



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

**IZAAC OLIVEIRA ANDRADE**

**AVANÇOS NO DESENVOLVIMENTO DE LIGAS PRODUZIDAS “*IN-SITU*” PELO**  
**PROCESSO SOLDAGEM MIG/MAG DUPLO ARAME**

**FORTALEZA**

**2025**

IZAAC OLIVEIRA ANDRADE

AVANÇOS NO DESENVOLVIMENTO DE LIGAS PRODUZIDAS “*IN-SITU*” PELO  
PROCESSO SOLDAGEM MIG/MAG DUPLO ARAME

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

FORTALEZA

2025

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Sistema de Bibliotecas

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

---

A567a Andrade, Izaac Oliveira.

Avanços no desenvolvimento de ligas produzidas “in-situ” pelo processo soldagem mig/mag duplo arame / Izaac Oliveira Andrade. – 2025.  
185 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2025.  
Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta..

1. MIG/MAG duplo arame. 2. ligas “in situ” . 3. macrossegregações. I. Título.

CDD 620.11

---

IZAAC OLIVEIRA ANDRADE

AVANÇOS NO DESENVOLVIMENTO DE LIGAS PRODUZIDAS “in-situ” PELO  
PROCESSO SOLDAGEM MIG/MAG DUPLO ARAME

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

Aprovada em: 29/04/2025

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta  
(Orientador)

Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Dr. Cleber Marques

LABSOLDA - Instituto de Soldagem e Mecatrônica

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida e por me guiar em cada passo desta jornada.

Aos meus pais, Dalva e Luís, pelo amor incondicional, apoio e ensinamentos que me moldaram.

À minha namorada, Suzana, pelo carinho, paciência e incentivo constantes ao longo desse percurso. Serei eternamente grato por tudo que você foi e é para mim; sem a sua presença, não teria conseguido.

Ao meu orientador, Prof. Marcelo, pela orientação, dedicação e confiança no meu trabalho.

Aos membros da banca pelas contribuições para este trabalho, Prof. Cleiton e Dr Cleber pelas valiosas contribuições

Ao Laboratório de Pesquisa de Tecnologia de Soldagem (LPTS), por fornece toda a infraestrutura necessária para a realização deste trabalho.

Ao professor Willys, por toda a ajuda e ensinamentos fornecidos durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao meu amigo Adroaldo, pelo companheirismo e apoio, durante a nossa jornada na pós-graduação e pelos seus grandes ensinamentos.

Aos meus amigos Cleiton, Breno, Renato, Acácio, Anderson e Letícia pela amizade e por compartilharem comigo esta jornada.

Aos meus colegas de mestrado e aos colegas do laboratório Anderson, Letícia, Eric pelo convívio enriquecedor e pelo suporte ao longo dessa caminhada acadêmica.

Ao Programa de Recursos Humanos da Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (PRH/ANP), que recebe investimentos de empresas petrolíferas qualificadas sob a Cláusula de P, D&I da Resolução ANP 50/2015, pelo suporte financeiro por meio da bolsa de mestrado.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UFC.

## RESUMO

Este estudo teve como objetivo desenvolver ligas específicas a partir da combinação das ligas de níquel Hastelloy C-276 e Inconel 625, aplicando técnicas de soldagem para minimizar a macrossegregação. Foram produzidas três composições: 50%H/50%I, 70%H/30%I e 30%H/70%I. O eletrodo com maior percentual de deposição operou no modo pulsado, enquanto o de menor contribuição atuou no curto-circuito. Os parâmetros de pulso foram avaliados para todas as ligas, enquanto, no curto-circuito, foram analisadas as variáveis  $K_s$ ,  $K_d$  e  $U_r$ . A soma das velocidades de alimentação foi mantida constante. Também foi realizada uma análise exploratória da disposição dos eletrodos (mestre/seguidor) e dos parâmetros de tecimento (velocidade, frequência e amplitude), avaliando o grau de mistura e a geometria do cordão de solda. Nos ensaios de revestimento, investigou-se ainda a influência da distância entre os eletrodos na formação de macrossegregações. As amostras foram submetidas à caracterização química, microestrutural e mecânica, incluindo ensaios de microdureza Vickers, Charpy e tração. Os resultados indicaram que é possível produzir ligas com composições químicas controladas, ajustando os parâmetros conforme a aplicação. O pulso e o curto-circuito foram otimizados para obter cordões com bom acabamento superficial e sem defeitos. A disposição dos eletrodos não influenciou significativamente a homogeneização, mas a transferência metálica impactou a aparência: quando ambos operaram em pulsado, sem tecimento, observaram-se regiões de cores distintas (50%H/50%I), enquanto no modo misto (pulsado/curto-circuito) a solda foi homogênea. O aumento da frequência, mas principalmente da amplitude do tecimento, melhorou a mistura entre as ligas. A distância entre os eletrodos não teve efeito significativo na segregação. As análises químicas mostraram composições próximas às teóricas e, com parâmetros adequados, foi possível evitar macrossegregações. A microestrutura resultante apresentou matriz de Ni-FCC, predominantemente com crescimento colunar e celular dendrítico. Em termos de propriedades mecânicas, a microdureza variou estatisticamente entre as ligas, com valores próximos a 260 HV para a de maior teor de Inconel 625. A tenacidade ao impacto não apresentou diferenças significativas, com valores médios de energia absorvida em torno de 150 J. Nos ensaios de tração, todas as ligas exibiram desempenho próximo ao da Inconel 686, confirmando que a soldagem MIG/MAG duplo arame é uma rota viável para produzir ligas *in situ* sem necessidade de fundição ou técnicas menos convencionais.

