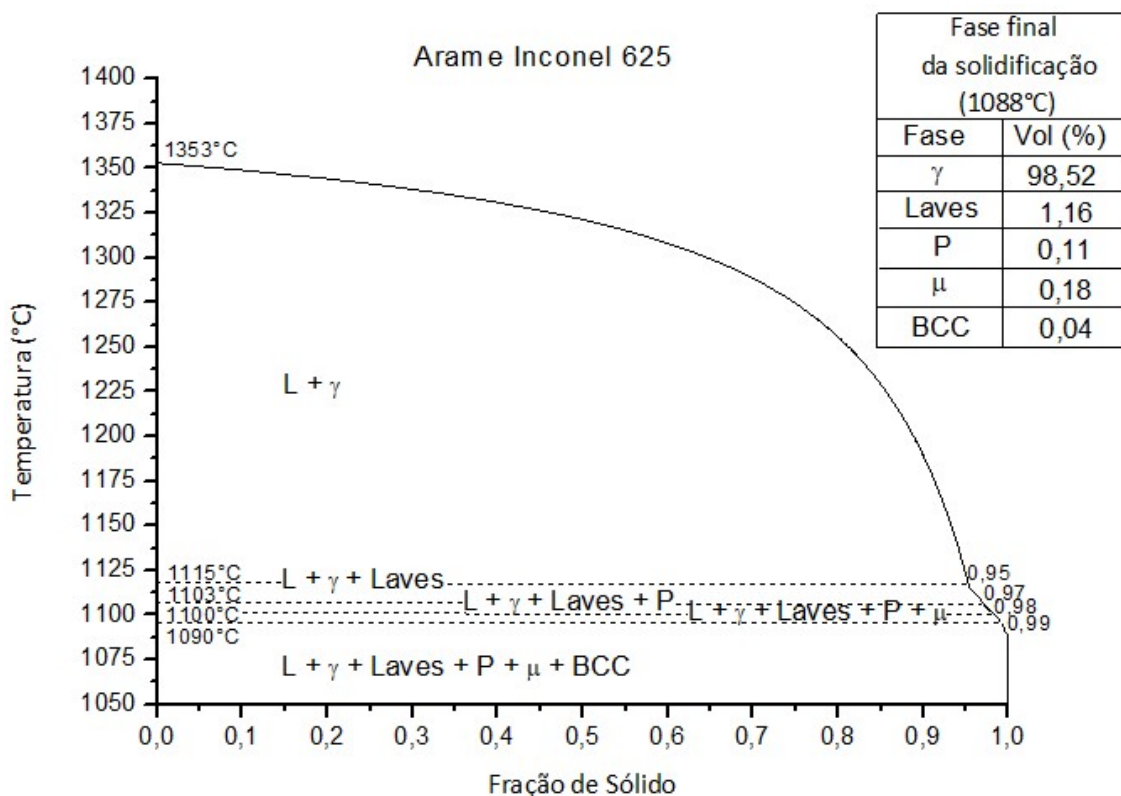


Fonte: elaborado pela autora

5.3.2. Resultados para a Liga Inconel 625

Na Figura 51, vemos a curva de Scheil obtida para o arame da liga de níquel Inconel 625. A solidificação é iniciada a aproximadamente 1.353°C, com a formação da primeira porção de fase γ -cfc, matriz do material. A primeira fase secundária a se formar é a fase Laves, por volta de 1.115°C e logo em seguida, há a formação de fase P, a 1.103°C, e a formação de fase μ , a 1100°C. A fase BCC é a última a precipitar, a 1.090°C. A solidificação é completada quando o material atinge 1.088°C. Segundo o software de simulação, não há a precipitação de carbonetos durante a solidificação do arame.

Figura 51. Curva de Scheil obtida por simulação a partir da composição do arame da liga de níquel Inconel 625



Fonte: elaborado pela autora

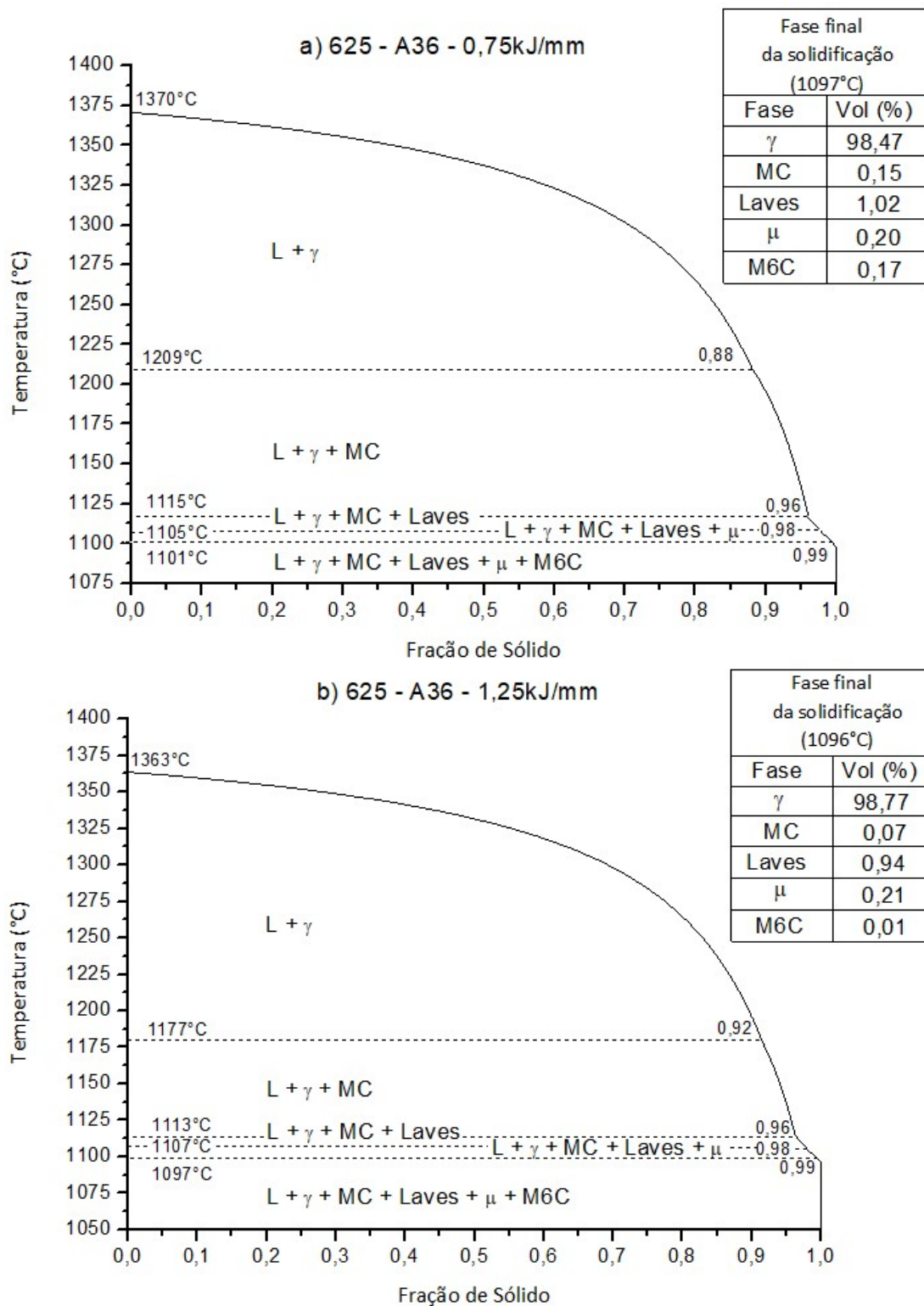
As curvas de Scheil a seguir pertencem as zonas fundidas obtidas com os ensaios Trans-Varestraint estão dispostas na Figura 52. Olhando superficialmente não é possível identificar uma grande diferença nas curvas. Todas elas precipitam as mesmas fases: a matriz γ (austenita CFC) e as fases secundárias MC, Laves, μ e M6C, na mesma ordem de solidificação. Diferente do arame puro, as zonas fundidas

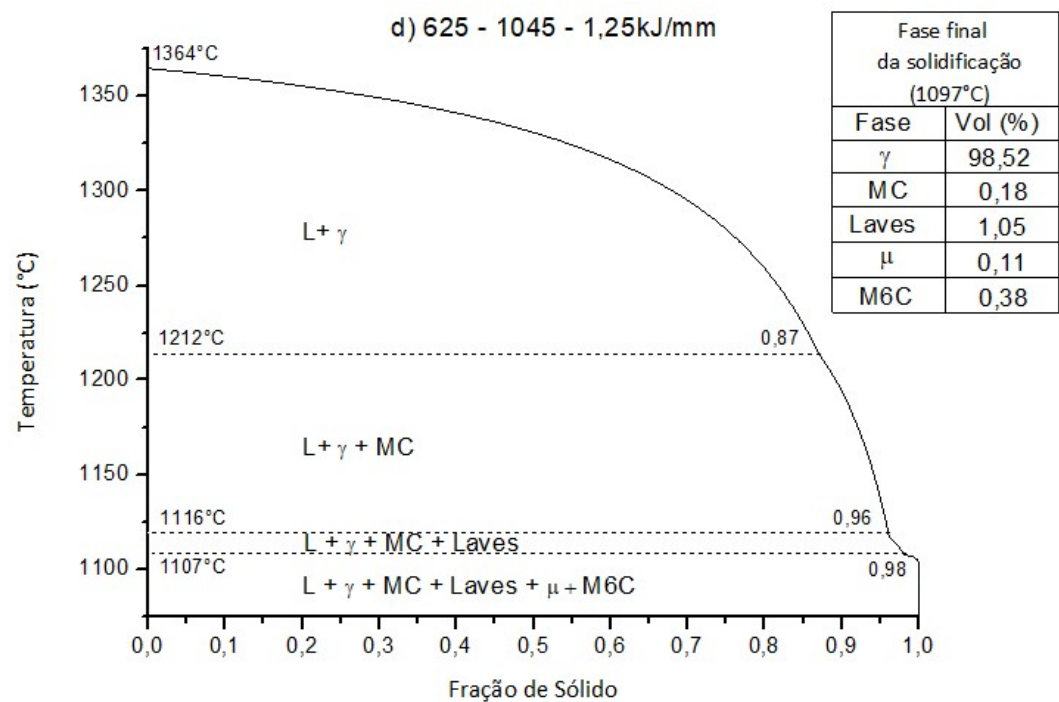
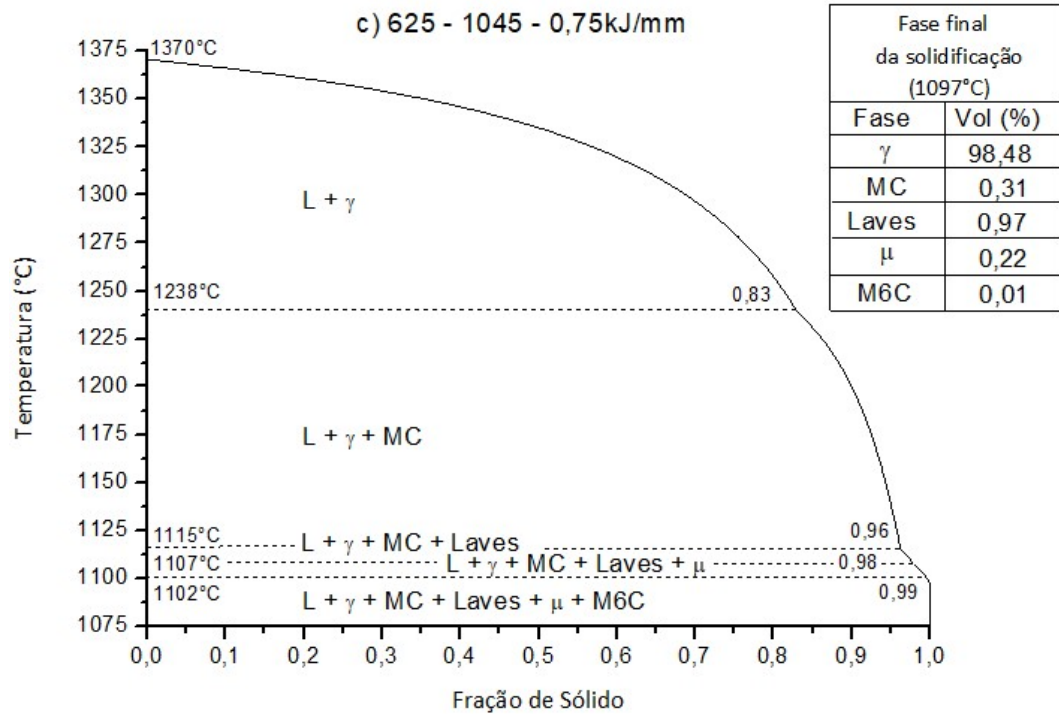
obtidas não precipitam a fase secundária do tipo P, porém, todas elas possuem como constituinte rico em Mo, a fase μ , que possui uma composição muito parecida com a composição da fase P (RAGHAVAN *et al*, 1982).

A Tabela 14 mostra dados mais precisos da porcentagem de cada fase formada no final do processo de solidificação das zonas fundidas estudadas neste capítulo. A fase Laves é uma fase TCP que aumenta suscetibilidade à formação de trincas de solidificação. Ela é muito estudada na solidificação da liga Inconel 625, onde suprime a precipitação da fase γ'' - Ni_3Nb quando há a presença de elementos como Fe, Si e Mo na composição do material sendo com frequência apontada como causa da fragilização da liga (DUPONT *et al*, 2009).

A zona fundida que apresentou maior quantidade de fase Laves, segundo a simulação, foi a composta por Inconel 625 e aço AISI 1045, soldada com energia igual a 1,25kJ/mm, em que a porcentagem de fase Laves foi de 1,05%. Já a zona fundida com menor percentual de fase Laves foi a composta por Inconel 625 e aço ASTM A36, soldado com energia igual à 1,25kJ/mm, em que a porcentagem de fase Laves foi de 0,94%. Ou seja, a diferença entre a maior quantidade de fase de laves e a menor quantidade de fase Laves presentes em zonas fundidas obtidas com o experimento é de 0,11%, uma quantidade muito pequena para apresentar alguma relevância em termos de resultado prático. A presença de Fe promove a formação de fase Laves de acordo com DUPONT *et al*, (1998B), porém, como há pouca diluição essa variação de Fe que seria proveniente da mudança de metal base não é grande o suficiente para provocar muita diferença na porcentagem deste precipitado no final da solidificação.

Figura 52. Curvas de Scheil geradas partir da composição das zonas fundidas do corpo de prova soldado com arame Inconel 625 e deformação igual a 1% para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm





Fonte: elaborado pela autora

Tabela 14. Porcentagem de cada fase formada ao final da solidificação, diluição (d) e BTR para cada zona fundida obtida com ensaios realizados com arame de Inconel 625

Corpo de Prova	γ (%)	LAVES (%)	P (%)	μ (%)	MC (%)	M6C (%)	TOTAL (%)	d (%)	BTR (°C)
ARAME	98,52	1,16	0,11	0,18	0,04	0	1,49	-	158
625-A36-0,75-1%	98,47	1,02	0	0,20	0,15	0,17	1,53	7,5	163
625-A36-1,25-1%	98,72	0,94	0	0,21	0,07	0,06	1,28	3,8	164
625-1045-0,75-1%	98,48	0,97	0	0,22	0,31	0,34	1,85	8,7	155
625-1045-1,25-1%	98,52	1,05	0	0,11	0,18	0,56	1,89	4,7	152