**Palavras chave:** MIG/MAG duplo arame; ligas “*in situ*”; macrossegregações.

## ABSTRACT

This study aimed to develop specific alloys by combining the nickel-based alloys Hastelloy C-276 and Inconel 625, applying welding techniques to minimize macrosegregation. Three compositions were produced: 50%H/50%I, 70%H/30%I, and 30%H/70%I. The electrode with the highest deposition rate operated in pulsed mode, while the one with lower contribution operated in short-circuit mode. Pulse parameters were evaluated for all alloys, while in short-circuit mode, the variables  $K_s$ ,  $K_d$ , and  $U_r$  were analyzed. The total wire feed speed was kept constant. An exploratory analysis was also conducted regarding electrode arrangement (leading/following) and weaving parameters (speed, frequency, and amplitude), assessing alloy mixing and bead geometry. In the overlay welds, the influence of electrode distance on macrosegregation formation was also investigated. The samples were subjected to chemical, microstructural, and mechanical characterization, including Vickers microhardness, Charpy impact, and tensile tests. The results indicated that it is possible to produce alloys with controlled chemical compositions by properly adjusting the welding parameters according to the intended application. The pulsed and short-circuit modes were optimized to achieve weld beads with good surface finish and without defects. Electrode arrangement did not significantly affect homogenization, but metal transfer mode influenced the bead appearance: when both wires operated in pulsed mode without weaving, distinct color regions were observed (50%H/50%I), while in the mixed mode (pulsed/short-circuit), the weld presented a homogeneous appearance. Increasing weaving frequency, but especially amplitude, improved alloy mixing. Electrode distance showed no significant effect on segregation. Chemical analyses confirmed that the obtained compositions were close to the theoretical ones, and with adequate welding parameters it was possible to avoid macrosegregations. The resulting microstructure exhibited a Ni-FCC matrix, predominantly with columnar and cellular dendritic growth. Regarding mechanical properties, microhardness varied statistically among the alloys, with average values around 260 HV for the alloy with higher Inconel 625 content. Impact toughness showed no significant differences, with average absorbed energy values of about 150 J. In tensile tests, all alloys demonstrated mechanical performance close to commercial Inconel 686, confirming that twin-wire MIG/MAG welding is a viable route for in situ alloy production, eliminating the need for casting or less conventional techniques.

**Keywords:** twin-wire MIG/MAG; in situ alloys; macrosegregations.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Posições dos átomos em solução sólida. Átomos substitucionais em (a) e (b) átomos intersticiais em (c)	27
Figura 2 – Precipitado coerente com parâmetro de rede equivalente ao da matriz (a), precipitado com parâmetro de rede menor (b), e maior (c) que o da matriz.	28
Figura 3 – Precipitados nanométricos das fases $\gamma'$ e $\gamma''$ em uma liga 718.	29
Figura 4 – Interface de Revestimento/MB (a) Presença de praia, Zona $\Phi$ e Zona II. (b) Presença de baía, península e ilha.	35
Figura 5 – Ilustração esquemática das regiões de soldagem dissimilar.	36
Figura 6 – Mecanismos propostos por Kou e Yang (2008), a) Mecanismo I: TLW <TLB b) TLW >TLB	37
Figura 7 – Perfil de composição química ao longo do fundo da poça fundida da soldagem do Cu-30Ni e Cu puro. (a) interface dissimilar CuNi 70/30 com adição de Cu; (b) perfil de composição química ao longo da interface dissimilar.	38
Figura 8 – Perfil transversal de um cordão de solda de CuNi 70/30 soldado com Ni puro	39
Figura 9 – Formação de Macrossegregação em soldagens multicamadas realizadas por Barreto (2018)	40
Figura 10 – Formação de Macrossegregação nas ligas "in situ" com a adição do envelhecimento térmico	41
Figura 11 – Representação esquemática da Soldagem MIG/MAG	43
Figura 12 – Análise de um oscilograma no processo MIG/MAG pulsado	45
Figura 13 – Representação de um oscilograma do processo MIG/MAG por Curto-Circuito convencional	46
Figura 14 – Processo MIG/MAG duplo arame com a) potencial único e b) potencial isolado	49
Figura 15 – Disposição da tocha de soldagem. (a) Transversal ou lado-a-lado e (b) longitudinal ou “Tandem”	50
Figura 16 – Liga “in situ” produzida com a mistura do aço inoxidável AWS A5.9 ER 307 e aço carbono AWS A5.18 ER80S-D2 com sua respectiva microestrutura produzida	51

Figura 17 – Modo de produção Liga “in situ” produzida com a mistura do aço inoxidável e aço carbono ER70S-6 usando o processo MIG/MAG e a alimentação a frio	52
Figura 18 – Liga “in-situ” produzidas pelas misturas das ligas 625 e C-276 usando a técnica MIG/MAG duplo para aplicação em revestimentos	54
Figura 19 – Modelo de soldagem realizada para a produção da liga Ti-Al usando o processo TIG com dupla alimentação	54
Figura 20 – Bancada de soldagem empregada para a realização do trabalho	58
Figura 21 – Equipamentos usados para realização das soldagens	59
Figura 22 – Microscópio Óptico	60
Figura 23 – Fluxograma da metodologia do trabalho	61
Figura 24 – Disposição dos eletrodos em Tandem em relação a direção de Soldagem com arames diferentes	68
Figura 25 – Variáveis para analisar a Geometria do cordão de Solda	72
Figura 26 – Regiões dos Cortes realizados para análise da geometria e diluição	73
Figura 27 – Parâmetros do tecimento triangular	74
Figura 28 – Micrografia de um cordão de solda após o ataque químico a) mistura não homogênea b) mistura homogênea	76
Figura 29 – Representação esquemática da soldagem exploratória em camadas	78
Figura 30 – Representação esquemática da distância entre os eletrodos na soldagem duplo arame a) distância de 8mm b) distância de 15 mm	79
Figura 31 – Exemplo das macrosegregações geradas de uma das ligas produzidas	80
Figura 32 – Representação esquemática das soldagens de revestimentos para produção das ligas “in situ”	82
Figura 33 – Análise da microdureza da liga pura	85
Figura 34 – Representação esquemática dos corpos de prova de Charpy para cada liga produzida	85
Figura 35 – Representação esquemática dos corpos de prova de Tração para cada liga produzida	86
Figura 36 – Imagens da melhor condição dos cordões isolados para a liga 50%H/50%I a) Liga Hastelloy C-276 como arame mestre b) Liga Inconel 625 como arame mestre	91
Figura 37 – Oscilograma de Tensão e corrente da fonte operando no modo	

pulsado com as duas ligas com a liga C-276 na frente (em azul)	
a) Corrente b) Tensão	92
Figura 38 – Relação entre a $U_r$ e o D.R. (%) para o a) período de curto-circuito e o b) período de arco	95
Figura 39 – Relação entre $K_s$ e D.R. (%) do a) período de Curto-circuito, b) Período de Arco e para c) derivada de subida	96
Figura 40 – Relação entre $K_d$ e a D.R. (%) do a) Período de Curto-Circuito, b) Período de Arco e c) Derivada de Descida	97
Figura 41 – Aquisição da melhor e pior condição de soldagem da produção da liga 70%H/30%I, com o curto circuito como arame mestre	
a) Corrente da melhor condição b) corrente da pior condição	
c) tensão da melhor condição d) tensão da pior condição	90
Figura 42 – Cordão isolado da melhor condição com o curto-circuito operando como arame mestre com os parâmetros de $U_r=20V$ , $K_s=70$ , $K_d=70$	99
Figura 43 – Relação entre a $U_r$ e o D.R. (%) para o a) período de curto-circuito e o b) período de arco com o Curto-Circuito operando como arame seguidor	100
Figura 44 – Relação entre $K_s$ e D.R. (%) do a) período de Curto-circuito, b) Período de Arco e para c) derivada de subida para o Curto-Circuito operando como arame seguidor	101
Figura 45 – Relação entre $K_d$ e D.R. (%) do período de Curto-circuito, Período de Arco e para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como arame seguidor	102
Figura 46 – Cordão isolado da melhor condição com o curto-circuito operando como arame seguidor	103
Figura 47 – Aquisição da melhor e pior condição de soldagem da produção da liga 70%H/30%I, com o curto circuito como arame seguidor	104
Figura 48 – Relação entre a $U_r$ e o D.R. (%) para o período de curto-circuito	
a) com o Curto-Circuito operando como arame mestre	
b) com o Curto-Circuito operando como arame seguidor para a liga 30%H/70%I	107
Figura 49 – Relação entre $K_s$ e D.R. (%) para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como a) arame mestre b) arame	

seguidor para a liga 30%H/70%I	108
Figura 50 – Relação entre Kd e D.R (%) para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como a) arame mestre b) arame seguidor para a liga 30%H/70%I	109
Figura 51 – Cordão isolado da liga 30%H/70%I com a) CC como arame mestre b) CC como arame seguido	100
Figura 52 – Oscilogramas das melhores condições de soldagem da produção da liga 30%H/70%I, com o curto circuito como arame a) corrente x tempo do arame mestre b) corrente x tempo do arame seguidor c) tensão x tempo do arame mestre b) tensão x tempo do arame seguidor	111
Figura 53 – Macrografias dos cordões de solda para as três ligas a) 50%H/50%I com a liga 625 como arame mestre b) 50%H/50%I com a liga C-276 como arame mestre c) 70%H/30%I com o CC na frente d) 70%H/30%I com o pulsado na frente e) 30%H/70%I com o CC na frente d) 30%H/70%I com o pulsado na frente	112
Figura 54 – Razão R/L para as três ligas a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I	113
Figura 55 – Macrografia no MO pós ataque na liga 50%H/50%I para análise do grau de mistura das entre as duas ligas em relação a disposição dos eletrodos a) 625 na frente b) C-276 na frente	114
Figura 56 – Macrografia no MO pós ataque para análise do grau de mistura das entre as duas ligas em relação a disposição dos eletrodos a) liga 70%H/30%I com o CC na frente b) liga 70%H/30%I com o pulsado na frente c) liga 30%H/70%I com o CC na frente d) liga 30%H/70%I com o pulsado na frente	115
Figura 57 – Efeito da velocidade de soldagem na mistura das ligas	118
Figura 58 – Efeito da frequência de tecimento na mistura das ligas	119
Figura 59 – Efeito da amplitude de tecimento na mistura das ligas	120
Figura 60 – Comparação entre a amplitude e a frequência por meio da ANOVA	122

Figura 61 – Imagens do cordão isolado pós-ataque para verificar o grau de mistura a) $V_{sol}=40$ cm/min, $f = 1$ Hz, $A = 4$ mmmm b) $V_{sol}=40$ cm/min, $f = 1$ Hz, $A = 8$ mmmm c) $V_{sol}=40$ cm/min, $f = 2$ Hz, $A = 4$ mmmm d) $V_{sol}=40$ cm/min, $f = 2$ Hz, $A = 4$ mmmm	123
Figura 62 – Macrografia após ataque químico das ligas usando o melhor parâmetro de tecimento a) 70%H/30%I Pulsado na frente b) 70%H/30%I CC na frente c) 30%H/70%I Pulsado na frente d) 30%H/70%I CC na frente	125
Figura 63 – Cordões definitivos com os parâmetros de tecimento selecionados e usados para a produção das três ligas a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I	126
Figura 64 – Efeito do Tecimento na razão R/L das ligas	126
Figura 65 – Relação entre D.R (%) do período de curto-circuito e a $U(r)$ do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I	129
Figura 66 – Relação entre D.R(%) da derivada de descida e o $K_d$ do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I	130
Figura 67 – Relação entre D.R(%) da derivada de subida e o $K_s$ do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I	131
Figura 68 – Cordões usados para a produção das três ligas nas camadas posteriores a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I	131
Figura 69 – Influência da distância entre os eletrodos de 15 mm na formação de macrossegregações entre as duas ligas	133
Figura 70 – Influência da distância entre os eletrodos de 8 mm na formação de macrossegregações entre as duas ligas	134
Figura 71 – Análise estatística relacionando as distancias entre os eletrodos e as áreas das macrossegregações	135
Figura 72 – Deposição da gota metálica através da deflexão magnética	