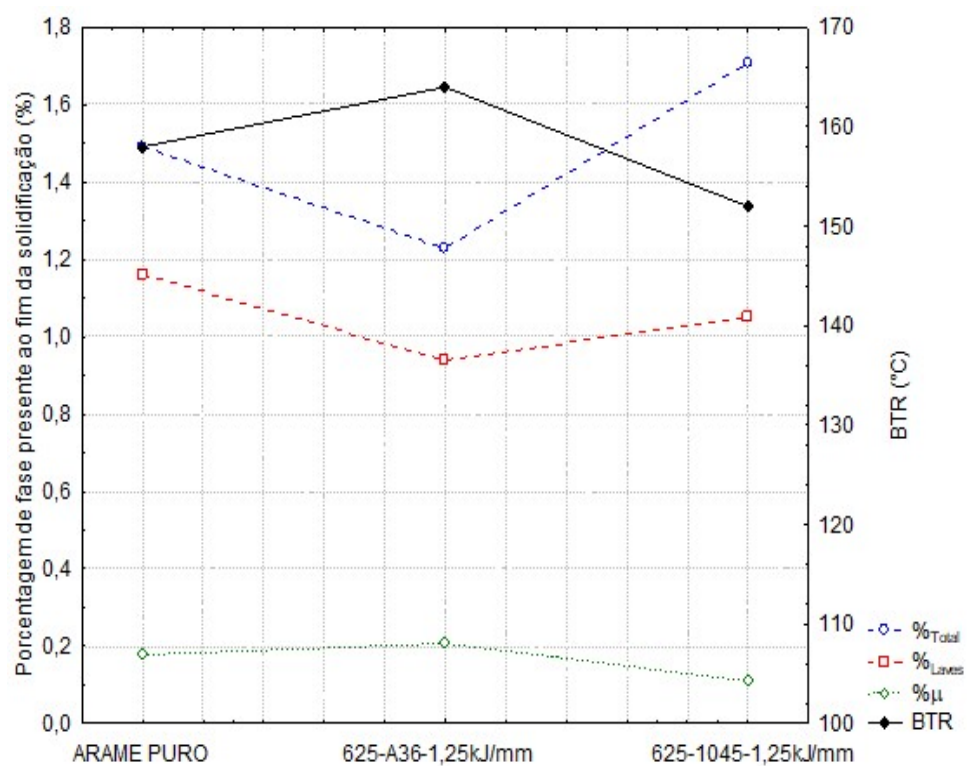
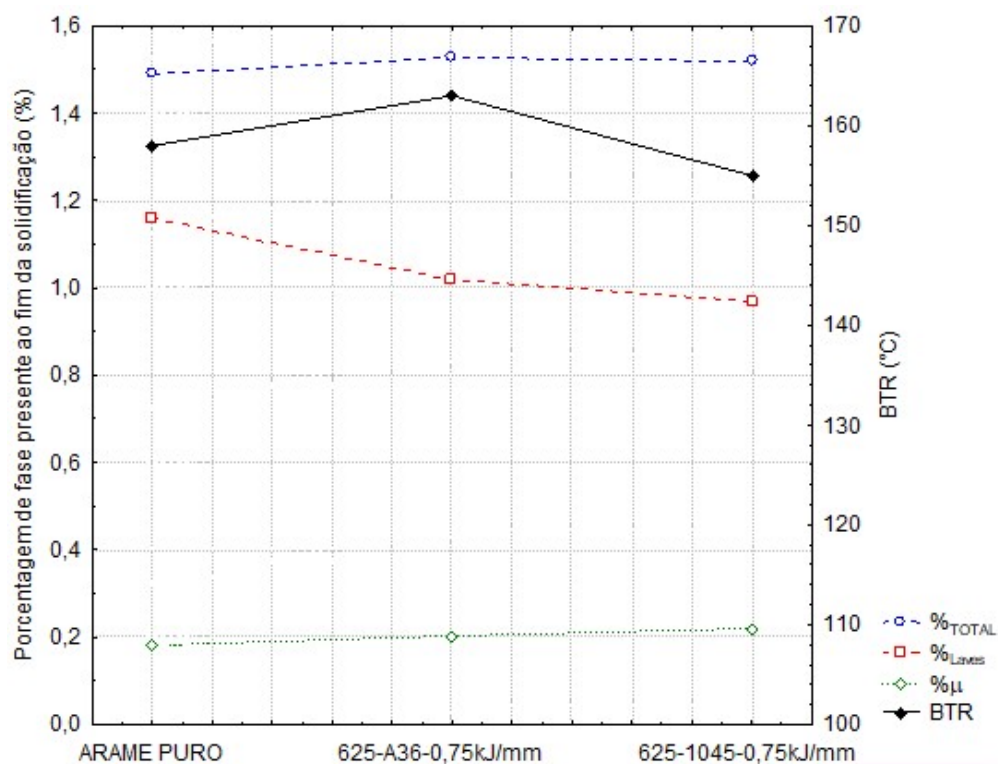
Fonte: elaborado pela autora

A Figura 53 mostra graficamente os dados mostrados na Tabela 14. Analisando a quantidade total de fases secundárias, também não se nota grande diferença entre os materiais estudados. A zona fundida que apresentou maior precipitação de fases secundárias foi a composta por Inconel 625 e aço AISI 1045, soldada com energia igual à 1,25kJ/mm, em que a porcentagem total de fases secundárias foi de 1,71%. Já a zona fundida que apresentou menor precipitação de fases secundárias foi a composta por Inconel 625 e aço ASTM A36, soldada com energia igual à 1,25kJ/mm, em que a porcentagem total de fases secundárias foi de 1,23%. A diferença entre esses dois extremos é de 0,55%, ou seja, uma diferença muito pequena.

Esses resultados endossam os resultados obtidos com os ensaios Trans-Varestraint. Como mostrado no capítulo anterior, não foi possível observar um padrão claro de comportamento nos distintos corpos de prova testados, ou seja, independentemente do metal base ou da energia de soldagem utilizados não houveram grandes disparidades nos comprimentos máximo das trincas (MCL) ou na soma dos comprimentos das trincas (TCL).

É possível observar pela análise da Tabela 14 que as zonas fundidas que possuem o aço A36 em sua composição possuem maior BTR, ou seja, possuem uma maior tendência a formar trincas de solidificação segundo esta variável. Olhando a porcentagem final de cada fase formada, vê-se que não há grande variação de porcentagem de fase Laves formada nos corpos de prova com aço A36 em comparação aos corpos de prova com aço AISI 1045. No entanto, a porcentagem de carbonetos formada nestes corpos de prova é consideravelmente menor que aqueles com metal base AISI 1045.

Figura 53. Fração de fase secundária formada ao final da solidificação em relação ao BTR da liga Inconel 625 pura e diluída em aço carbono ASTM A36 e AISI 1045



Fonte: elaborado pela autora

Na liga Inconel 625, o carbono e o níquel tendem a segregar fortemente para o líquido, assim, na solidificação há a formação de reações eutéticas envolvendo o carboneto NbC e/ou Ni_3Nb – sendo que esse último pode ser substituída pela fase Laves caso haja a presença de Fe, Si e Mo na composição como explicado anteriormente (DUPONT *et al*, 2009). Com a maior quantidade de C no metal base de aço AISI 1045 é natural que as zonas fundidas constituídas por esse material possuam também maiores quantidades de carbonetos em sua solidificação quando comparadas às zonas fundidas constituídas pelo aço ASTM A36. Como a formação de carbonetos NbC ocorrem em temperaturas mais altas, a sua formação em maiores quantidades tende a diminuir os valores de BTR e, conseqüentemente, diminuir a suscetibilidade à formação de trincas do material (DUPONT, 1996).

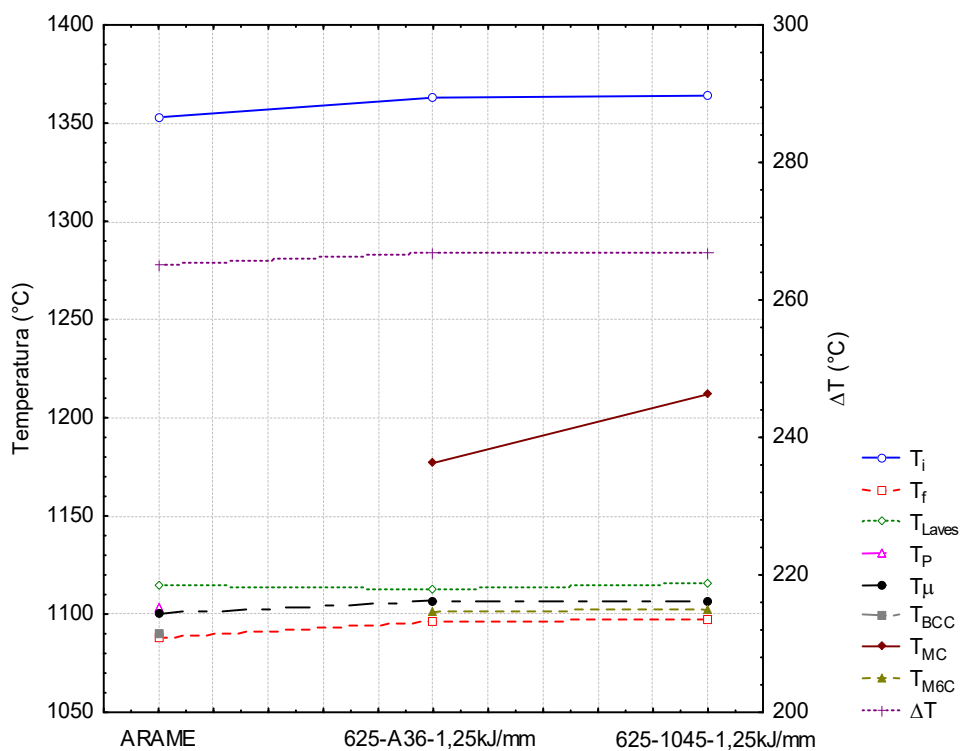
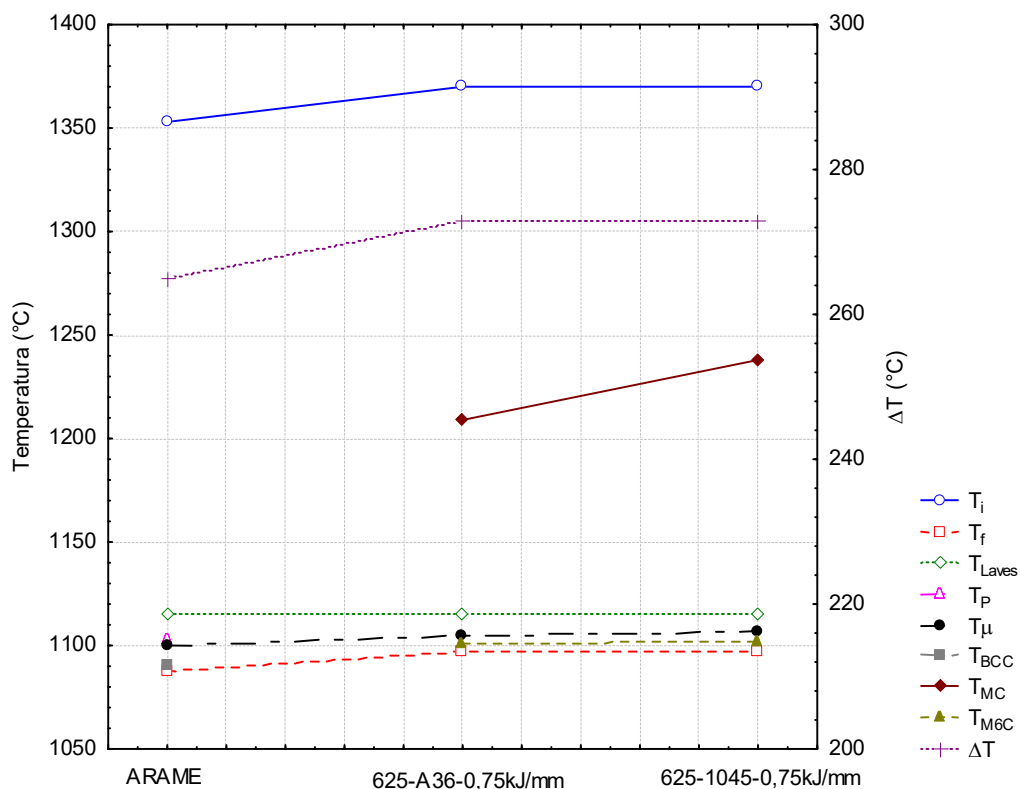
A Tabela 15 mostra a temperatura de formação das fases precipitadas no ensaio, a temperatura de início e final da solidificação e o intervalo de solidificação para cada zona fundida formada e a Figura 54 mostra a representação gráfica dos dados mostrados nessa tabela. No geral, a última fase a iniciar sua formação é o carboneto M6C, em torno de 1100°C. Em todas as zonas fundidas geradas com o arame de Inconel 625 não há uma grande disparidade na formação de fases secundárias, mais uma vez endossando os resultados equivalentes para todas as zonas fundidas obtidos com os ensaios Trans-Varestraint.

Tabela 15. Temperatura de precipitação de cada fase formada ao final da solidificação, temperaturas iniciais (Ti) e final (Tf) da solidificação e intervalo de solidificação ΔT_{sol} para cada zona fundida obtida com ensaios realizados com arame de Inconel 625

Corpo de Prova	γ (°C)	LAVES (°C)	P (°C)	μ (°C)	MC (°C)	M6C (°C)	Ti (°C)	Tf (°C)	ΔT_{sol} (°C)
ARAME	1353	1114	1103	1100	1090	-	1353	1088	265
625-A36-0,75-1%	1370	1115	-	1105	1209	1101	1370	1097	273
625-A36-1,25-1%	1363	1113	-	1103	1177	1097	1363	1096	267
625-1045-1,25-1%	1364	1116	-	1107	1212	1107	1364	1105	259
625-1045-0,75-1%	1370	1115	-	1107	1238	1102	1370	1097	273

Fonte: elaborado pela autora

Figura 54. Temperaturas de transformação e faixa de solidificação para liga Inconel 625 pura e diluída em aço carbono ASTM A36 e AISI 1045



Fonte: elaborado pela autora

Assim como nos estudos do arame Hastelloy C276, a diluição imposta ao sistema pela variação da energia de soldagem não foi suficiente para causar grandes mudanças na solidificação das zonas fundidas obtidas com a utilização do arame de Inconel 625. Desta forma, simulações variando a diluição de 1% até 40% foram feitas, afim de identificar quais consequências trariam o aumento da porcentagem de ferro e carbono na solidificação das zonas fundidas estudadas.

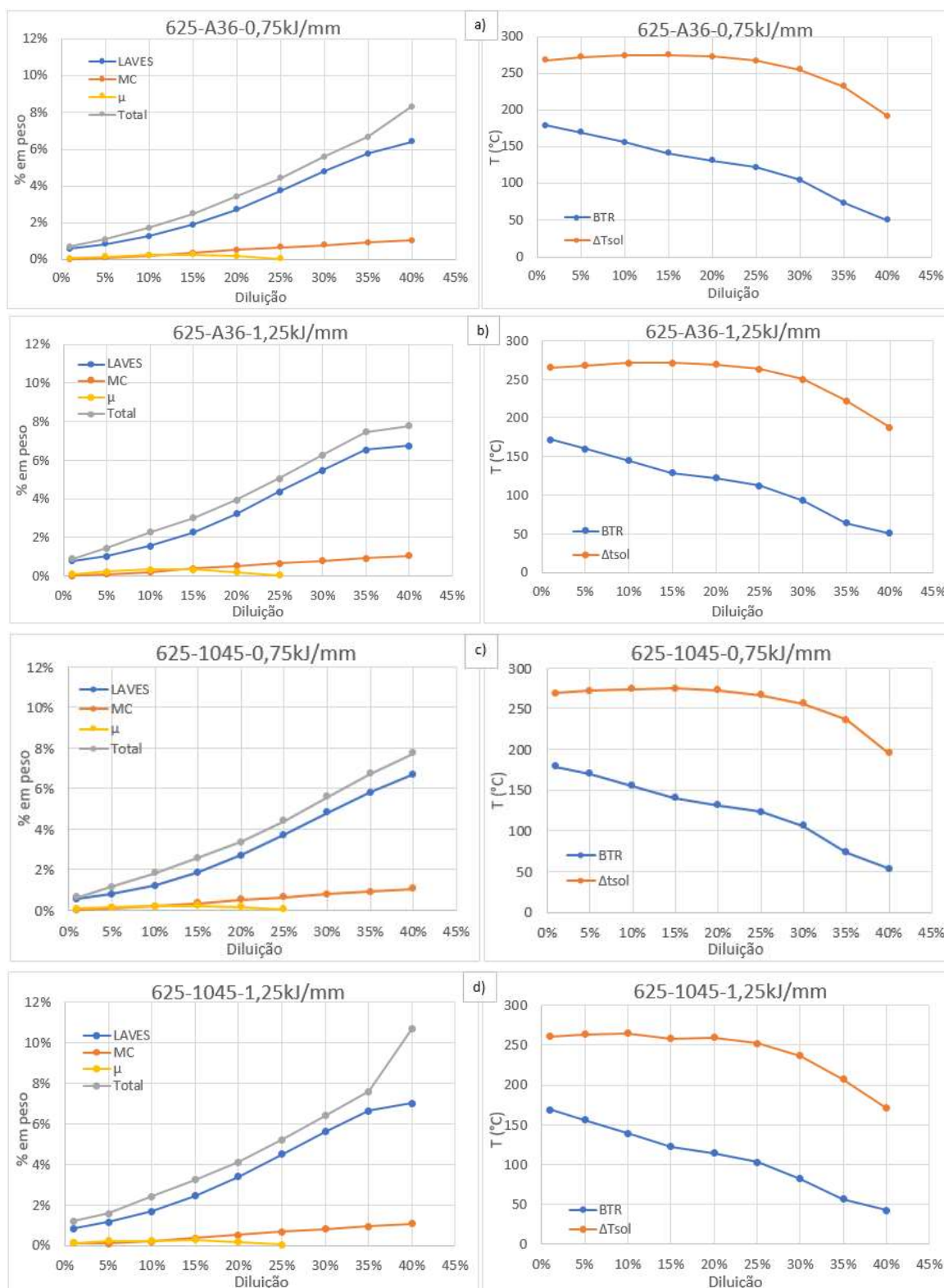
A Figura 55 mostra os resultados obtidos com a simulação. Vê-se que, com o aumento da diluição, ou seja, com maior participação do metal base na zona fundida, há um aumento da quantidade de fase secundária na zona fundida, mais especificamente de fase Laves. Há também uma diminuição do BTR, ou seja, uma tendência de queda da suscetibilidade à formação de trincas de solidificação. Durante todo o trabalho, foi explicitado que a presença de fase Laves provoca um aumento do BTR, aumentando consequentemente a suscetibilidade do material à formação de trincas de solidificação. Porém, na simulação observamos o efeito contrário: o aumento da diluição causa o aumento da porção de fase Laves formada, o que causa a queda do BTR. Esse comportamento contraditório pode, provavelmente, ser explicado a partir da análise do processo de microsegregação que ocorre na solidificação da zona fundida. Na solidificação da zona fundida ocorre o processo de microsegregação, que é a retenção ou expulsão de determinados elementos do sólido para o líquido, gerando ao final da solidificação uma porção de líquido concentrado em elementos de liga. Esse líquido concentrado se solidificará, formando então as fases secundárias. Para que ocorra a formação de fase Laves em ligas de níquel com adição de Nb o líquido deve possuir uma certa concentração de elementos como Fe, Cr, Si, Mo, e Nb (DUPONT *et al.*, 2008). Durante a solidificação o Fe tende a ser incorporado ao sólido ($k > 1$), porém, ao final da solidificação uma certa quantidade de Fe ainda estará presente na fase líquida. Em ligas com uma baixa concentração de ferro, a quantidade desse elemento na parte líquida, bem como de outros elementos como Mo e Nb, só se torna ótima para a formação da fase Laves ao final da solidificação. Assim, a formação de fase Laves só é possível com uma determinada quantidade de Fe presente no líquido remanescente ao final da solidificação, que na composição da liga pura – que possui baixa concentração de Fe - só é alcançada ao final da solidificação, em temperaturas mais baixas, causando então o aumento do BTR. Com o aumento da diluição há uma maior quantidade de

Fe disponível na Zona Fundida para a formação de fase Laves, então, o início da formação dessa fase se dá a temperaturas mais altas, diminuindo a faixa de solidificação e, conseqüentemente o BTR.