entre os dois arcos	137
Figura 73 – Soldagens de revestimentos de uma camada para as três ligas a) 50%H/50%I b)	139
Figura 74 – Representação da soldagem de almofada realizada em uma das ligas para retirada dos corpos de provas, a imagem mostra a almofada produzida para a liga 70%H/30%I	140
Figura 75 – Corpos de provas retirados através das soldagens de almofada o meio da eletroerosão a fio a) Tração b) Charpy	141
Figura 76 – Regiões interpasse entre comadas das três ligas produzidas, a) Sobrepasse da primeira camada 50%H/50%I b) Sobrepasse da segunda camada 50%H/50%I c) Sobrepasse da terceira camada 50%H/50%I c) Sobrepasse da primeira camada 70%H/30%I d) Sobrepasse da segunda camada 70%H/30%I e) Sobrepasse da terceira camada 70%H/30%I f) Sobrepasse da primeira camada 30%H/70%I g) Sobrepasse da segunda camada 30%H/70%I h) Sobrepasse da terceira camada 30%H/70%I	143
Figura 77 – Simulação termodinâmica da liga 50%H/50%I	148
Figura 78 – Simulação termodinâmica da liga 70%H/30%I	148
Figura 79 – Simulação termodinâmica da liga 30%H/70%I	149
Figura 80 – Microestruturas da 70%H/30%I	152
Figura 81 – Perfil de microdureza realizados nas 03 ligas puras	153
Figura 82 – Análise de Variância das ligas em relação e dureza	156
Figura 83 – Fractografia dos corpos de provas pós ensaio a) liga 50%H/50%I b) liga 70%H/30%I c) liga 30%H/70%I	158
Figura 84 – ANOVA dos valores absorvido de energia para as três ligas	158
Figura 85 – Corpos de prova de tração da liga 50%H/50%I pós ensaio	161
Figura 86 – Corpos de prova de tração da liga 70%H/30%I pós ensaio	161
Figura 87 – Corpos de prova de tração da liga 30%H/70%I pós ensaio	162
Figura 88 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 50%H/50%I a) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm) b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)	163
Figura 89 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 70%H/30%I a)	

Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm)	
b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)	163
Figura 90 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 30%H/70%I a)	
Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm)	
b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)	164
Figura 91 – Análise de Variância dos resultados de cada propriedade	
em relação a liga produzida	165
Figura 92 – Comparação das Propriedades entre as outras ligas de Níquel	166

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço estrutural ASTM A36	56
Tabela 2 – Composição química do metal de adição ERNiCrMo-3	57
Tabela 3 – Composição química do metal de adição ERNiCrMo-4	57
Tabela 4 – Dimensões do aço ASTM A36 utilizado nos ensaios	62
Tabela 5 – Velocidades de alimentação fixada para cada Liga	63
Tabela 6 – Modo de operação para cada Liga	65
Tabela 7 – Fatores de controle (curto-circuito convencional)	66
Tabela 8 – Parâmetros fixos do fatorial completo utilizados nos ensaios preliminares	67
Tabela 9 – Ensaios do fatorial completo para a liga 70%H/30%I	70
Tabela 10 – Ensaios do fatorial completo para a liga 30%H/70%I	71
Tabela 11 – Parâmetros de oscilação para o exploratório do tecimento triangular	75
Tabela 12 – Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular	75
Tabela 13 – Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular	75
Tabela 14 – Parâmetros de Soldagem determinados para a produção da liga 50%H/50%I	89
Tabela 15 – Parâmetros de pulso da liga 70%H/30%I	93
Tabela 16 – Melhores parâmetros de Curto-Circuito selecionados para a liga Inconel 625 operando como arame mestre	99
Tabela 17 – Melhores parâmetros de Curto-Circuito como arame seguidor selecionados a partir da ANOVA	102
Tabela 18 – Parâmetros de pulso da liga 30%H/70%I	106
Tabela 19 – Melhores parâmetros de curto-circuito da liga 30%H/70%I	109
Tabela 20 – Notas atribuídas para cada parâmetro de tecimento	117
Tabela 21 – ANOVA referente a cada variável usada na análise do tecimento	117
Tabela 22 – Parâmetros de tecimento selecionados para produção das três ligas	124
Tabela 23 – Parâmetros de pulso das três ligas para as soldagens multicamadas	128

Tabela 24 – Composição química da liga 50%H/50%I	145
Tabela 25 – Composição química da liga 70%H/30%I	146
Tabela 26 – Composição química da liga 30%H/70%I	146
Tabela 27 – Intervalos e Solidificação de cada liga e seus respectivos intervalos de fragilização	151
Tabela 28 – Valores obtidos através dos Ensaio de Microdureza	155
Tabela 29 – Resultados de Energia absorvida (J) para cada liga a partir dos ensaios Charpy realizados a temperatura de -196 ° C	157
Tabela 30 – Resultados do Ensaio de Tração para as três liga produzidas	160

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANOVA	Análise de Variância
AWS	American Welding Society
AL (%)	Alongamento Percentual
BTR	Brittle Temperature Range
CC	Curto Circuito
DA	Duplo Arame
Fp	Frequência de Pulso
FRX	Fluorescência de Raios-X
Im	Corrente média
Ip	Corrente de Pulso
Ib	Corrente de Base
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem
LRT	Limite de Resistência à Tração
LE	Limite de Escoamento
MIG/MAG	Metal inert gas/Metal active gas
tp	Tempo de Pulso
tb	Tempo de Base
TPCS	Topologicamente Compactas
ZPM	Zonas Parcialmente Misturadas
ZPD	Zonas Parcialmente Diluídas
ZAD	Zonas de Alta Diluição

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>20</b>
<b>2 OBJETIVOS.....</b>	<b>25</b>
<b>2.1 Objetivos Gerais.....</b>	<b>25</b>
<b>2.2 Objetivos Específicos.....</b>	<b>25</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>26</b>
<b>3.1 Ligas de Níquel.....</b>	<b>26</b>
<b>3.1.1 Liga Inconel 625.....</b>	<b>29</b>
<b>3.1.2 Liga Hastelloy C-276.....</b>	<b>31</b>
<b>3.2 Segregações na Soldagem.....</b>	<b>32</b>
<b>3.2.1 Macrossegregações.....</b>	<b>32</b>
<b>3.2.1.1 Macrossegregações em Soldagem Dissimilar.....</b>	<b>34</b>
<b>3.3 Soldagem MIG/MAG.....</b>	<b>42</b>
<b>3.3.1 Soldagem MIG/MAG Pulsado.....</b>	<b>44</b>
<b>3.3.2 Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito Convencional.....</b>	<b>46</b>
<b>3.3.3 Soldagem MIG/MAG Duplo Arame.....</b>	<b>47</b>
<b>3.3.3.1 Aspectos operacionais do Processo.....</b>	<b>47</b>
<b>3.4 Soldagem “in-situ” para o desenvolvimento de novas Ligas.....</b>	<b>50</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>56</b>
<b>4.1 Materiais.....</b>	<b>56</b>
<b>4.4.1 Material de Base.....</b>	<b>56</b>
<b>4.4.2 Material de Adição.....</b>	<b>56</b>
<b>4.2 Equipamentos.....</b>	<b>57</b>
<b>4.2.1 Equipamentos de Corte, Caracterização Microestrutural e Registro de Imagens.....</b>	<b>59</b>
<b>4.2.2 Equipamento Utilizados para os Ensaio Mecânicos.....</b>	<b>60</b>
<b>4.3 Métodos.....</b>	<b>60</b>
<b>4.3.1 Etapa I – Estudos Exploratórios para a primeira camada.....</b>	<b>61</b>
<b>4.3.1.1 Exploratório da Liga 50%H/50%I.....</b>	<b>63</b>
<b>4.3.1.2 Exploratório da Liga 30%H/70%I e 70%H/30%I.....</b>	<b>64</b>