Por exemplo, na simulação da zona fundida constituída por Inconel 625 e aço ASTM A36 com 10% de diluição, o início da formação da fase Laves se deu a 1.118°C. Neste mesmo corpo de prova, porém com diluição igual a 35%, a formação de Laves ocorre a 1.224°C, ou seja, há um aumento de mais de 100°C na temperatura de precipitação de fase Laves, explicando, portanto, porque o aumento da presença dessa fase causou uma queda do intervalo de solidificação e, em consequência, do BTR.

De modo geral, com o aumento da diluição em todas as zonas fundidas pertencentes ao grupo soldado com a liga Inconel 625 há uma tendência de queda do BTR e ΔT_{sol} , o que pode, em teoria, implicar também em uma tendência de queda da suscetibilidade a formação de trincas de solidificação. Em todos os casos, a formação de fase μ ocorreu até a diluição de 25%. Houve a precipitação de carbonetos MC e Laves da mais baixa até a mais alta diluição, comportamento esperado, já que os elementos essenciais para a formação dessas fases (C e Fe respectivamente) estão presentes em abundância na zona fundida com o aumento da diluição.

Figura 55. Comportamento do BTR, ΔT_{sol} e porcentagem em peso das fases formadas no processo de solidificação das zonas fundidas obtidas com os ensaios executados com o arame de Inconel 625 de acordo com o aumento da diluição obtidos por simulação para a) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; b) metal base ASTM A36 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm; c) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 0,75kJ/mm; d) metal base AISI 1045 e energia de soldagem igual a 1,25kJ/mm



Fonte: elaborado pela autora

5.3.3. Comparação entre as ligas Hastelloy C276 e Inconel 625

Um importante resultado obtido através da simulação da solidificação das zonas fundidas é o BTR. Como já discutido, o BTR – ou *brittlemet temperature range*, é o intervalo de temperatura em que o material estudado estará sujeito à formação de trincas de solidificação. Desta forma, com base na literatura (KOU, 2003; LIPPOLD et al, 2009; SANTILLANA et al, 2013;), quanto maior o BTR, maior será a suscetibilidade do material a sofrer trincas de solidificação, caso haja a introdução de alguma tensão ao material durante o processo de resfriamento do mesmo. A Tabela 16 mostra uma comparação dos BTR obtidos por simulação da solidificação das zonas fundidas obtidas pela soldagem com os arames Hastelloy C276 e Inconel 625. Os valores de BTR para a liga Inconel 625 são cerca de 3 vezes os valores obtidos para a liga Hastelloy C276, ou seja, teoricamente, as zonas fundidas que são compostas pela liga Inconel 625 são mais suscetíveis a formação de trincas de solidificação que as compostas por Hastelloy C276. No entanto, como já visto anteriormente, os ensaios Trans-Varestraint apontam um outro resultado, sendo o conjunto composto pela liga Hastelloy C276 e o aço carbono AISI 1045 o que apresentou uma aparição mais severa de trincas de solidificação durante os ensaios.

Tabela 16. Brittlemet Temperature Range (BTR) para os corpos de prova compostos por Inconel 625 e Hastelloy C276

Corpo de Prova	BTR
625-1045-1,25kJ/mm	152 °C
625-1045-0,75kJ/mm	155 °C
625-A36-0,75kJ/mm	163 °C
625-A36-1,25kJ/mm	164 °C
C276-A36-0,75kJ/mm	44 °C
C276-1045-0,75kJ/mm	40 °C
C276-A36-1,25kJ/mm	45 °C
C276-1045-1,25kJ/mm	48 °C

Fonte: elaborado pela autora

Esse comportamento que a liga Inconel 625 apresenta ao ser testada em ensaios Trans-Varestraint foi anteriormente/previamente reportado na literatura por LIPPOLD *et al.* (2008). De maneira simplificada, as trincas de solidificação são formadas em decorrência de filmes líquidos presentes ao final da solidificação na

região interdentrítica ou na região de contorno de grão, que não conseguem suportar possíveis tensões impostas ao material e acabam por se romper, formando as trincas de solidificação. Se ao final da solidificação essa porção de líquido remanescente – que inicialmente foi uma das causadoras da formação da trinca – for grande o suficiente, ele promoverá o preenchimento das trincas formadas, uma espécie de “cura” da trinca. Esse fenômeno é denominado *backfilling*, e, segundo LIPPOLD *et al* (2008), em condições normais de soldagem ele é eficiente em reduzir a suscetibilidade a formação de trincas de solidificação, pois, nessas condições as tensões presentes na zona fundida durante a solidificação são bem menores que aquelas aplicadas pelo ensaio Trans-Varestraint, gerando portanto, trincas bem menores – e mais fáceis de serem preenchidas - que aquelas formadas no ensaio Trans-Varestraint.

O efeito do *backfilling* no ensaio Trans-Varestraint pode, portanto, ter reduzido a quantidade de trincas formadas, bem como o seu comprimento, para a liga de níquel Inconel 625, principalmente se os ensaios forem conduzidos sobre deformações baixas ou moderadas, em que trincas menores se formam.

5.4. Microscopia

A utilização de técnicas de microscopia se mostraram indispensáveis para que fosse possível confirmar os resultados obtidos com a simulação e elucidar os resultados dos ensaios Trans-Varestraint. A identificação das fases formadas, a orientação cristalográfica dos grãos próximos à formação das trincas e o estudo da superfície de fratura auxiliam no entendimento de todos os eventos que ocorreram durante a solidificação e sua influência na formação das trincas aqui estudadas.

5.4.1. Análise microscópica da liga Hastelloy C276

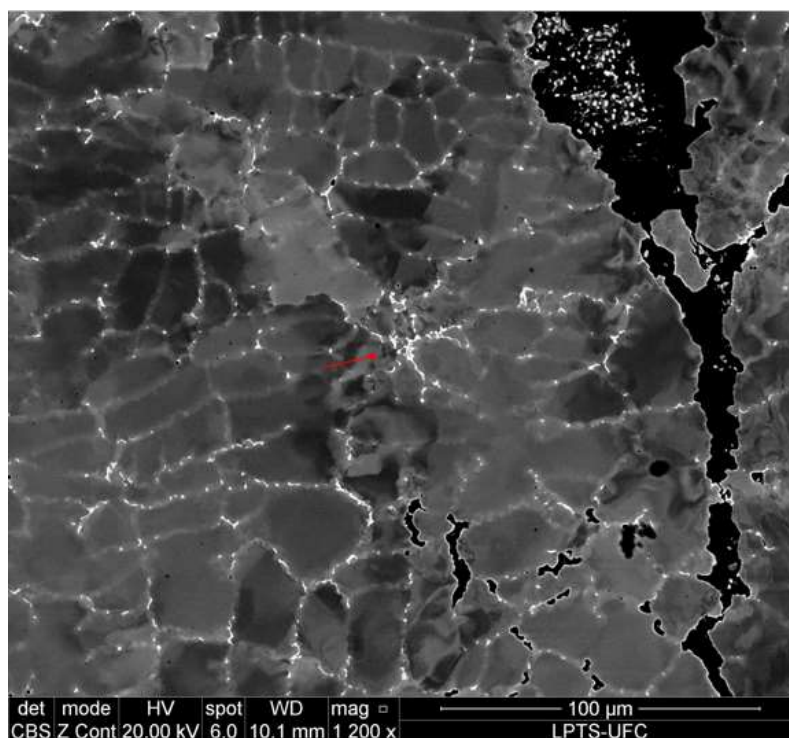
5.4.1.1. Liga a base de níquel Hastelloy C276 + Aço carbono ASTM A36

A Figura 56 mostra o corte transversal da zona fundida de um corpo de prova com metal base de aço carbono ASTM A36 e arame de liga de níquel Hastelloy C276. Há pouca presença de precipitados, sendo que esses apresentam-se de forma

dispersa na matriz. Na Figura 56 o maior precipitado encontrado na matriz está destacado por uma seta vermelha.

Não há indícios de *backfilling* e os precipitados se encontram dispersos nos contornos de grão. Não há precipitados de tamanho grande. É possível observar a presença de pequenos vazios ou poros, dispersos na zona fundida e a uma distância considerável da trinca observada. Esses vazios são chamados de *shrinkage porosity*, defeitos muito comuns no processo de fundição e também se fazem presentes na solidificação das zonas fundidas no processo de soldagem. A zona fundida não se solidifica uniformemente em toda a sua extensão: diferentes partes se solidificam em diferentes momentos do processo de solidificação. As zonas que se solidificam primeiro tendem a se contrair, gerando um vácuo local, que se não for preenchido por algum suprimento extra de líquido, irá permanecer no material em forma de poros, a *shrinkage porosity* (SUTARIA *et al*, 2011).

Figura 56. Precipitados encontrados nos corpos de prova compostos por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono ASTM A36. A seta vermelha indica o maior precipitado encontrado na matriz



Fonte: elaborado pela autora

As composições químicas quantitativas dos precipitados e da matriz estão dispostas na Tabela 17. Analisando o molibdênio, vê-se que a concentração desse elemento é cerca de 3 vezes maior no precipitado do que na matriz. Além disso, a

concentração de molibdênio na matriz é inferior ao disposto na composição nominal do arame disponível no Anexo I (15,24%), mostrando então que a matriz na vizinhança da precipitação da fase estudada está empobrecida deste elemento de liga.

A concentração de Ni e Fe é maior na matriz que na fase secundária, porém todos os outros elementos estão presentes nas duas fases em quantidades similares. Pela quantidade de Mo, pode-se indicar que possivelmente essa fase é do tipo P, μ ou σ . No entanto, pela grande similaridade de composições entre essas fases não é possível dizer de forma acurada qual das duas fases se encontra na zona fundida apenas com técnica de microanálise química utilizada - EDS.

Tabela 17. Composição dos precipitados e matriz encontrados no corte transversal das trincas

Elemento	Precipitado (%p)	Matriz (%p)
Cr	16,54	15,37
Mn	0,58	0,4
Fe	9,88	13,9
Ni	36,62	57,67
Mo	32,19	9,62
W	4,33	3,43

Fonte: elaborado pela autora

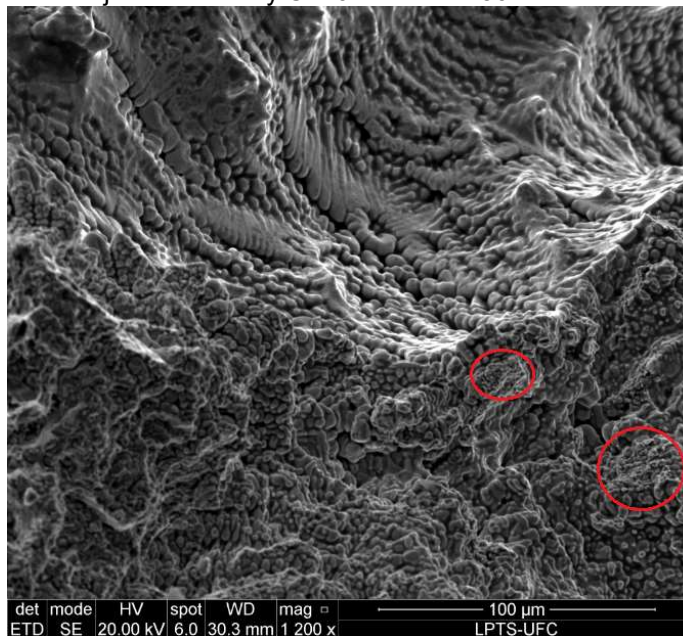
A topografia das trincas formadas no ensaio Trans-Varestraint também foi analisada e está disposta na Figura 57. A alta distância de trabalho (WD) é utilizada afim de permitir que regiões com diferentes alturas sejam focalizadas ao mesmo tempo, sendo muito utilizada para análise de superfícies de fratura.

A fractografia mostra uma morfologia dendrítica, que é característica das trincas de solidificação. Também há a presença de alguns precipitados formando pequenas colônias, indicados por círculos vermelhos.

Em uma maior magnificação, identifica-se com clareza a precipitação de duas fases distintas na superfície do material, como mostra a Figura 58, feita com a utilização do contraste de composição (*Z contrast*), que identifica fases com maior número atômico médio em uma escala mais clara da cor cinza. Utilizando a técnica de microanálise química EDS é possível observar que há um enriquecimento de molibdênio e tungstênio na fase mais clara, enquanto a fase mais escura há uma maior

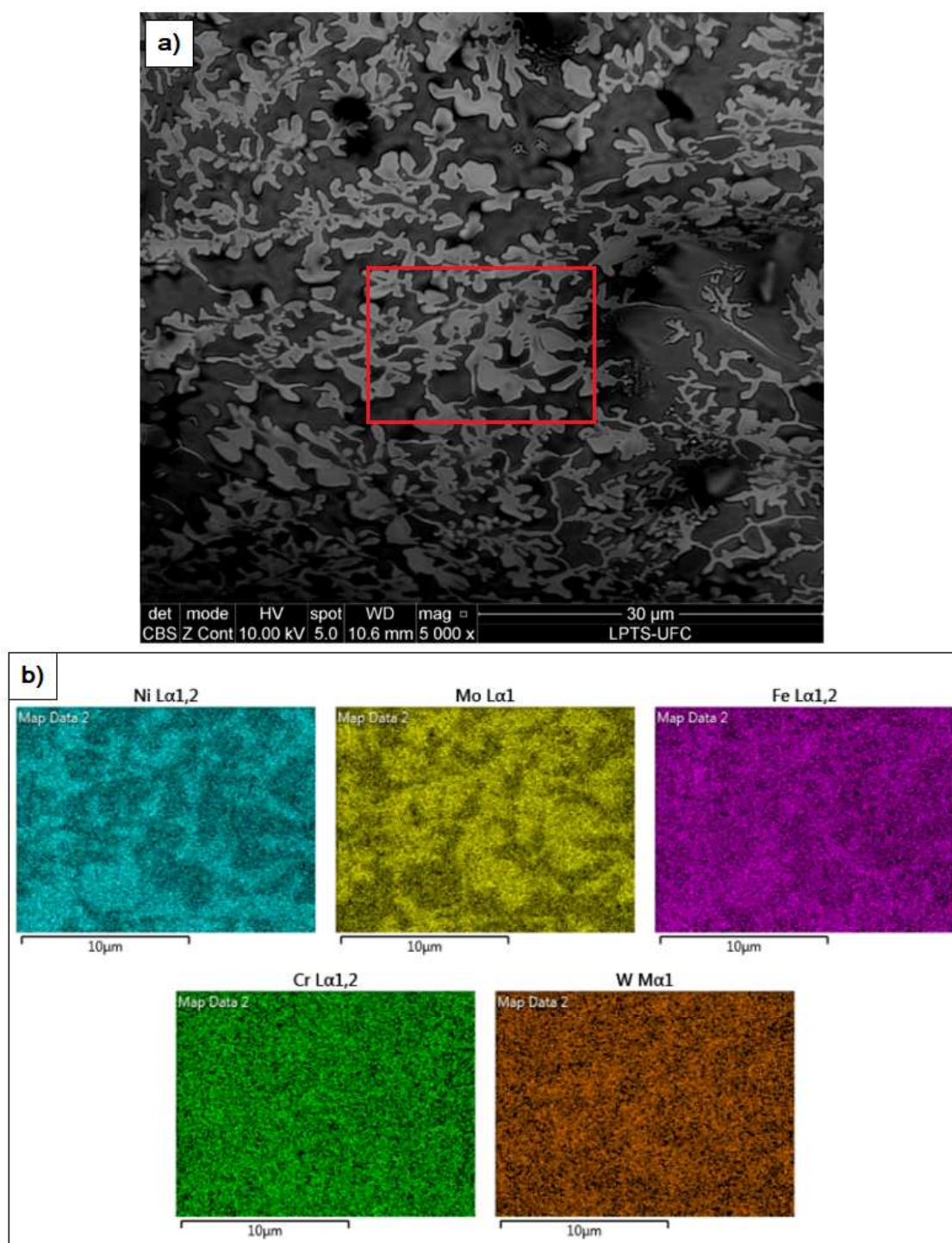
concentração de níquel e ferro. O cromo possui uma dispersão homogênea em toda a superfície.