4.3.1.3 Exploração dos parâmetros de oscilação usando o tecimento triangular.....	74
<b>4.3.2 Etapa II – Camadas subsequentes.....</b>	<b>77</b>
4.3.2.1 Exploração da influência da configuração da tocha na formação de macrosegregações.....	79
<b>4.3.3 Etapa III – Soldagem de revestimentos para produção das Ligas.....</b>	<b>81</b>
<b>4.3.4 Etapa IV: Caracterização Microestrutural e Análise Metalúrgica.....</b>	<b>82</b>
4.3.4.1 Medição da Composição Química.....	82
4.3.4.2 Análise Metalúrgica.....	83
<b>4.3.5 Etapa V: Procedimento para a realização dos ensaios mecânicos.....</b>	<b>84</b>
4.3.5.1 Ensaio de dureza.....	84
4.3.5.2 Ensaio de impacto.....	85
4.3.5.3 Ensaio de tração.....	86
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>88</b>
<b>5.1 Soldagens Exploratórias das Ligas in-situ.....</b>	<b>88</b>
5.1.1 Exploratório para a produção da Liga 50%H/50%I.....	88
5.1.2 Exploratório para a produção da Liga 70%H/30% I.....	93
5.1.3 Exploratório da Liga 30%H70%I.....	105
5.1.4 Exploratório da disposição dos eletrodos em relação ao sentido de deslocamento da soldagem.....	111
5.1.5 Efeito do Tecimento na mistura das ligas.....	116
5.1.6 Soldagens exploratórias para confecção de camadas subsequentes.....	127
5.1.7 Influência da distância entre os eletrodos na mistura entre as ligas.....	132
<b>5.2 Soldagem de Revestimentos para a produção das ligas.....</b>	<b>138</b>
5.2.1 Análise macrográfica das camadas soldadas com as ligas produzidas.....	141
<b>5.3 Análise da composição química das ligas puras produzidas e microestrutural.....</b>	<b>144</b>
<b>5.4 Análise das propriedades mecânicas das ligas.....</b>	<b>153</b>
5.4.1 Ensaio de Microdureza Vickers.....	153
5.4.2 Ensaio de impacto.....	156
5.4.3 Ensaio de tração.....	159
<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>167</b>

<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>170</b>
<b>ANEXOS A – GRÁFICOS DO ANOVA PARA A LIGA 30%H/70%L.....</b>	<b>181</b>
<b>ANEXOS B – GRÁFICOS DO ANOVA CAMADA SUBSEQUENTES.....</b>	<b>183</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A exploração do pré-sal representa um dos maiores desafios técnicos para as empresas do setor petrolífero, especialmente para a exploração em áreas muito profundas e até então inexploradas. Este desafio é ainda agravado pela necessidade de materiais com propriedades específicas, como resistência significativa à corrosão e resistência mecânica (Nunes, 2015). Os equipamentos utilizados neste contexto operam em condições de alta pressão e ambiente corrosivo, resultando na deterioração dos materiais e, conseqüentemente, no aumento da frequência das operações de manutenção.

Nesse contexto, a Petrobras enfrenta obstáculos significativos na indústria de petróleo e gás, especialmente dadas as difíceis condições ambientais na região do pré-sal da Bacia de Santos. Esses desafios incluem a investigação de poços em áreas offshore que atingem profundidades de até 3.000 metros e possuem até 4.000 metros de depósitos de sal e sedimentos (Santiago, 2018). Nesse cenário, a empresa enfrenta dificuldades relacionadas às condições oceânicas desfavoráveis exigindo o desenvolvimento de tecnologias que possam suportar as altas pressões e os efeitos corrosivos dos fluidos utilizados.

Empresas como a Petrobras direcionam seus investimentos para o desenvolvimento de tecnologia própria, com a colaboração de fornecedores, universidades e centros de pesquisa. Um dos desafios, coordenado pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia de Soldagem (LPTS), tem como foco a soldagem de ligas com alta resistência mecânica, resistência à corrosão, resistência ao desgaste e capacidade de suportar altas temperaturas. Um exemplo em destaque é a soldagem de ligas de níquel, amplamente utilizadas em diversas áreas da indústria do petróleo.

As ligas à base de níquel são conhecidas por sua excelente combinação de resistência mecânica e resistência à corrosão. No entanto, o alto custo destas ligas tem sido uma barreira para aplicação em larga escala. Considerando fatores como vida útil do equipamento, produtividade e segurança operacional, o uso criterioso dessas ligas, principalmente em processos de revestimento por soldagem, proporciona custo-benefício mais favorável. A seleção do método de deposição e da liga utilizada é determinada por diversos fatores, incluindo condições de operação, propriedades do metal base e custos de processamento (Pessoa, 2014). Neste cenário destacam-se as ligas de Ni-Cr-Mo, como AWS ERNiCrMo-3 (625), AWS ERNiCrMo-4 (C-276) e AWS ERNiCrMo-14 (686). Todas estas ligas apresentam boa resistência à corrosão, sendo a liga 686 a que apresentou os melhores resultados de desempenho, verificados em diversos trabalhos na literatura, devido à presença

de grandes quantidades de elementos de liga, especialmente cromo, molibdênio e tungstênio (Silva, 2016).

Entretanto, um fator relevante a ser considerado é o custo elevado da liga 686, que pode ser aproximadamente o dobro do valor das ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276. Em termos de composição química, a liga 625 possui um teor de cromo semelhante ao da 686, enquanto as proporções de molibdênio e tungstênio da liga C-276 são comparáveis às da 686.

A partir da análise realizada por Pessoa (2014), foi estabelecida uma nova linha de pesquisa voltada para o desenvolvimento e estudo de ligas “in situ” aplicadas a revestimentos, utilizando o processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame.

A soldagem MIG/MAG Duplo Arame na configuração potenciais isolados representa uma abordagem inovadora na metalurgia, com um campo significativo para a criação de novas ligas (MOTTA *et al.*, 2020). Essa configuração do processo MIG/MAG permite a alimentação simultânea de dois arames e o ajuste individual das taxas de alimentação dos arames e dos parâmetros elétricos de soldagem de cada arco elétrico, permitindo um controle preciso da mistura dos metais de adição. Dessa forma, torna-se viável a produção de ligas personalizadas, otimizando propriedades mecânicas e resistência à corrosão para aplicações específicas.

Além disso, a soldagem MIG/MAG duplo arame na configuração com potenciais isolados oferece maior produtividade, uma vez que permite a deposição de uma quantidade significativa de material em um curto espaço de tempo. Essa técnica não apenas aprimora a eficiência dos processos de soldagem, mas também abre novas perspectivas para o desenvolvimento de ligas adaptadas a aplicações específicas, atendendo às demandas cada vez mais complexas da indústria do petróleo e gás natural. O uso simultâneo das ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276 por meio do processo MIG/MAG duplo arame pode proporcionar uma zona fundida com características semelhantes às obtidas com a liga 686 e com uma alta produtividade, o que induz a um custo inferior.

A pesquisa sobre as aplicações das ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C-276, realizada por meio dos processos de soldagem MIG/MAG Duplo Arame está sendo conduzida ao longo de vários anos pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem da Universidade Federal do Ceará (LPTS). Entre as contribuições significativas dessa, destacam-se os trabalhos de mestrado e doutorado:

- Estudo da viabilidade econômica de revestimentos com as ligas de níquel AWS ER NiCrMo-3 e AWS ER NiCrMo-4 em chapas de aço ASTM 516 GR60 pelo processo MIG/MAG duplo arame (SANTIAGO, 2013)

- Soldagem de Revestimento com Ligas de Níquel Empregando o Processo MIG/MAG com Duplo Arame para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural (PESSOA, 2014)
- Estudo de revestimentos de ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C276 depositadas simultaneamente pelo processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame sobre aço estrutural (BARRETO, 2018)
- Evolução microestrutural de soldas produzidas com a mistura das ligas AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4 submetidas a tratamentos térmicos de envelhecimento (SANTIAGO, 2018).

Nos estudos mencionados anteriormente, Santiago (2013) e Pessoa (2014) demonstraram que a soldagem MIG/MAG duplo arame, utilizando as ligas AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4, constitui uma alternativa promissora não apenas para revestimentos, mas também para a produção de ligas desenvolvidas por fusão “*in situ*”, para aplicações de soldagem de uma forma geral. Os resultados desses trabalhos evidenciam o potencial do processo para gerar ligas com composições químicas otimizadas, atendendo a demandas específicas da indústria. Esse enfoque possibilita a obtenção de ligas de alto desempenho, cuja produção não é realizada em larga escala, eliminando a necessidade de processos convencionais de fundição ou de ligas pré-fabricadas.

Explorando essa oportunidade, Barreto (2018) desenvolveu ligas de níquel *in-situ* ao depositar simultaneamente as ligas Inconel 625 e Hastelloy C276 por meio do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame, empregando três proporções distintas na mistura das ligas. A pesquisa foi expandida por Santiago (2018), que introduziu o tratamento térmico de envelhecimento nas ligas soldadas, com o objetivo de estudar a evolução da microestrutura que é sujeita a precipitações de fases deletérias, e que pode prejudicar as propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Esse enfoque visou atender às aplicações dessas ligas em equipamentos e componentes que operam em condições extremas.

Entretanto, os autores identificaram em suas investigações que um dos desafios substanciais enfrentados na soldagem MIG/MAG DA, residiu na complexidade de assegurar a homogeneidade da mistura entre as duas ligas e o metal de base, especialmente quando realizadas com velocidades de alimentação discrepantes entre si. Enquanto Pessoa (2014) alcançou sucesso na obtenção de uma homogeneidade química entre os dois metais de adição e o metal base ao realizar a soldagem de revestimentos com uma única camada por meio do processo duplo arame, Santiago (2018) e Barreto (2018), ao conduzirem a soldagem de

revestimentos multicamadas sobre o metal de base, notaram o surgimento de regiões distintas nos cordões de solda, que compõe o revestimento. A parte inferior desses cordões destacou-se pela presença de uma região com mistura não incompleta entre as ligas, caracterizada como macrosegregação, fenômeno esse que não havia sido inicialmente identificado nos estudos de Santiago (2013) e Pessoa (2014).

As macrosegregações surgem principalmente devido a efeitos de fluidodinâmica associados à convecção e movimentação do metal líquido durante a solidificação da poça de fusão. Diferentemente da microsegregação, que ocorre em escala dendrítica e está relacionada à solubilidade limitada dos elementos de liga, a macrosegregação resulta em heterogeneidades de maior escala na composição química, distribuídas ao longo do cordão de solda ou do revestimento (CIESLAK, 1986; CIESLAK, 1991). Essas variações podem originar regiões com excesso ou deficiência de determinados elementos, favorecendo a formação de fases indesejáveis e comprometendo a uniformidade das propriedades mecânicas e metalúrgicas. Em soldagens aplicadas na indústria do petróleo, por exemplo, tais descontinuidades aumentam significativamente o risco de falhas em serviço, afetando diretamente a confiabilidade e a segurança operacional dos equipamentos.

A correlação entre os processos de soldagem, as propriedades metalúrgicas das ligas de níquel e a formação de macrosegregações tem se consolidado como um campo de estudo relevante, especialmente em aplicações que envolvem soldagem multipasses para a criação de novas ligas ou na manufatura aditiva. A heterogeneidade microestrutural resultante dessas misturas pode variar significativamente em função dos parâmetros adotados no processo de soldagem, tornando essencial a investigação dos mecanismos responsáveis pela fusão e solidificação dos materiais.