Figura 57. Fractografia do conjunto Hastelloy C276 + ASTM A36



Fonte: elaborado pela autora

Figura 58. Superfície das trincas encontradas no ensaio realizado com Hastelloy C276 + ASTM A36, sendo a) Identificação de duas fases distintas pelo contraste de composição. O quadro vermelho indica a área estudada pelo mapeamento EDS; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, esclarecendo que a fase mais clara é rica em Mo e a mais escura é rica em Ni



Fonte: elaborado pela autora

Uma análise mais específica das fases indica que elas possuem as composições indicadas na Tabela 18. Ambas fases se encontram enriquecidas, possuindo uma composição com maior quantidade de elementos de liga que o arame

puro de Hastelloy C276. A composição do arame utilizado na soldagem está disponível no Anexo I.

Tabela 18. Composição das distintas fases encontradas na superfície da trinca do corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%

Elemento	Fase Clara (%p)	Fase Escura (%p)
Cr	14,67 ± 0,23	15,86 ± 0,56
Fe	6,20 ± 0,34	9,55 ± 0,24
Ni	27,38 ± 1,36	50,11 ± 0,80
Mo	46,43 ± 1,42	21,45 ± 0,39
W	5,32 ± 0,24	2,77 ± 0,28

Fonte: elaborado pela autora

A quantidade de Mo no arame não diluído é de 15,24%, ou seja, a fase clara possui mais que o dobro de molibdênio que a composição nominal do arame. Já a fase escura possui uma quantidade de molibdênio 50% superior ao arame utilizado. Esses dados indicam com clareza o alto enriquecimento da superfície das trincas.

Esse fenômeno pode ser explicado ao analisarmos o processo de solidificação. Fases secundárias se formam quando a solubilidade da parte sólida do material atingiu seu máximo, isso é, quando a fase primária do material (γ , no caso das ligas de níquel) não consegue mais acomodar outros elementos de liga em sua estrutura. Assim, os elementos de liga que possuem tendência a segregar para o líquido ($k < 1$) são expulsos do sólido para o líquido, fazendo com que esse último esteja bastante enriquecido ao final da solidificação. De tal modo, o líquido que está mais termodinamicamente e estruturalmente capaz de absorver essa alta concentração de elementos de liga, permite a formação de outras fases distintas da fase primária: as fases secundárias (HEADLEY *et al*, 1986). No ensaio Trans-Varestraint há a indução da formação das trincas de solidificação, ou seja, essa região de líquido remanescente, rica em elementos de liga, não consegue absorver as tensões impostas pelo ensaio e as trincas são formadas. Ao formar as trincas, o restante de porção líquida continua a se solidificar, excluindo cada vez mais o líquido enriquecido para a superfície do material. Logo, no fim da solidificação haverá uma porção líquida supersaturada, com uma quantidade de elementos de liga superior ao interior do material molhando a superfície das dendritas que se desenvolveram após a formação da trinca. Esse líquido supersaturado é responsável pela formação do

último sólido a se formar no processo de solidificação, o que promove uma mudança das transformações de fases, favorecendo as reações eutéticas do tipo γ + fase secundária, como previsto pelo diagrama de Scheil.

5.4.1.2. *Liga a base de níquel Hastelloy C276 + Aço carbono AISI 1045*

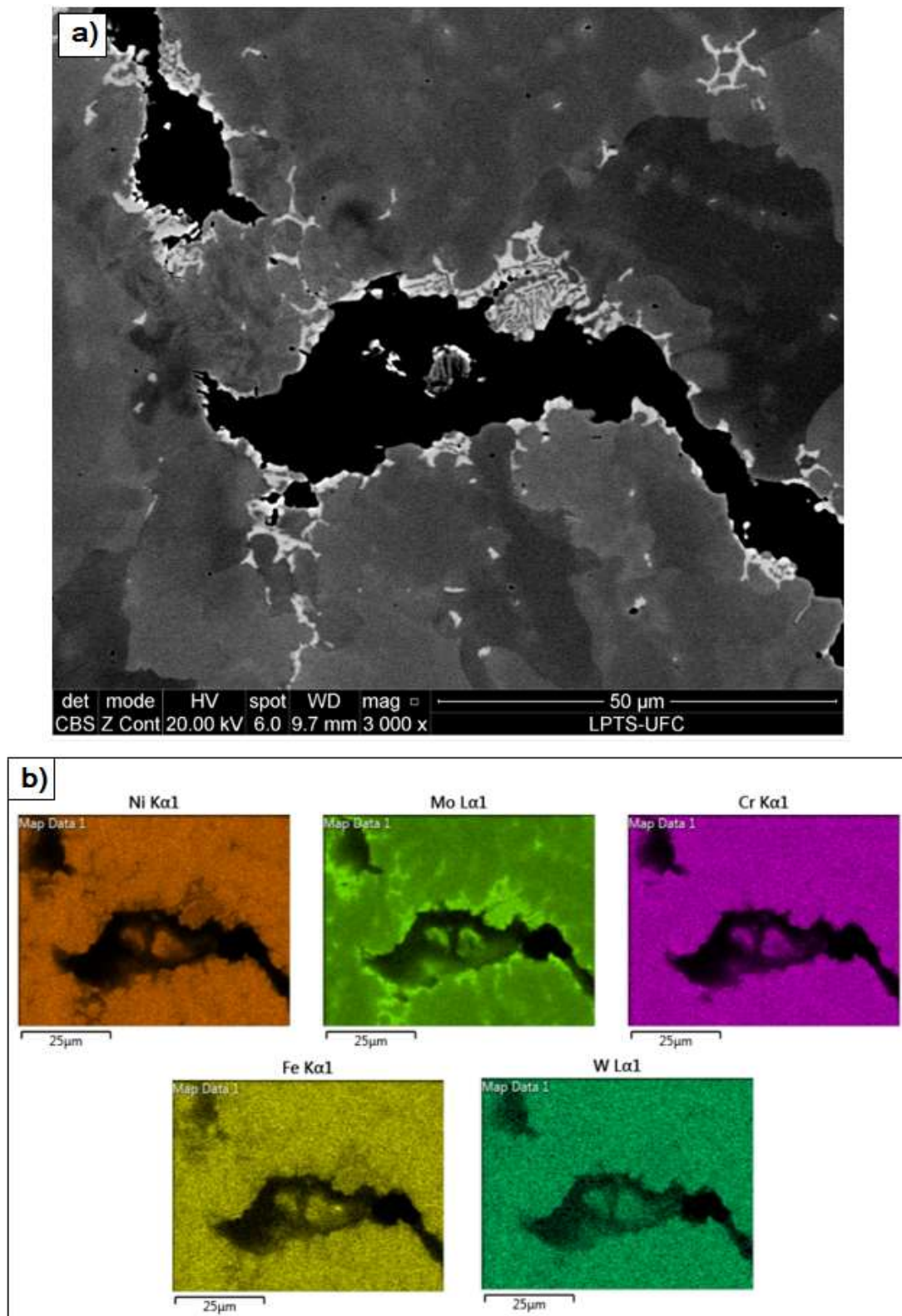
A Figura 59 mostra uma área de trincas presente no corpo de prova composto pela liga de níquel Hastelloy C276 e o aço carbono AISI 1045. Na imagem vemos precipitados com formato eutético característico de fases secundárias TCP.

Diferente do corpo de prova composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono ASTM A36, neste é possível observar fases de maior tamanho, provavelmente resultado da maior quantidade de fases precipitadas. Os resultados obtidos pelo ensaio Trans-Varestraint mostram que a interação do arame de Hastelloy C276 e o aço AISI 1045 resulta em uma zona fundida mais suscetível à formação de trincas de solidificação que todas as outras estudadas. A maior quantidade de precipitados formado na Zona Fundida e seu maior tamanho em relação aos precipitados encontrados no conjunto estudado na sessão anterior, podem ser uma explicação para tal comportamento. Como já discutido aqui algumas vezes, fases TCP aumentam a suscetibilidade à formação de trincas de solidificação, pois essas possuem uma temperatura de solidificação mais baixa que a matriz, permitindo então a formação de filmes líquidos que não conseguem absorver as possíveis tensões impostas ao material, provocando assim a formação das trincas.

A avaliação qualitativa da composição da fase mostra que essa é rica em molibdênio, com menor concentração de Ni e Fe que a matriz. Cr e W se encontram dispersos na matriz de forma homogênea.

Mais uma vez, apenas pela técnica EDS não é possível identificar com certeza qual é a fase presente, porém, de acordo com a literatura, é possível que se trate da fase P, μ ou σ .

Figura 59. Análise de precipitados encontrado próximo a região de trincas em corte transversal de corpo de prova composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% onde a) Identificação de duas fases distintas pelo contraste de composição; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, mostrando que a fase mais clara é rica em Mo



Fonte: elaborado pela autora

A composição da matriz e do precipitado estão dispostos na Tabela 19. Note que o precipitado é rico em molibdênio, enquanto a matriz possui uma concentração de molibdênio próxima àquela que contém o arame de Hastelloy C276 utilizado na soldagem do conjunto, que é de aproximadamente 15,24%, segundo o datasheet apresentado no ANEXO A. O precipitado também é rico em tungstênio, possuindo quase o dobro da concentração desse elemento quando comparado à concentração da matriz. A matriz está mais concentrada em Ni que o precipitado, porém os demais elementos, que não Mo e W, estão dispersos de maneira quase homogênea entre as duas fases. Mesmo com a composição quantitativa não é possível especificar qual fase está presente na zona fundida.

Tabela 19. Composição das distintas fases encontradas na superfície da trinca do corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%

Elemento	Precipitado (%P)	Matriz (%P)
Cr	16,6 ± 0,35	16,76 ± 0,09
Mn	0,49 ± 0,07	0,59 ± 0,03
Fe	5,43 ± 0,35	8,45 ± 0,01
Ni	33,48 ± 2,77	56,49 ± 0,21
Mo	38,38 ± 2,95	14,25 ± 0,25
W	5,58 ± 0,57	3,46 ± 0,046

Fonte: elaborado pela autora

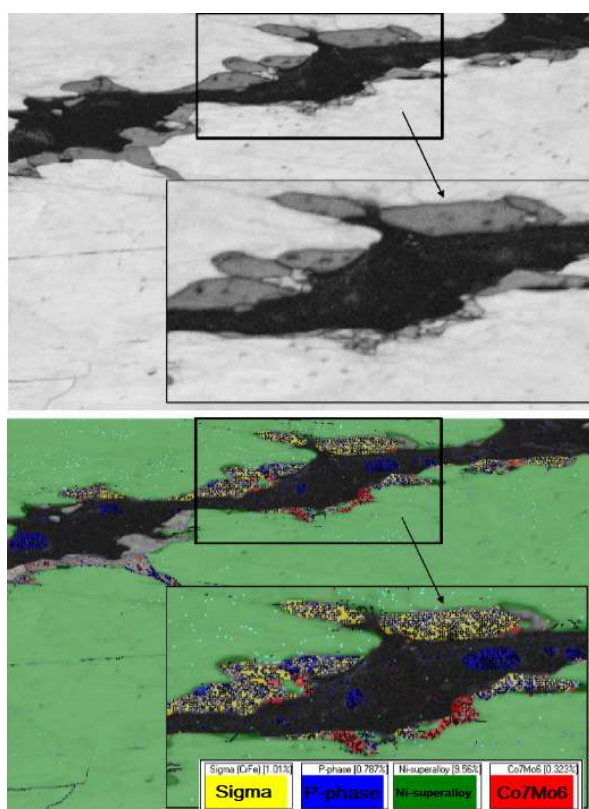
Para esclarecer qual fase está presente na microestrutura da amostra, foram realizados ensaios EBSD. O mapa encontrado está na Figura 60. O ensaio revelou que as fases formadas durante a solidificação são um conjunto de fase μ , σ e P. As fases estão dispostas de forma alternada, com maior precipitação próximo à região de trincas.

A quantidade de fase secundária dispersa na matriz austenítica no corpo de prova que contém aço AISI 1045 é superior àquele presente nos corpos de prova que utilizaram aço ASTM A36. Nos corpos de prova com aço AISI 1045 há a formação de fases maiores próximas a região das trincas, o que causa uma maior fragilização do material nessas áreas, aumentando sua suscetibilidade à formação de trincas de solidificação.

A Figura 61 mostra uma comparação entre os dois corpos de prova soldados com metal de adição Hastelloy C276. Note que, mesmo em maior magnificação, é difícil identificar os precipitados dispersos na matriz do corpo de prova

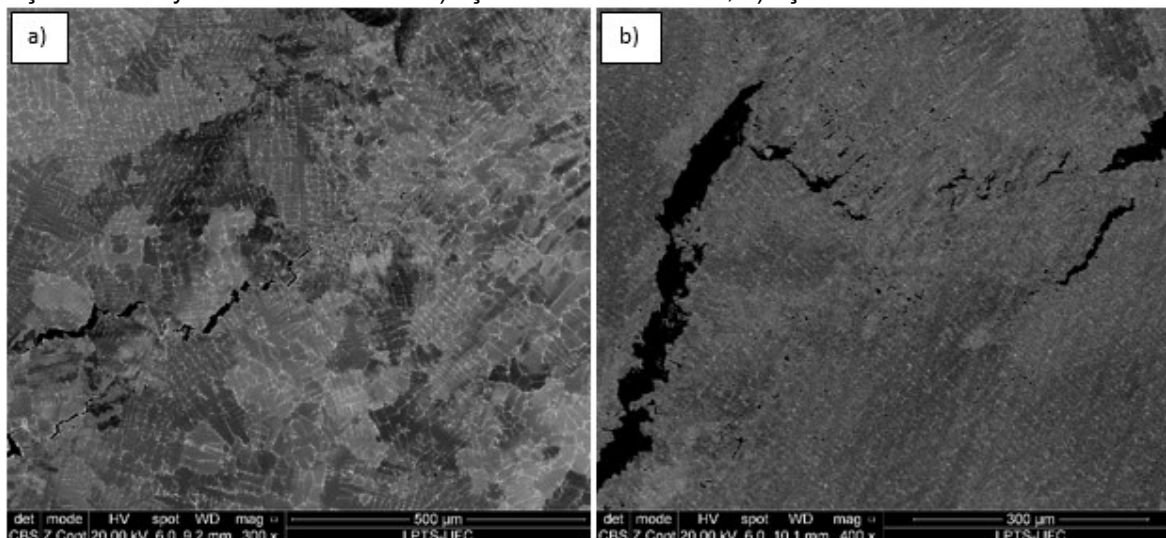
com metal base de aço ASTM A36. Em conclusão, é possível dizer que a maior quantidade de precipitados presente no corpo de prova fabricado com aço AISI 1045 em relação ao aço ASTM A36 pode ser um dos fatores causadores da maior suscetibilidade a formação de trincas de solidificação desse corpo de prova mostrada com os ensaios Trans-Varestraint.

Figura 60. Fases encontradas no corpo de prova composto por arame Hastelloy C276 + AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% pelo ensaio EBSD



Fonte: elaborado pela autora

Figura 61. Comparação da dispersão de precipitados nas zonas fundidas compostas por metal de adição Hastelloy C276 e metal base a) aço carbono AISI 1045; b) aço carbono ASTM A36



Fonte: elaborado pela autora

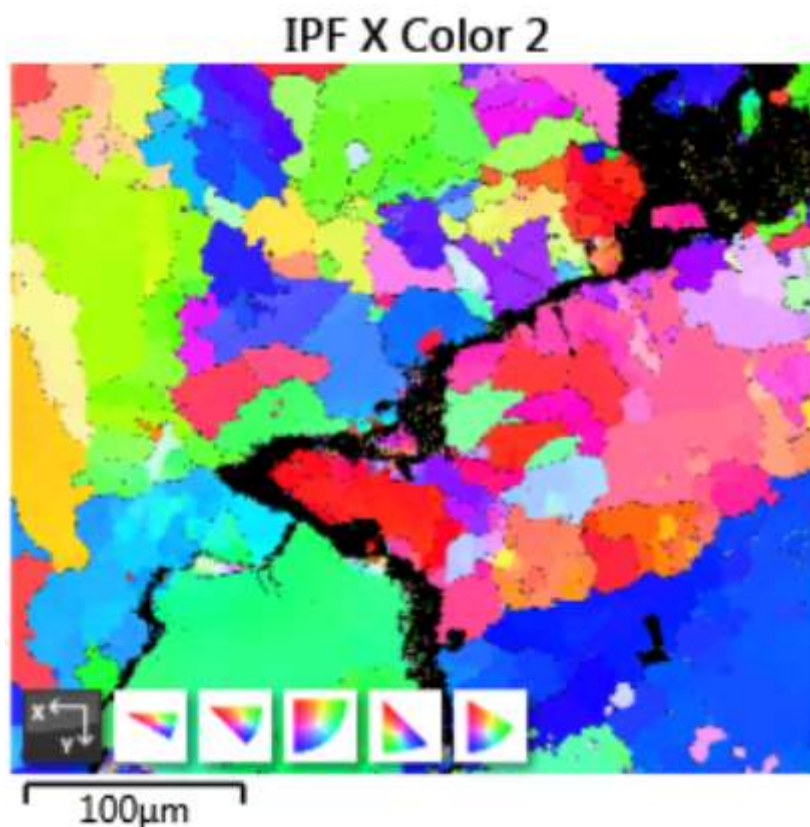
Na Figura 62 é possível observar a direção cristalográfica dos grãos nas adjacências da propagação da trinca. Vê-se que a maioria dos grãos vizinhos à trinca possuem cores quentes, como vermelho, rosa e laranja. A cor vermelha do grão indica que sua direção cristalográfica é da família $\{001\}$.

As ligas de níquel no geral se solidificam em uma matriz com estrutura cristalina CFC, chamada γ (austenita). O mecanismo de deformação dos materiais cristalinos se dá através do movimento das discordâncias em planos específicos e, dentro desses planos, em direções específicas, ambos com a maior densidade atômica de um dado reticulado cristalino. Para as estruturas CFC a movimentação dessas discordâncias, ou seja, a deformação plástica, se dá preferencialmente pelo plano de escorregamento $\{111\}$ e pela direção de escorregamento $\langle 1\bar{1}0 \rangle$. Em contrapartida, o plano de escorregamento $\{100\}$ e a direção de escorregamento $\langle 100 \rangle$ formam o sistema de escorregamento com menor densidade atômica para a célula CFC, ou seja, é o pior sistema para a mobilidade das discordâncias, o que as tornam menos capazes de deformar. De tal modo, os grãos de cores quentes mostrados na Figura 62 fazem parte do pior sistema de escorregamento para mobilidade de discordâncias da célula CFC, que forma a matriz, não possuindo, portanto, a habilidade de absorver as tensões impostas pelo ensaio Trans-Varestraint.

A presença de contornos de grão de alto-ângulo também é muito acentuada próximo a região das trincas, o que dificulta a coesão dos grãos durante a absorção das tensões aplicadas, facilitando o escoamento do material.

Note que há majoritariamente grãos grandes na microestrutura, porém, em alguns locais há a presença de grãos finos, principalmente ao longo de determinados contornos de grão e ao longo da trinca. Esses grãos mais finos são resultados da cristalização dinâmica, que ocorre quando o material é submetido à altas tensões em altas temperaturas (SICILIANO, 2003). Neste caso, como a tensão aplicada no corpo de prova é súbita, a cristalização dos grãos não se espalha por toda a microestrutura da zona fundida, e fica concentrada onde as tensões eram mais acentuadas.

Figura 62. Direção cristalográfica dos grãos formados próximo a região da trinca e grãos formados por cristalização dinâmica em corpo de prova composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



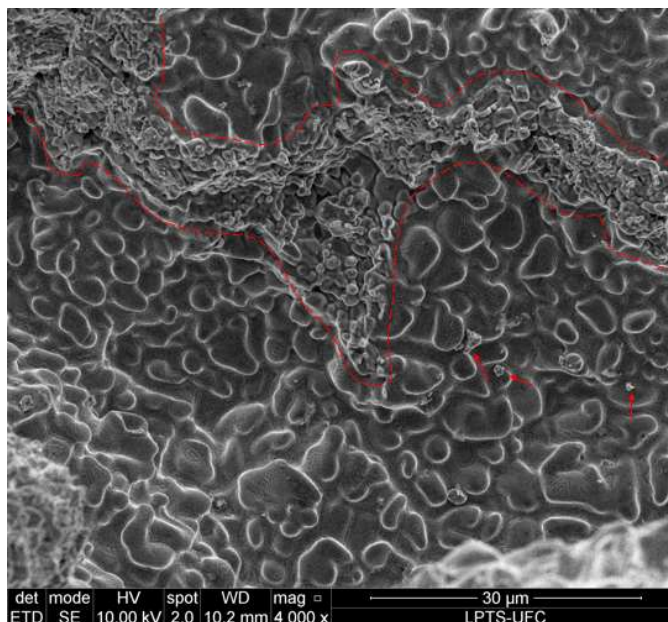
Fonte: elaborado pela autora

A superfície da trinca formada durante o ensaio Trans-Varestraint também foi analisada, como mostra a Figura 63. A superfície de fratura apresenta morfologia dendrítica, com grandes colônias de precipitado, além de alguns outros precipitados dispersos sobre as dendritas.

Aumentando a magnificação, vê-se que há também a presença de um outro tipo de precipitado presente na ponta das dendritas, como mostra a Figura 64, onde esses estão indicados por círculos vermelhos. A identificação desses precipitados não

é conhecida, já que eles possuem tamanho nanométrico, o que impossibilita a identificação dos mesmos a partir das técnicas de microscopia disponíveis.

Figura 63. Colônia de precipitados e precipitados dispersos nas dendritas encontrados em superfície de fratura de composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



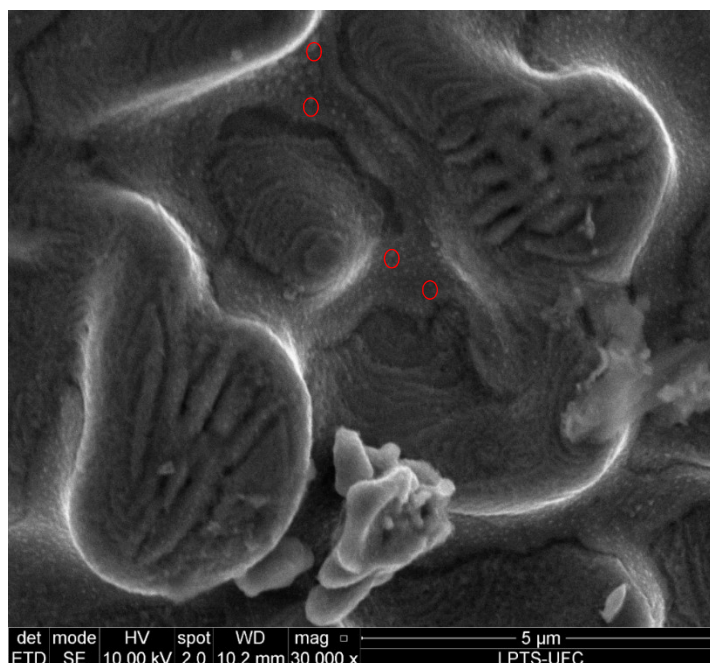
Fonte: elaborado pela autora

Mais uma vez, a formação de tantos precipitados bem como o enriquecimento da superfície das trincas pode ser atribuída ao fenômeno de microsegregação que ocorre durante o processo de solidificação. A última porção de líquido a se solidificar é justamente a superfície da trinca de solidificação, e está se encontra com uma quantidade de elementos de liga muito superior ao interior da zona fundida.

Comparando os corpos de prova estudados nessa sessão e na sessão anterior, é inegável que o corpo de prova constituído por Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045 possuiu uma quantidade de precipitados superior ao encontrado no corpo de prova constituído da mesma liga de níquel, porém com aço carbono ASTM A36 como metal base. Esse resultado corrobora com os valores encontrados na simulação, que indicavam uma maior fração de fase secundária se formando ao final da solidificação da Zona Fundida constituída por Hastelloy C276 e AISI 1045 quando comparado à Zona Fundida constituída pela mesma liga de níquel e o aço ASTM A36. A principal diferença entre esses dois conjuntos é justamente a quantidade de Fe e C presentes no metal base, que é por consequência do processo de soldagem,

incorporado à zona fundida. Assim, é correto afirmar que a maior quantidade de Fe e C na zona fundida promovem uma maior precipitação de fases secundárias na zona fundida.

Figura 64. Precipitados encontrados nas pontas das dendritas em superfície de fratura de composto por liga de níquel Hastelloy C276 e aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



Fonte: elaborado pela autora

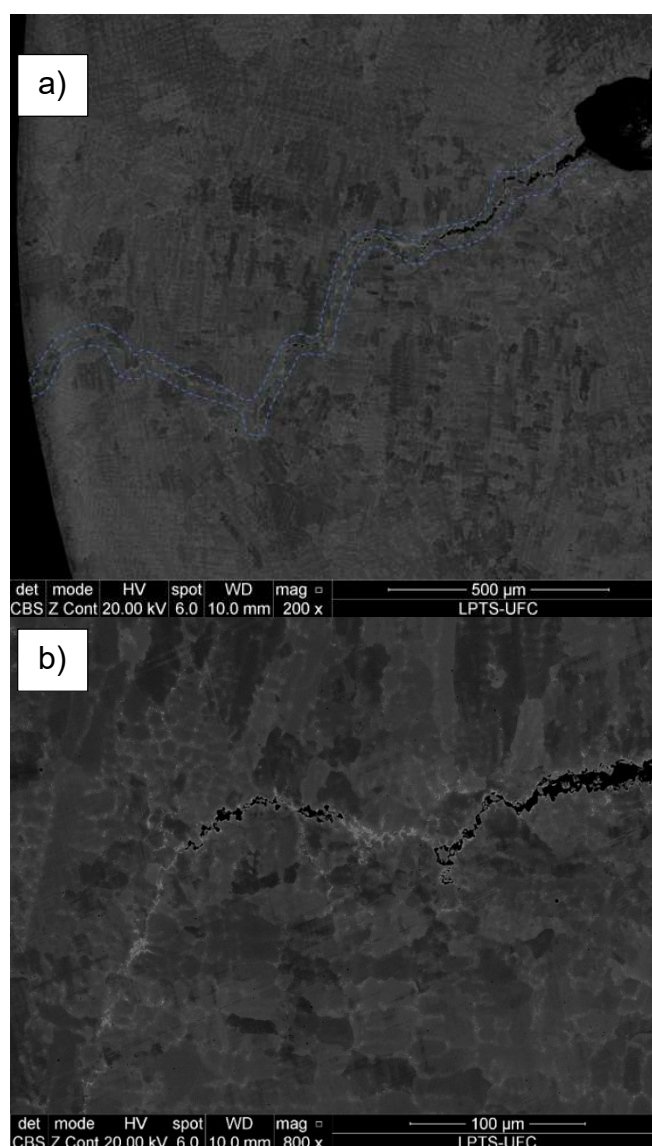
5.4.2. Análise microscópica da liga Inconel 625

5.4.2.1. Liga a base de níquel Inconel 625 + Aço carbono AISI 1045

A Figura 65 mostra o corte transversal do corpo de prova composto pelo arame de liga de níquel Hastelloy C276 e metal base de aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%. As linhas azuis destacam o caminho que a trinca fez da superfície até o interior da zona fundida. No entanto, nota-se que boa parte deste caminho foi preenchido por uma fase de morfologia eutética, mais evidente na Figura 65-B, com maior aumento. Trata-se do fenômeno *backfilling*, apontado anteriormente como possível causador dos resultados contradizentes apresentados pelo ensaio Trans-Varestraint e a simulação da solidificação no software JMatPro. Fica então evidente que uma parte das trincas formadas durante o ensaio

Trans-Varestraint com o arame de Inconel 625 foi preenchida pelo líquido remanescente presente ao final da solidificação da zona fundida, diminuindo a quantidade de trincas do total formadas devido às tensões introduzidas durante o ensaio Trans-Varestraint.

Figura 65. Corte transversal das trincas formadas no corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono AISI 1045. Em A) efeito backfilling preenchendo a trinca B) Precipitado em formato eutético



Fonte: elaborado pela autora

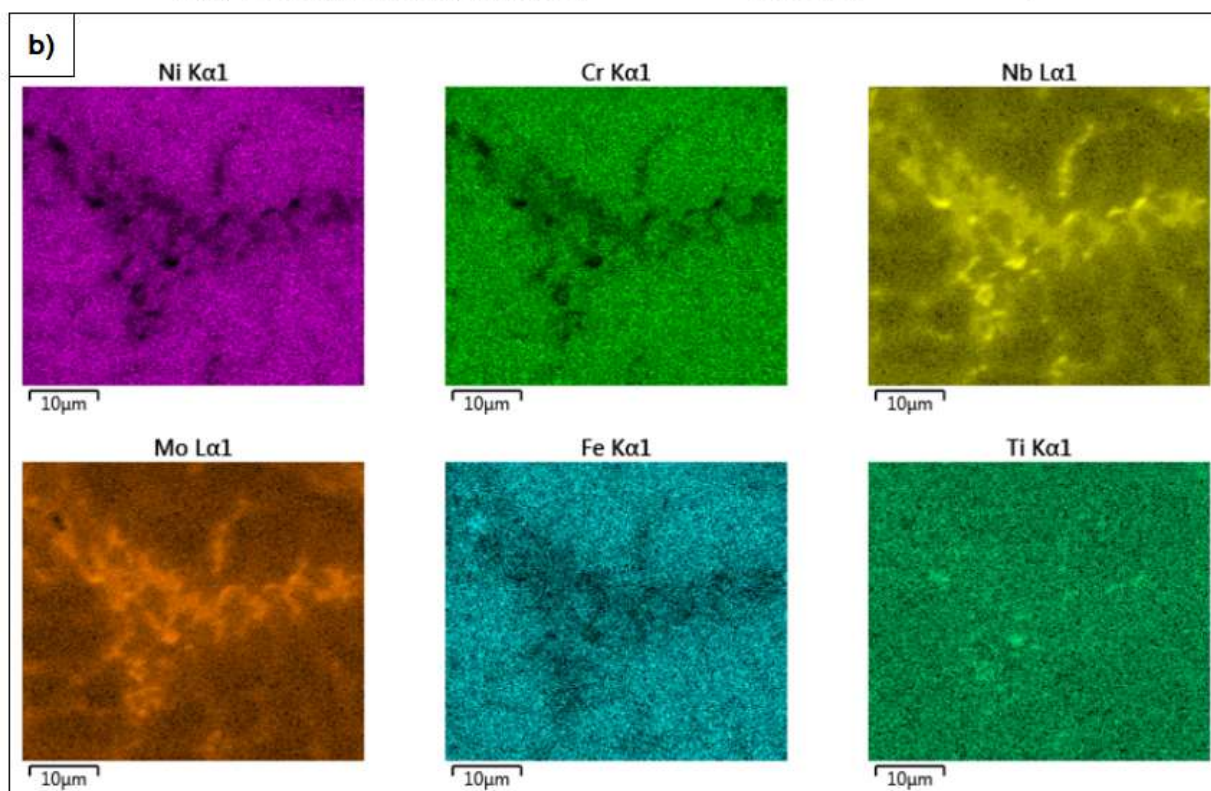
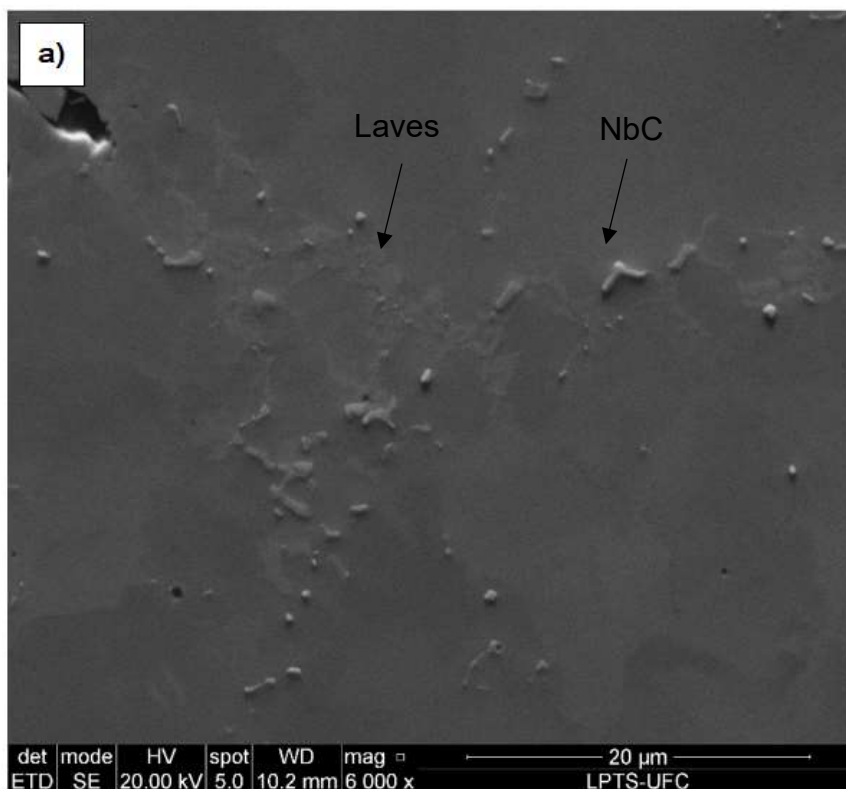
A liga Inconel 625 é o principal componente da zona fundida estudada, uma vez que os valores de diluição foram baixos (em média 5%). Logo, as propriedades da zona fundida se assemelharão muito mais ao arame de Inconel 625 que ao metal base de aço. Segundo LIPPOLD *et al* (2008) a liga a base de níquel Inconel 625 utiliza

o processo de *backfilling* como mitigador de sua suscetibilidade à formação de trincas de solidificação, e por esse motivo o ensaio Varestraint, ou no caso do presente trabalho, Trans-Varestraint pode não apresentar o resultado mais fiel à real suscetibilidade à trincas de solidificação da liga Inconel 625. Assim, a comparação entre os resultados obtidos com o ensaio Trans-Varestraint com os distintos arames é prejudicada, já que o ensaio pode não ter sido capaz de mostrar com acurácia a real suscetibilidade à trinca de solidificação de um dos materiais testados, já que algumas trincas identificadas na liga Inconel 625 não conseguiram aflorar à superfície, por terem sido parcialmente preenchidas pelo *backfilling*. Essas trincas somente são observadas após o corte da seção transversal na região de análise, e não entram na contagem das trincas superficiais.