No caso do processo MIG/MAG com duplo arame, alguns parâmetros críticos desempenham um papel fundamental na obtenção de uma mistura homogênea entre as ligas. A disposição dos eletrodos, por exemplo, influencia diretamente a interação entre os arcos elétricos e o padrão de fusão, podendo afetar a distribuição dos elementos de liga no material depositado. A proporção das ligas utilizadas também é um fator determinante, pois define a composição química final do revestimento, impactando suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Além disso, o modo de operação adotado no processo de soldagem, como a transferência metálica pulsada ou em curto-circuito, pode influenciar a deposição do material e a formação da microestrutura final. Outro fator relevante é a técnica de tecimento, que, apesar de ser amplamente utilizada em diferentes processos de soldagem, no contexto do duplo arame, pode ter papel fundamental na uniformização da mistura entre as ligas.

Assim, este estudo tem como objetivo compreender a formação de macrosegregações em ligas desenvolvidas *in situ* pelo processo MIG/MAG duplo arame, avaliando a influência dos parâmetros de soldagem e propondo ajustes capazes de minimizar ou eliminar tais descontinuidades. A partir da definição das melhores condições, busca-se promover maior uniformidade química nas ligas obtidas e, em seguida, produzir revestimentos multicamadas para caracterização microestrutural e avaliação das propriedades mecânicas.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivos Gerais

Este estudo tem como objetivo desenvolver ligas *in situ* por meio do processo de soldagem MIG/MAG na configuração de duplo arame, utilizando as ligas comerciais de níquel Inconel 625 (AWS ERNiCrMo-3) e Hastelloy C276 (AWS ERNiCrMo-4). O foco principal consiste em compreender a formação de macrosegregações durante a fusão e solidificação, bem como avaliar parâmetros de soldagem capazes de minimizá-las, promovendo maior homogeneidade química nas ligas obtidas.

### 2.2 Objetivos Específicos

- Determinar os parâmetros de soldagem MIG/MAG Duplo Arame nos modos de transferência metálica pulsado e curto-circuito para a produção de ligas com composições:
  - a) 50% de Hastelloy C-276 e 50% de Inconel 625
  - b) 70% da liga Hastelloy C-276 e 30% Inconel 625
  - c) 30% da liga Hastelloy C-276 e 70% Inconel 625;
- Avaliar por meio de ensaios exploratórios os parâmetros do processo MIG/MAG Duplo Arame como: posicionamento dos eletrodos em relação ao sentido da soldagem, afastamento dos eletrodos e tecimento que resultem em soldas de qualidade, com o mínimo de discontinuidades, porosidades e macrosegregações formadas no metal de solda, em conformidade com os requisitos técnicos exigidos para as soldagens de revestimento;
- Avaliar o comportamento mecânico das ligas realizando os ensaios de microdureza, resistência ao impacto e tração

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Ligas de Níquel

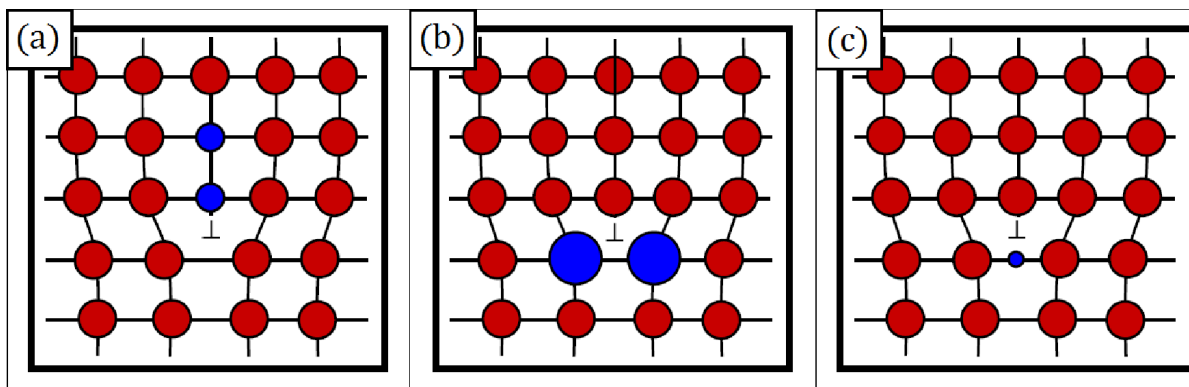
Ligas a base Ni oferecem uma ampla variedade de propriedades, apresentando uma grande versatilidade em suas aplicações. Isso está relacionado à sua capacidade de solubilizar elevadas frações de elementos de liga em sua matriz Cúbica de Face Centrada (CFC) (SIMS *et al.*, 1987), como o Cu – ao qual apresenta solubilização total –, o Cr e o Fe (Silva, 2010).

Desse modo, as ligas de Ni podem atingir elevadas resistência mecânica, tenacidade, resistência à fadiga e resistência à corrosão em uma ampla faixa de temperatura (Perepezko, 2009), sendo materiais essenciais para os setores nuclear, militar, aeroespacial, petroquímico, entre outros (Geddes *et al.*, 2010).

Essa ampla gama de ligas de Ni é dividida de acordo com o mecanismo de aumento de resistência que atua sobre estes materiais (Lippold *et al.*, 2011), sendo classificadas entre: ligas endurecidas por solução sólida, ligas endurecidas por precipitação, ligas endurecidas por dispersão de óxido e ligas fundidas (Silva, 2010). Entre essas classes destacam-se as ligas endurecidas por solução sólida e por precipitação, que são detalhadas a seguir.

Nas ligas de Níquel endurecida por solução sólida, a relação composição-propriedades tem sido estudo ao longo dos anos a partir da adição de diversos elementos de liga capazes de serem solubilizados em sua matriz CFC, como Al, Co, Cr, Fe, Hf, Mn, Mo, Nb, Ta e W (Caron; Khan, 1999). Com relação às propriedades mecânicas, a adição de elementos com uma considerável diferença entre números atômicos é capaz de promover distorção na rede cristalina, seja pela acomodação de átomos substitucionais Figura 1 (a,b), ou pela acomodação de átomos intersticiais (Figura 1c) (Brooks, 1982; Sims *et al.*, 1987). Essas distorções, dificultam o movimento de discordâncias, aumentando, deste modo o limite de escoamento e a resistência mecânica da liga (Fleischeir, 1963).

Figura 1 – Posições dos átomos em solução sólida. Átomos substitucionais em (a) e (b). Átomos intersticiais em (c)



Fonte: Silva (2010, p. 8).