A Figura 66 mostra com mais detalhes a fase eutética que preencheu as trincas formadas durante o ensaio Trans-Varestraint, bem como seu mapa de composição EDS. A fase é rica em elementos de liga como Nb e Mo. Há também a presença de alguns pontos mais salientes, estes ricos em Ti.

É possível perceber a diferença entre as fases pela variação de relevo que elas promovem. A fase mais saltada possui uma maior dureza e maior concentração de nióbio, sugerindo que essa fase é carboneto de nióbio. A fase nivelada com a altura das vizinhanças também possui alta concentração de nióbio, porém, uma menor dureza, podendo ser identificada como fase Laves.

Figura 66. Fase de formato eutético presente em corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1% onde a) Identificação de precipitados protuberantes na matriz; b) Composição química qualitativa obtida pelo mapeamento EDS, mostrando que o precipitado protuberante é rico em Nb e Mo



Fonte: Elaborado pela autora

A Tabela 20 mostra a composição desta fase. Os valores mostrados são resultados da média de 3 medidas realizadas em pontos distintos da fase. A porcentagem de Nb da fase é de aproximadamente, 35,05%. Na liga Inconel 625 há a formação de duas fases secundárias principais durante o processo de solidificação: a fase Laves e carbonetos NbC. Segundo a literatura, a porcentagem de Nb presente nos carbonetos NbC está entre 80~95%p, já na fase Laves está entre 22~36%. Dessa forma, tomando como base esse parâmetro, pode-se identificar a fase secundária responsável pelo processo de *backfilling* mostrado neste corpo de prova, mostrada na Figura 66, como fase Laves.

Tabela 20. Composição da fase eutética encontrada no corpo de prova composto por prova composto pelo arame de liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono AISI 1045, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%

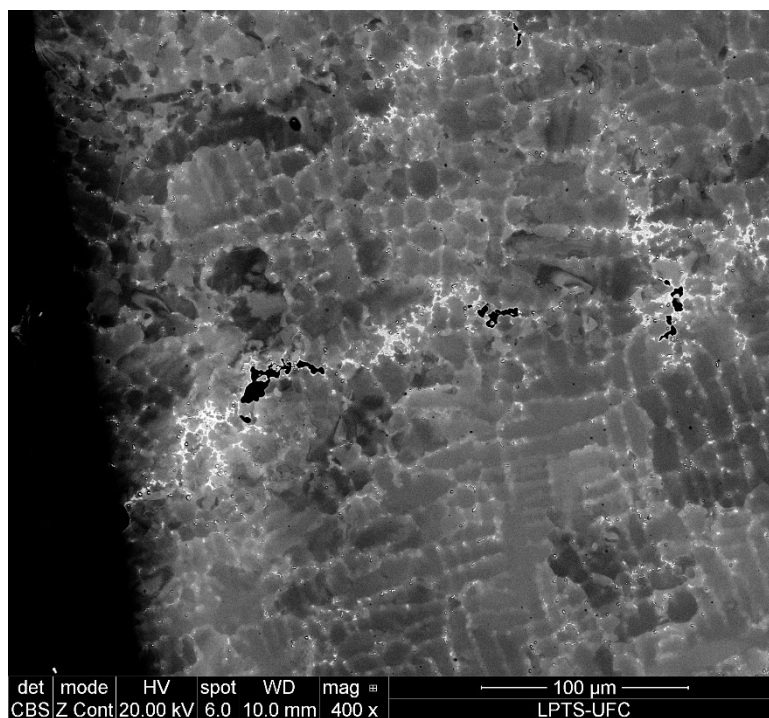
Elemento	%P
Ti	1,19
Cr	14,76
Fe	3,07
Ni	36,09
Nb	35,05
Mo	9,84

Fonte: elaborado pela autora

5.4.2.2. Liga a base de níquel Inconel 625 + Aço carbono ASTM A36

Assim como no corpo de prova mostrado na sessão anterior, os corpos de prova compostos por arame de liga Inconel 625 e metal base de aço carbono ASTM A36 também apresentam indícios da ocorrência do processo de *backfilling*, como mostrado na Figura 67. Mais uma vez, esse comportamento endossa o fato de o ensaio Trans-Varestraint é pouco eficiente no teste de suscetibilidade a formação de trincas de solidificação que ligas que trabalham com o mecanismo de cura das trincas.

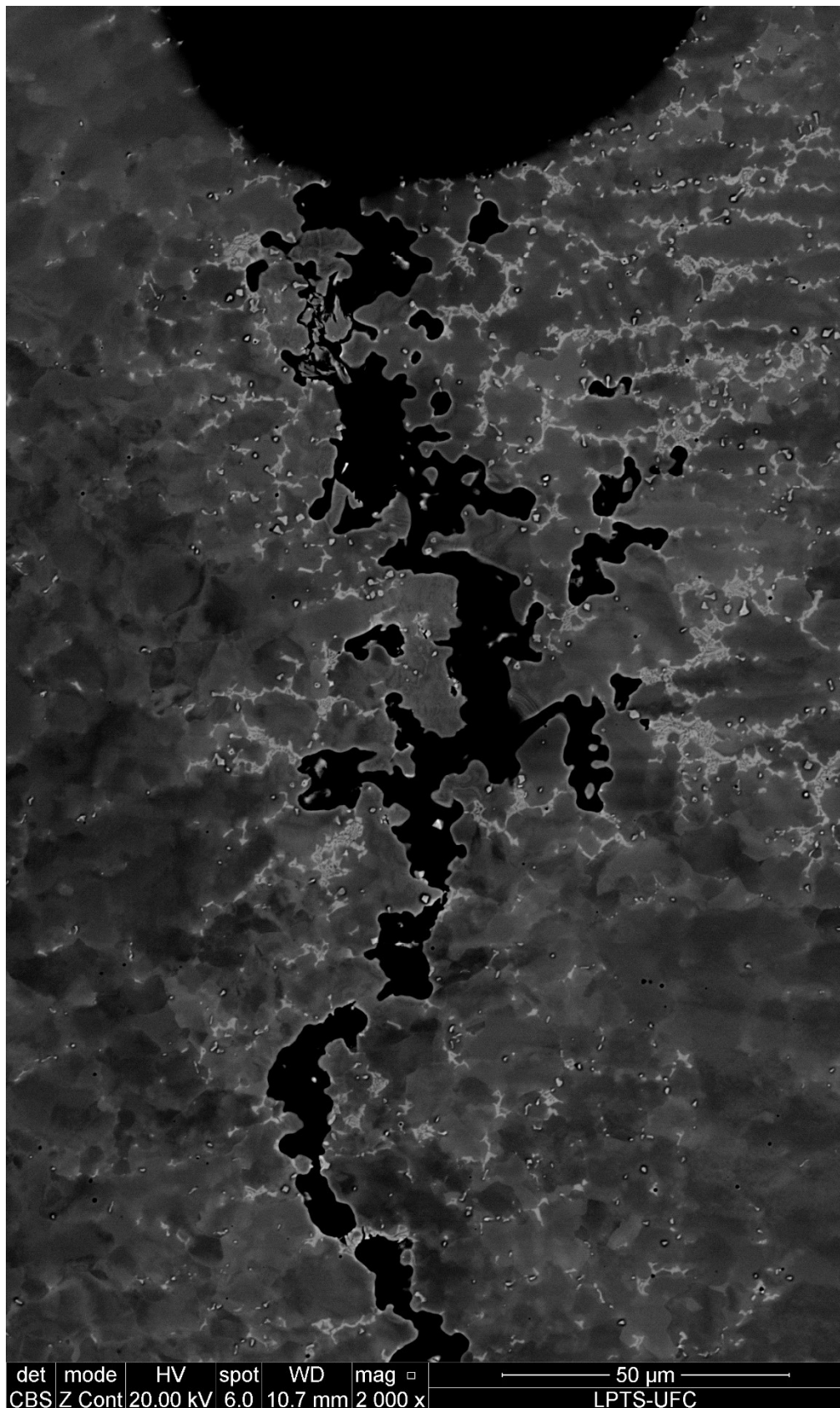
Figura 67. Trincas preenchidas por fase com forma eutética, evidenciando o processo de *backfilling* nas trincas formadas durante o ensaio Trans-Varestraint no corpo de prova composto por metal de adição Inconel 625, metal base de aço ASTM A36 e soldado a 1,25kJ/mm



Fonte: elaborado pela autora

Em toda a zona fundida há a dispersão de fases secundárias, com a formação de ilhas de precipitado. É possível perceber uma maior precipitação de fase secundária na união da liga Inconel 625 com o aço carbono ASTM A36 em comparação ao conjunto formado por Inconel 625 e aço AISI 1045. O menor teor de carbono no metal base de ASTM A36 não promove uma formação tão intensa de carbonetos NbC, logo, há uma maior disponibilidade de Nb para a formação de fase Laves. Como discutido em sessões anteriores, cerca de 80% do carboneto NbC é composto por Nb contra 30% da fase Laves. Como a formação de fase Laves não possui a necessidade de “competir” com os carbonetos NbC pelo nióbio presente no líquido para precipitar, sua formação é dada de forma mais intensa. A Figura 68 mostra uma região próximo a uma trinca com grande concentração de precipitados.

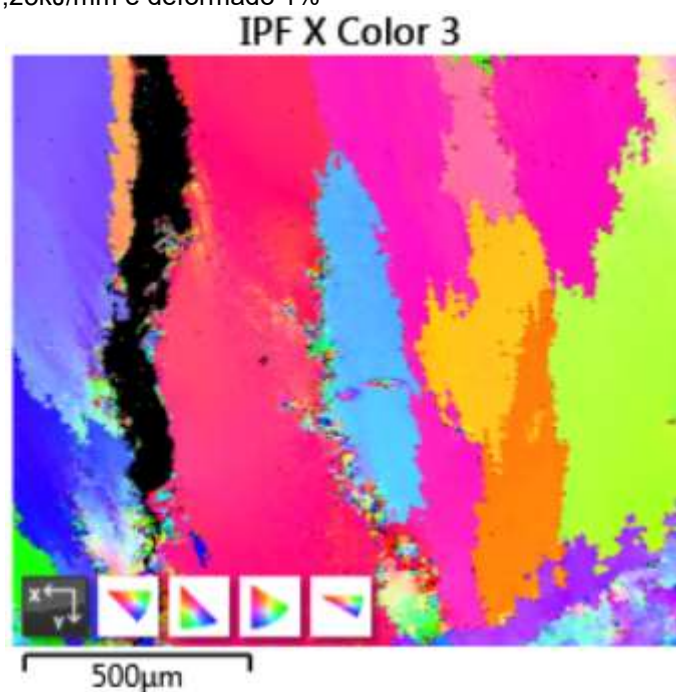
Figura 68. Precipitação de fase secundária ao longo da trinca propagada em corpo de prova composto por metal de adição Inconel 625, metal base aço AISI 1020, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



Fonte: elaborado pela autora

Assim como explicado anteriormente, nos corpos de prova que possuíam em sua composição a liga Inconel 625 também houve o aparecimento da trinca em contornos de grão de alto ângulo, como mostra a Figura 69. Mais uma vez, é possível observar a aparição de grãos mais finos presentes nos contornos de grão de grãos maiores, nucleados pelo processo de cristalização dinâmica. Além disso, a formação da trinca se deu, mais uma vez, ao longo de um grão próximo da orientação (001), indicado pela cor rosa.

Figura 69. Direção cristalográfica dos grãos formados próximo a região da trinca e cristalização dinâmica em corpo de prova composto por liga de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



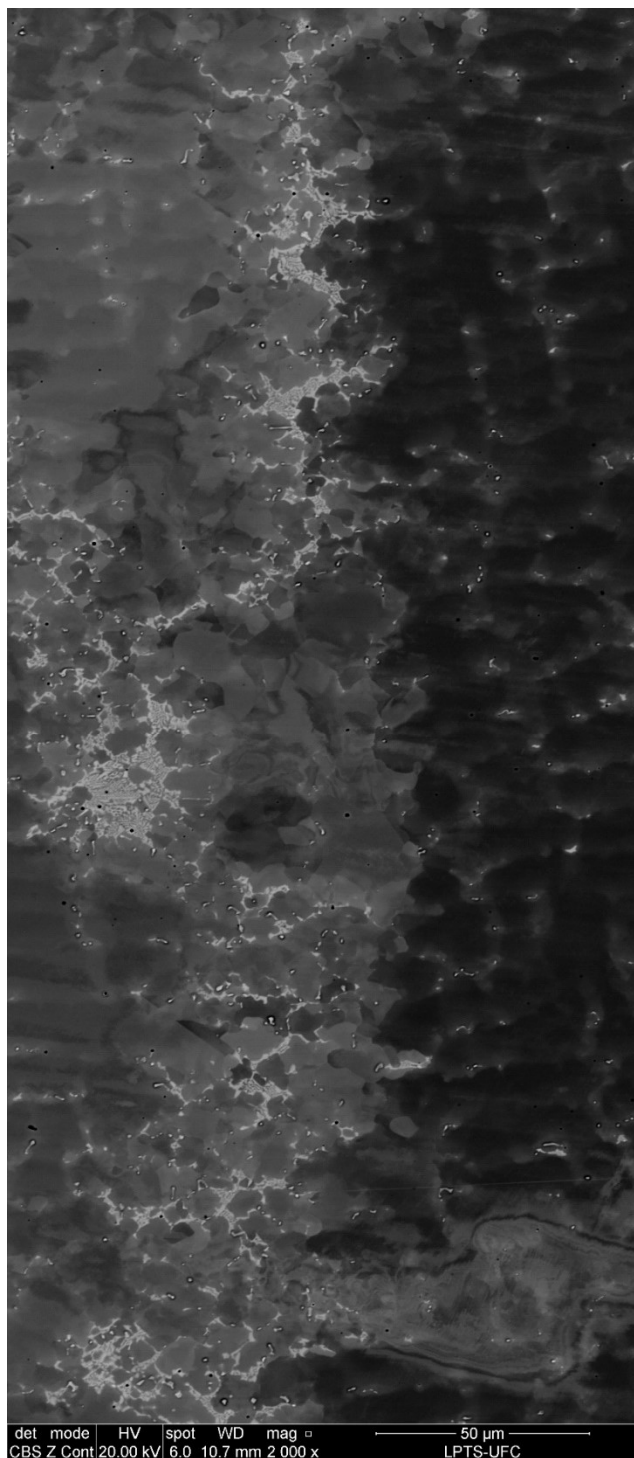
Fonte: elaborado pela autora

Na Figura 69 há uma região em que houve o processo de cristalização dinâmica, porém não há o aparecimento de trincas, aparecendo entre um grão de cor roxa e outro de cor rosa, na área central da imagem. Em todos os corpos de prova analisados esse comportamento não foi observado, estando os grãos finos sempre próximos à região onde houve a formação da trinca.

Na Figura 70 é possível ter mais detalhes dessa região sem trincas. Ela possui uma grande concentração de fase secundária, dispersa em uma espécie de caminho que varre praticamente toda a área onde é possível observar grãos mais finos. É provável que esse acúmulo de fase secundária próximo à área de cristalização dinâmica seja um indício que esse corredor de precipitado seja, na verdade, uma

trinca preenchida por fase secundária durante o processo de solidificação, ou seja, o processo de *backfilling*.

Figura 70. “Caminho” de fase secundária presente em região de cristalização dinâmica em corpo de prova composto por em corpo de prova composto por liga de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36, soldado com energia igual a 1,25kJ/mm e deformado 1%



Fonte: elaborado pela autora

Na Tabela 21 estão as composições da fase secundária encontrada e da matriz. O precipitado possui uma quantidade de Nb e Mo muito superior que a matriz. A composição da matriz é condizente com a composição do arame utilizado.

Tabela 21. Composição dos precipitados e da matriz encontrada no conjunto composto por liga de níquel Inconel 625 e metal base de aço carbono ASTM A36

Elemento	Precipitado Eutético (%P)	Precipitado Prismático (%P)	Matriz (%P)
Ti	0,31±0,06	2,74±0,70	0,25±0,006
Cr	18,28±0,37	12,05±2,16	21,99±0,13
Fe	3,52±0,07	2,43±0,55	5,08±0,11
Ni	49,52±1,67	31,53±6,04	60,19±0,56
Nb	14,31±1,47	44,98±4,98	3,96±0,54
Mo	14,01±0,65	8,3±0,28	8,51±0,27

Fonte: elaborado pela autora

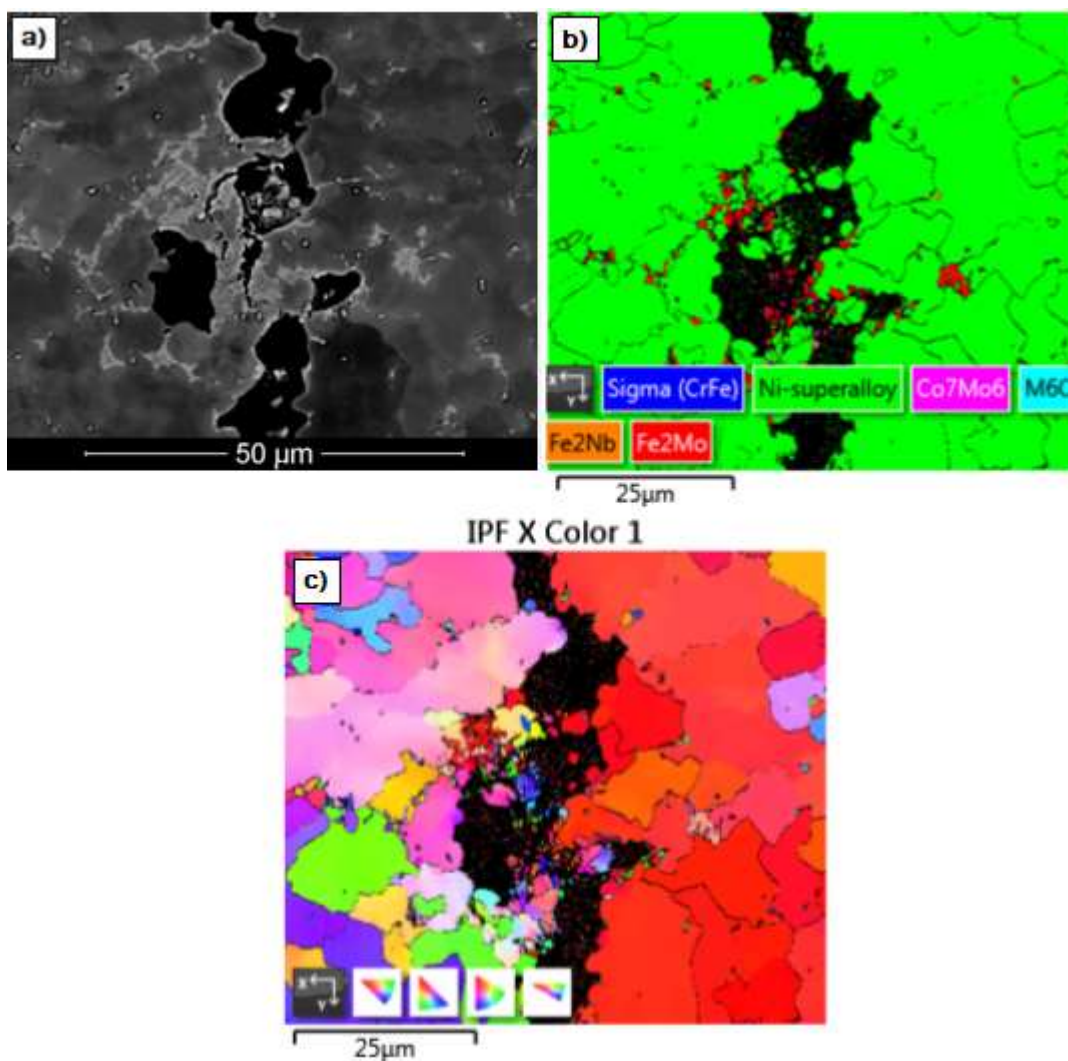
O ensaio EBSD identificou essa fase eutética como sendo justamente a fase Laves, como mostra a Figura 71. Na Figura 71 há várias áreas em que a fase Laves não foi identificada, ou ainda aparecendo na imagem como matriz. Esse erro ocorre em decorrência da deformação próxima a região de trincas, que impossibilita um polimento bom o suficiente para que o ensaio seja feito com a acurácia necessária, e da resolução do MEV com filamento de tungstênio em que foram feitas as aferições, que não foi grande o suficiente para que houvesse uma diferenciação eficaz entre as fases. Ainda assim, algumas partículas foram identificadas corretamente, validando os resultados apresentados pelo ensaio.

A Figura 71c mostra a direção cristalográfica dos grãos próximos a região de formação das trincas. Assim como nas trincas avaliadas anteriormente, há uma grande presença de grãos de orientação <001>, indicados pela cor vermelha. Como já dito, esses grãos são facilitadores da formação de trincas, já que eles não conseguem se deformar para que ocorra a absorção das tensões.

É provável que outras fases além da fase Laves tenham precipitado durante a solidificação da zona fundida. A Figura 72 mostra um resultado de EBSD feito na mesma amostra, porém em um MEV com filamento FEG, que proporciona maior resolução. Nela houve a identificação da presença de fase μ , identificadas pela cor vermelha, precipitada nos contornos da fase Laves, identificada pela cor amarela. Os

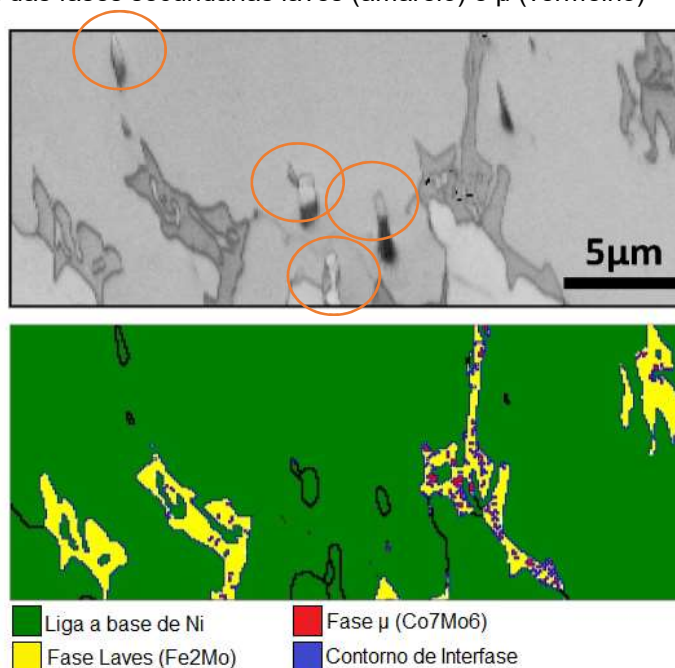
círculos cor de laranja na imagem superior destacam a presença de carbonetos NbC, que não foram diferenciados da matriz de liga de níquel pelo EBSD pois ambos possuem mesma estrutura cristalina (CFC).

Figura 71. EBSD de região de trinca em corpo de prova composto por liga Inconel 625 e aço carbono ASTM A36 a) Imagem de MEV (Modo BSE – Z-contrast) da região da trinca estudado. As áreas mais claras indicam a presença de precipitados; b) EBSD (mapa de fase) indicando a presença de Fase Laves, em vermelho; c) mapa IPF indicando a direção cristalográfica dos grãos próximos a região de formação de trincas



Fonte: elaborado pela autora

Figura 72. EBDS executado em Microscópio Eletrônico de Varredura com filamento FEG, que identificou a presença das fases secundárias laves (amarelo) e μ (vermelho)

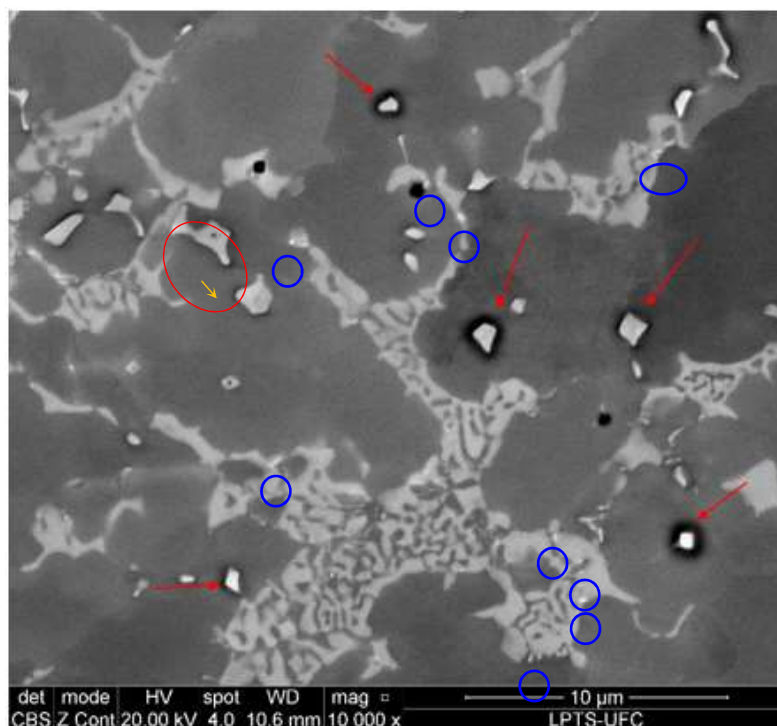


Fonte: elaborado pela autora

A Figura 73 mostra uma maior aproximação da fase secundária precipitada. Além da morfologia eutética é possível identificar precipitados em formatos prismáticos, identificados na imagem por setas vermelhas, que não foram detectados pelo ensaio EBSD por conta de limitações da técnica que não é capaz de diferenciar cristais com mesma célula unitária e parâmetro de rede similares.

A composição dessa fase prismática está disponível na Tabela 21. Ela é rica em Ti e Nb. Esse precipitado é muito parecido com o identificado por SILVA *et al.* (2013) no estudo da solidificação da liga Inconel 625. No artigo, o autor caracteriza esse precipitado como uma combinação entre um núcleo de nitreto de titânio (TiN) cercado por uma casca de carboneto de nióbio (NbC e/ou NbTiC) e braços com composição NbC que crescem a partir do conjunto núcleo + casca. O círculo vermelho indicado Figura 73 destaca a presença de um precipitado em que há a formação dos braços de carboneto de nióbio. A seta amarela indica a direção de crescimento do braço que nasce da partícula cúbica formada pelo núcleo (TiN) e a casca (NbTiC), como descrito por SILVA *et al.* (2013). Os círculos azuis indicam pequenos pontos brilhantes precipitados próximo a fase Laves. Esses precipitados brilhantes são um indicativo da possível formação de fase μ durante o processo de solidificação, que também foi identificada pelo ensaio EBSD no MEV-FEG, mostrado na Figura 72.

Figura 73. Precipitados em formato prismático encontrados junto com fase com morfologia eutética presente em corpo de prova composto por liga a base de níquel Inconel 625 e aço carbono ASTM A36

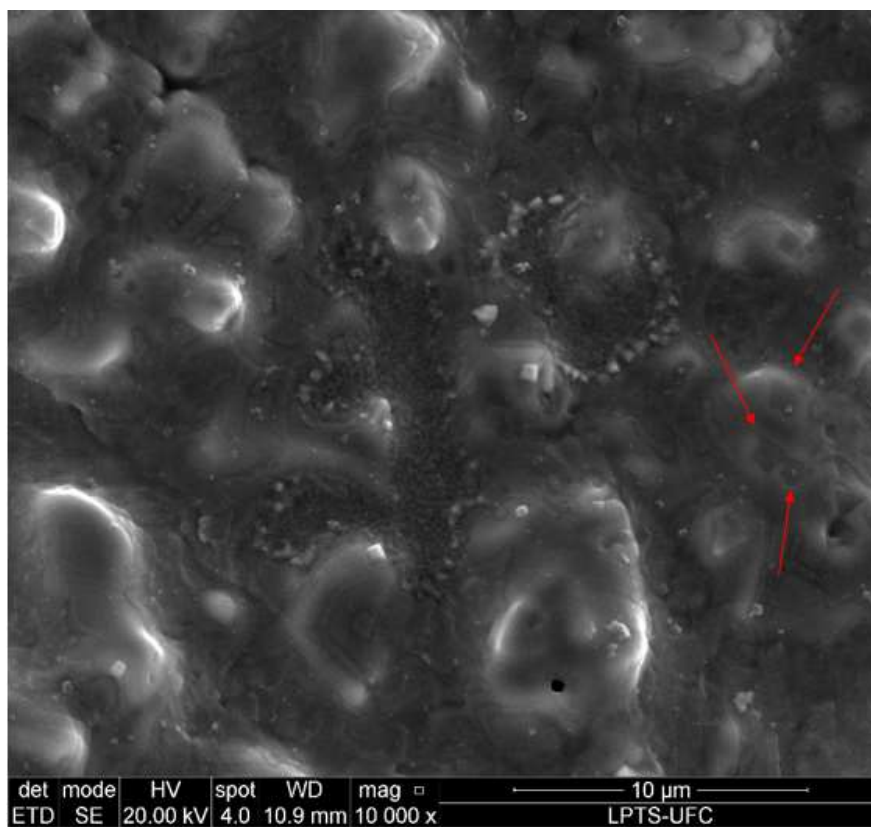


Fonte: elaborado pela autora

Não é possível definir com exatidão se esse precipitado é o mesmo apresentado por Silva *et al.* (2013), porém, por sua composição e morfologia bastante similar é plausível considerar que sejam os mesmos precipitados. Segundo o autor, o ponto de fusão dos nitretos de titânio é aproximadamente duas vezes a temperatura *liquidus* da liga Inconel 625, permitindo com o que esses precipitados no estado sólido permaneçam dispersos na poça líquida, atuando como agentes nucleantes para a formação de carbonetos de nióbio.

O estudo da superfície da fratura mostra uma série de precipitados dispersos nas pontas das dendritas, vide Figura 74. As setas vermelhas indicam marcas de precipitados que provavelmente se encontram na outra superfície da trinca. Na região interdendrítica há a precipitação de fases com formato similar ao eutético, com precipitados cuboidais localizados ao redor dos mesmos. A superfície da fratura é muito rica em elementos de liga e pelo método EDS não foi possível diferenciar a composição das fases encontradas.

Figura 74. Superfície da trinca encontrada no corpo de prova composto por liga a base de níquel Inconel 625 e Aço ASTM A36



Fonte: elaborado pela autora

6. CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais e computacionais obtidos no presente estudo acerca da soldabilidade de conjunto dissimilares entre ligas a base de níquel – Hastelloy C276 e Inconel 625 - e aços carbono – ASTM A36 E AISI 1045, pelo emprego do ensaio Trans-Varestraint com variação de energia de soldagem e deformação, foi possível concluir que:

- a. De acordo com o ensaio Trans-Varestraint o conjunto que apresenta pior soldabilidade é o composto por metal de adição de Hastelloy C276 e metal base de aço carbono AISI 1045. Todos os demais conjuntos apresentaram desempenho similar;
- b. de acordo com a simulação realizada no software JMatPro os conjuntos que apresentam a tendência de possuir maior BTR (*Brittlement Temperature Range*) são os compostos por metal de adição de Inconel 625, não havendo dentre esses um específico que se sobressaia. Os resultados de BTR obtidos nas simulações considerando a liga Inconel 625 como metal de adição foram aproximadamente 3 vezes que aqueles encontrados com a liga Hastelloy C276;
- c. houve a ocorrência do efeito de *backfilling* na solidificação das juntas soldadas com a liga de níquel Inconel 625, o que “cura” as trincas formadas durante o ensaio Trans-Varestraint, diminuindo os valores finais de TCL e MCL. Dessa forma, o ensaio Trans-Varestraint se pode não ser o mais indicado para a avaliação da soldabilidade dos conjuntos que possuam a liga de níquel Inconel 625 ou de qualquer outro material que seja suscetível ao processo de *backfilling* durante a sua solidificação. O efeito de *backfilling* não foi identificado nas soldagens realizadas com o arame Hastelloy C276;
- d. a variação da energia de soldagem não causou nenhum efeito na soldabilidade das juntas, muito provavelmente em decorrência da pouca variação de diluição resultante do aumento da energia de soldagem;

- e. foram identificadas diversas fases secundárias precipitadas na microestrutura da zona fundida. Em suma, os precipitados identificados nos conjuntos soldados com arame de Hastelloy C276 foram as fases TCPs σ , P e μ , sendo que o corpo de prova com metal base de aço carbono AISI 1045 apresentou uma quantidade de precipitados muito maior que aquele com metal base de ASTM A36;

- f. os conjuntos soldados com arame Inconel 625 foram identificadas a fase TCP Laves e um precipitado muito similar ao encontrado na literatura por SILVA et al (2013) caracterizado como uma combinação entre um núcleo de nitreto de titânio (TiN) cercado por uma casca de carboneto de nióbio (NbC e/ou NbTiC), sendo que o corpo de prova com metal base de aço carbono ASTM A36 apresentou uma quantidade de precipitados muito maior que aquele com metal base de AISI 1045; e

- g. as trincas ocorreram em contornos de grãos de alto ângulo, predominantemente em grãos com direção cristalográfica igual ou próxima a $\langle 100 \rangle$. Houve a ocorrência de alguma cristalização dinâmica em áreas próximas a formação das trincas em todas as trincas avaliadas.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a. Explorar maiores níveis de energia de soldagem afim de aumentar a diluição da zona fundida e provocar maiores diferenças metalúrgicas durante o processo de solidificação da zona fundida.
- b. Utilizar a metodologia usual para realização do ensaio, onde as canaletas são inicialmente preenchidas com o material desejado, depois desbastadas a fim de nivelá-las com o metal base e refundir a zona fundida durante o ensaio a partir da utilização do método TIG autógeno. Assim será possível aumentar a energia de soldagem sem se preocupar com a molhabilidade do arame nas laterais da canaleta, tornando viável a sugestão a).
- c. Trabalhar com um maior número de deformações durante o ensaio Trans-Varestraint, aumentando a probabilidade de alcançar a *saturated strain* e possibilitar a construção do gráfico MCD x deformação de forma eficaz.

REFERÊNCIAS

- AUCOTT, L., HUANG, D., DONG, H. B., WEN, S. W., MARSDEN, J., RACK, A., & COCKS, A. C. F A three-stage mechanistic model for solidification cracking during welding of steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 5, p. 1674-1682, 2018.
- AMERICAN WELDING SOCIETY, **Welding Handbook**. 8. ed., Miami: AWS, 1987. p. 89-123. v.1.
- ASTM A36/36M. **Standard Specification for Carbon Structural Steel: Annual Book of ASTM Standards**. USA: [s.n.]. 2008. 4p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Critério de Classificação dos Aços**, NBR NM 172/2000. Rio de Janeiro, 2000
- ALEXANDROV, B. T.; LIPPOLD, J. C.; NISSLEY, N. E. Evaluation of weld solidification cracking in Ni-base superalloys using the cast pin tear test. In: **Hot Cracking Phenomena in Welds II**. 1. Ed. Berlin: Springer, 2008. p. 193-213. v.1.
- BELAN, J. GCP and TCP phases presented in nickel-base superalloys. **Materials Today: Proceedings**, v. 3, n. 4, p. 936-941, 2016.
- CARON, J. L.; SOWARDS, J. W. Weldability of Nickel-Base Alloys. **Comprehensive Material Processing Technology**, v. 6, n. p. 151–179, 2014.
- CHEN, S. L., YANG, Y., CHEN, S. W., LU, X. G., & CHANG, Y. A. Solidification simulation using Scheil model in multicomponent systems. **Journal of phase equilibria and diffusion**, v. 30, n. 5, p. 429, 2009
- CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; ROMIG, A. D. The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22, and C-276. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 11, p. 2035-2047, 1986.

CIESLAK, M. J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Welding journal**, v. 70, n. 2, p. 49s-56s, 1991.

CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG, A. D., & KOLLIE, T. A melting and solidification study of alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, v. 19, n. 9, p. 2319-2331, 1988.

CLYNE, T. W.; KURZ, W. Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion. **Metallurgical Transactions A**, v. 12, n. 6, p. 965-971, 1981.

CROSS, C. E. On the origin of weld solidification cracking. In: **Hot cracking phenomena in welds**. 1. Ed. Berlin: Springer, 2005. p. 3-18.

DUPONT J.N., LIPPOLD J.C., S.D. KISER - **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009, 24-27, 328-331 p.

DUPONT, J. N. Solidification of an alloy 625 weld overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 11, p. 3612-3620, 1996.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys. **Welding journal**, v. 77, n. 10, p. 417s-431s, 1998.

DUPON, J. N.; C V ROBINO; J R MICHAEL; M R NOTIS; A R MARDER. Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 11, p. 2785-2796, 1998.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, 2º ed, Campinas. Editora da Universidade Estadual de Campinas, Unicamp, 2007.

JO, O. A.; RICHARDS, N. L.; CHATURVEDI, M. C. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy. **Scripta Materialia**, v. 50, n. 5, p. 641-646, 2004;

KISER, S. D.; ZHANG, R.; BAKER, B. A. A new welding material for improved resistance to ductility dip cracking. In: **Trends in Welding Research, Proc. 8th Int. Conf.(Materials Park, OH: ASM, 2008)**. 2008. p. 639-644.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. Hoboken, New Jersey, USA: John Wiley & Sons, Inc, 2003A. p. 468

KOU, S. Solidification and liquation cracking issues in welding. **JOM**, v. 55, n. 6, p. 37-42, 2003B.

LINGENFELTER, A. C. Vareststraint testing of nickel alloys. **Weld. J.(NY)**, v. 51, n. 9, p. 430s-436s, 1972.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. 1. Ed. New Jersey: John Wiley & Sons Incorporated, 2015. 408 p. v.1.

LIPPOLD, J. C., SOWARDS, J. W., MURRAY, G. M., ALEXANDROV, B. Weld solidification cracking in solid-solution strengthened Ni-base filler metals. In: **Hot cracking phenomena in welds II**. 1. ed. Berlin: Springer, 2008. p. 147-170. v.1

MALTIN, C. A.; GALLOWAY, Alexander M.; MWEEMBA, M. Microstructural evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT weld metal for clad carbon steel linepipe joints: a comparator study. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 45, n. 8, p. 3519-3532, 2014.

MANOHARAN, M.; NATARAJAN, A.; MUKTINUTALAPATI, N R. Welding Metallurgy of Corrosion-Resistant Superalloy C-276. In: **Superalloys**, 1. ed. Londres: IntechOpen, 2015. p. 101-115. v.1.

MARTORANO, M. A.; CAPOCCHI, J. D. **Microsegregação em ligas metálicas binárias**. Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP/ Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais BT/PMP/0003, 2000.

MATSUNAGA, S., HUANG, D., INMAN, S. B., MASON, J. C., KONITZER, D., JOHNSON, D. R., & TITUS, M. S. Planar Front Growth of Single Crystal Ni-Based Superalloy René N515. **JOM**, v. 72, n. 5, p. 1794-1802, 2020.

MINÁ, É. M., DA SILVA, Y. C., DILLE, J., & SILVA, C. C. The Effect of Dilution on Microsegregation in AWS ER NiCrMo-14 Alloy Welding Claddings. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47, p. 6138–6147, 2016.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3786-y>

MATSUDA, Fukuhisa et al. Solidification Crack Susceptibility of Aluminum Alloy Weld Materials (Report I). **Trans. of JWRI**, v. 5, p. 53-67, 1976

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. 1. Ed. Belo Horizonte: PPGEM, 2012. 209 p. v.1.

MOORE, I. J.; BURKE, M. G.; PALMIERE, E. J. Modelling the nucleation, growth and coarsening kinetics of γ'' (D022) precipitates in the Ni-base Alloy 625. **Acta Materialia**, v. 119, p. 157-166, 2016.

NAFFAKH, H.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 7, p. 3628-3639, 2009;

NISSLEY, N. E.; LIPPOLD, J. C. Ductility-dip cracking susceptibility of nickel-based weld metals: part 2—microstructural characterization. **Welding Journal**, v. 88, p. 131s-140s, 2009;

PERRICONE, M. J.; DUPONT, J. N.; CIESLAK, M. J. Solidification of hastelloy alloys: an alternative interpretation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 5, p. 1127-1132, 2003.

PERRICONE, M. J.; DUPONT, J. N. Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, n. 4, p. 1267-1280, 2006.

PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E; SHERIF, Y. M. **Phase transformations in metals and alloys**. 3. ed. Florida: CRC Press, 2009. 520 p. v.1.

RAGHAVAN, M.; BERKOWITZ, B. J.; SCANLON, J. C. Electron microscopic analysis of heterogeneous precipitates in Hastelloy C-276. **Metallurgical Transactions A**, v. 13, n. 6, p. 979-984, 1982.

RAMKUMAR, K. D., JOSHI, V., PANDIT, S., AGRAWAL, M., KUMAR, O. S., PERIWAL, S., MANIKANDAN, N., ARIVAZHAGAN, N. Investigations on the microstructure and mechanical properties of multi-pass pulsed current gas tungsten arc weldments of Monel 400 and Hastelloy C276. **Materials & Design**, v. 64, p. 775-782, 2014.

HEADLEY, T. J, CIESLAK, M. J., KNOROVSKY, G. A.,, & ROMIG, A. D. The use of new PHACOMP in understanding the solidification microstructure of nickel base alloy weld metal. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 17, n. 12, p. 2107–2116, 1986. doi:10.1007/bf02645909

SANTILLANA, B., BOOM, R., ESKIN, D., MIZUKAMI, H., HANAO, M., & KAWAMOTO, M. High-temperature mechanical behavior and fracture analysis of a low-carbon steel related to cracking. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 13, p. 5048-5057, 2012.

SENDA, T., MATSUDA, F., TAKANO, G., WATANABE, K., KOBAYASHI, T., & MATSUZAKA, T. Fundamental investigations on solidification crack susceptibility

for weld metals with Trans-Varestraint test. **Transactions of the Japan Welding Society**, v. 2, n. 2, p. 141-162, 1971.

SHANKAR, V., GILL, T. P. S., MANNAN, S. L., & SUNDARESAN, S. Criteria for hot cracking evaluation in austenitic stainless steel welds using longitudinal varestraint and transvarestraint tests. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 2, 91–97 p, 2000 doi:10.1179/136217100101538074

SICILIANO JÚNIOR, F. **Recuperação e cristalização durante a deformação a quente: textura e relações de orientação**. São Paulo: [s n.] 2003. p.129-150.

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.

SILVA, C. C., AFONSO, C. R. M., RAMIREZ, A. J., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C. D., & FARIAS, J. P. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 251-263, 2012

SILVA, C. C., DE MIRANDA, H. C., MOTTA, M. F., FARIAS, J. P., AFONSO, C. R. M., & RAMIREZ, A. J. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 2, n. 3, p. 228-237, 2013.

SPECIAL METALS CORPORATION. INCONEL ALLOY C-276 TECHNICAL DATA SHEET.

<https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-c-276.pdf> (Acesso: Setembro de 2019)

SOLECKA, Monika et al. Microstructure, microsegregation and nanohardness of CMT clad layers of Ni-base alloy on 16Mo3 steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 751, p. 86-95, 2018.

SUTARIA, M. et al. Feeding system design and evaluation using temperature gradient (Feed Path) Maps. **American Foundry Society**, v. 9, p.1-9, 2011.

OHNO, A. **Solidificação dos metais**. Tradutores: Paulo da Silva Pontes e Nivaldo Lemos Cupini. 1. ed. São Paulo: LCTE, 1988. 144 p. v.1.

OSÓRIO, W. R., SPINELLI, J. E., FREIRE, C. M. A., & GARCIA, A. Efeito da Macro e Micromorfologia Estruturais na Resistência à Corrosão de Amostras de Zn Puro e da Liga Zn-4%Al. **Revista Matéria**, v. 10, n. 3, pp. 428 – 436, 2005. <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10663>

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**, 3. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2002. 494 p. v.1.

WANG, L., XIE, G., ZHANG, J., & LOU, L. H. On the role of carbides during the recrystallization of a directionally solidified nickel-base superalloy. **Scripta materialia**, v. 55, n. 5, p. 457-460, 2006

WANG, Z. L., ZHENG, Z. T., ZHAO, L. B., LEI, Y. F., & YANG, K. Microstructure evolution and nucleation mechanism of Inconel 601H alloy welds by vibration-assisted GTAW. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, v. 25, n. 7, p. 788-799, 2018.

WHEELING, R. A.; LIPPOLD, J. C. Solidification cracking susceptibility of Ni-30Cr weld metals with variable niobium and molybdenum. **Weld. J**, v. 95, p. 229s-238s, 2016.

WHEELING, R. A.; LIPPOLD, J. C. Weldability testing to understand composition effects on eutectic backfilling in Ni-30Cr alloys. **Welding in the World**, v. 64, n. 1, p. 83-93, 2020.

WOLF, M.; SCHOBBER, H.; BÖLLINGHAUS, T. Influence of the weld pool geometry on solidification crack formation. In: **Hot Cracking Phenomena in Welds**. Springer, Berlin, Heidelberg, 2005. p. 245-268. doi:10.1007/3-540-27460-x_13

ZHAO, Q. **Microstructural analysis of Ni alloy cladding onto low alloy steel**. 1993. Dissertação de Mestrado. Oregon Graduate Institute of Science & Technology.

APÊNDICE A – RESULTADOS DETALHADOS OBTIDOS COM O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT PARA O ARAME DE LIGA HASTELLOY C276

ARAME HASTELLOY C276					
DEFORMAÇÃO	METAL BASE	ENERGIA	MCL (mm)	TCL (mm)	MCD (mm)
0,5%	1020	0,75 kJ/mm	0,82	1,38	0,44
			0,59	1,70	0,56
		1,25 kJ/mm	0,64	2,03	0,49
			0,66	1,54	0,43
	1045	0,75 kJ/mm	1,96	2,89	1,77
			1,60	3,56	1,53
		1,25 kJ/mm	1,82	3,51	1,73
			1,30	3,90	1,30
1%	1020	0,75 kJ/mm	0,92	2,21	0,92
			0,77	2,22	0,77
		1,25 kJ/mm	0,87	5,27	0,73
			0,94	2,50	0,94
	1045	0,75 kJ/mm	1,36	4,33	1,02
			1,67	4,14	1,67
		1,25 kJ/mm	1,39	7,34	1,36
			2,04	4,88	1,61
3%	1020	0,75 kJ/mm	1,22	5,40	1,19
			1,42	5,04	1,10
		1,25 kJ/mm	1,65	7,43	1,59
			1,64	6,26	1,40
	1045	0,75 kJ/mm	2,11	7,08	2,10
			4,08	10,22	4,07
		1,25 kJ/mm	3,02	6,16	2,35
			3,46	7,82	3,24

APÊNDICE B – RESULTADOS DETALHADOS OBTIDOS COM O ENSAIO TRANS-VARESTRAINT PARA O ARAME DE LIGA INCONEL 625

ARAME INCONEL 625					
DEFORMAÇÃO	METAL BASE	ENERGIA	MCL (mm)	TCL (mm)	MCD (mm)
0,5%	1020	0,75 kJ/mm	0,58	1,30	0,54
			0,39	1,74	0,32
		1,25 kJ/mm	0,48	3,09	0,48
			0,63	2,08	0,63
	1045	0,75 kJ/mm	0,49	1,21	0,40
			0,83	1,06	0,66
		1,25 kJ/mm	2,03	3,21	1,70
			1,42	3,14	1,24
1%	1020	0,75 kJ/mm	1,25	2,80	1,20
			1,30	2,96	1,27
		1,25 kJ/mm	1,20	4,16	1,12
			1,38	4,95	1,13
	1045	0,75 kJ/mm	0,97	3,40	0,52
			1,59	3,07	1,44
		1,25 kJ/mm	1,46	4,37	1,46
			0,97	5,65	0,92
3%	1020	0,75 kJ/mm	1,69	6,58	1,65
			2,17	6,94	1,49
		1,25 kJ/mm	2,16	4,86	1,68
			2,27	7,86	2,18
	1045	0,75 kJ/mm	1,51	4,76	1,32
			1,87	4,20	1,71
		1,25 kJ/mm	3,59	7,51	3,40
			4,21	11,64	4,09

ANEXO A - DATASHEET RELATIVO À BOBINA DE ARAME DE LIGA HASTELLOY C276 UTILIZADA NOS ENSAIOS



Welding Products Company
A Division of Huntington Alloys
1401 Burtis Road, Newton, North Carolina 28658
Phone (828) 465-0352 - Fax (828) 464-8993

Certified Material Test Report

HEAT/LOT
Z2626CK

Load ID. 09826100

Page 1

SOLD TO

COMERSUL IMP. EXP. LTDA
RUA PADRE VENANCIO DE RESENDE,
131 CASA VERDE
SAO PAULO, Brazil 02552-020
Brazil



QUALITY SYSTEMS
Certificate 3.1 as in EN 10204
Material manufactured in accordance
with a quality management system
certified to ISO 9001:2008 by
ABS-QE (Certification No. 43224)

SALES ORDER / RLS
098261 / 7

Date Printed 01/06/2011

CUSTOMER P.O. 783	CUSTOMER PART	QUANTITY 30.00 Lbs	PIECES 1	SHIPMENT DATE 01/06/2011						
PRODUCT: INCO-WELD Filler Metal C-276 .045 x 30Spl NC276-045-30SS										
CERTIFICATION REQUIREMENTS										
Chemical Analysis %										
C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Ni	Cr	Co	Mo	P
0.002	0.38	5.12	0.001	0.037	0.08	59.56	15.97	0.04	15.24	<0.001
W	V	Others								
3.33	0.02	<0.50								
Specifications										
UNS#: N10276		Classification: ERNiCrMo-4								
Other: BS2901 PART 5 NA48										
Specification: ASME Section II Part C SFA-5.14 2007 Ed., 2009 Add. <input type="checkbox"/> ANSI AWS A5.14/A5.14:2009										
End of Certification										

Visual and dimensional examination
Satisfactory
Material, when shipped is free from
contamination by mercury, radium,
alpha source, and low melting
point elements

This is to certify that all required samplings, inspections, operations and tests
performed by Special Metals Welding Products Company and its subcontractors are in
accordance with the specification requirements. The test report represents the actual
attributes of the material furnished and the values shown are correct and accurate.

The material described by this certificate is in full compliance with all order and
inspection requirements. We hereby certify that the above data are in accordance with
the specification requirements.

Hewitt Linyard
Quality Assurance Manager