O desenvolvimento das ligas de Ni endurecidas por solução sólida está diretamente relacionado à busca por ligas versáteis, resistentes à corrosão em ambientes agressivos e com boas propriedades sob temperaturas diversas (Miná, 2019). Na década de 1930, foram desenvolvidas as primeiras ligas com base em Ni-Cr-Mo; já na década de 1960, a liga 625 foi desenvolvida e patenteada, sendo, até os dias atuais, material de elevada importância para diversos setores industriais, destacando-se por sua versatilidade, com boa soldabilidade, alta resistência à fluência e alta resistência à corrosão (Ruther; Greenberg, 1964; Hodge, 2006).

Também na década de 1960, a liga C-276 foi projetada utilizando novas tecnologias de descarburização para redução do C e do Si residuais, favorecendo a resistência à corrosão intergranular e a soldabilidade destas ligas (Agarwal; Herda, 1997).

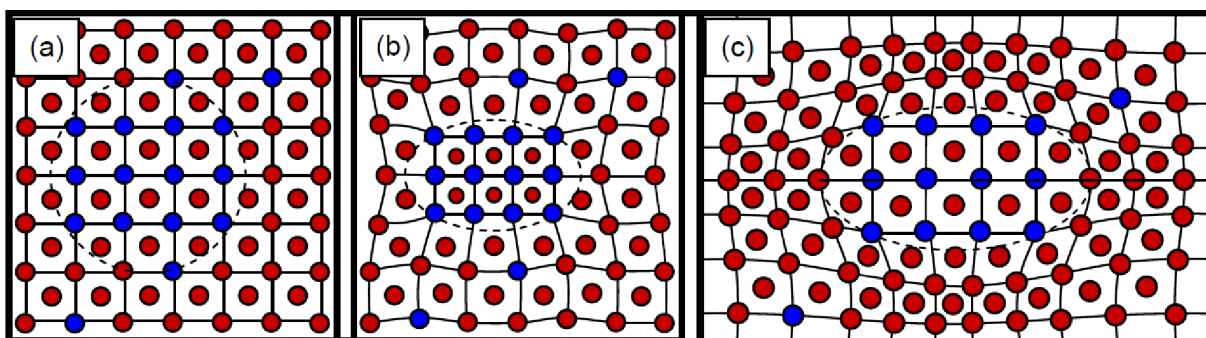
Buscando a obtenção de ligas com maior resistência à corrosão, a liga C22 foi desenvolvida na década de 1980 a partir do incremento do teor de Cr e redução dos teores de Mo, Fe e W, o que reduz a precipitação de fases Topologicamente Compactas (TCP, do inglês "Topologically Close-Packed") (Agarwal; Herda, 1997).

Buscando aplicações em condições severas de corrosão, a liga 686 foi desenvolvida no ano de 1992, introduzindo um elevado teor de elementos de liga na matriz de Ni, contendo pelo menos 41% de elementos de liga (Miná, 2019). Apesar disso, o incremento de elementos de liga pode prejudicar as propriedades mecânicas da liga. Os menores teores de Mo, por exemplo, prejudicam a estabilidade térmica da liga (Miná, 2019), enquanto que os demais elementos de liga favorecem a nucleação de precipitados frente ao processo de soldagem, os quais são deletérios às propriedades mecânicas da liga (Arulmurugan; Manikandan, 2017; Miná *et al.*, 2018).

Outro mecanismo de aumento de resistência é o endurecimento por precipitação, que está relacionado a dispersão de segundas fases pela matriz da liga metálica atuando como barreiras para a movimentação de discordância, que progridem através dos precipitados cisalhando-os ou contornando-os (Geddes *et al.*, 2010; Hull; Bacon, 2011). A precipitação destas fases ocorre quando há a supersaturação de soluto na matriz, que, com a queda da temperatura, perde a capacidade de solubilizar aquele dado elemento (Silva, 2010).

Nas ligas de Ni, o endurecimento por precipitação é obtido a partir da adição de elementos de liga como o Al, o Ti e o Nb, além da aplicação de tratamentos térmicos. Estes elementos são responsáveis pela precipitação de fases coerentes que são as principais responsáveis pelo aumento de resistência, como os precipitados  $\gamma'$  e  $\gamma''$  (Silva, 2010; Miná, 2019). Essas partículas coerentes poderão introduzir deformações nas redes cristalinas, como apresentado nos esquemáticos da Figura 2, atuando na restrição do movimento de discordâncias.

Figura 2 – Precipitado coerente com parâmetro de rede equivalente ao da matriz (a), precipitado com parâmetro de rede menor (b), e maior (c) que o da matriz.

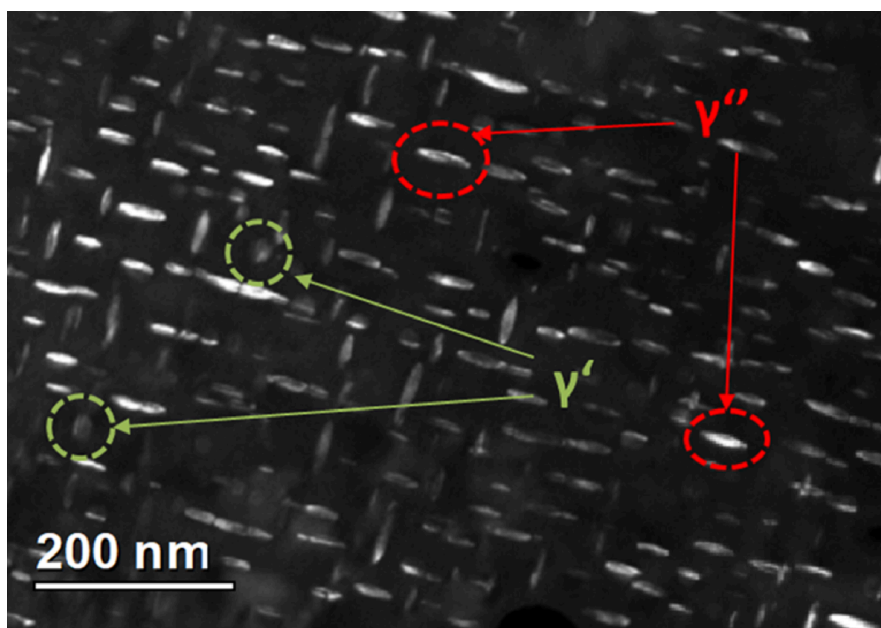


Fonte: Silva (2010, p. 11).

A fase  $\gamma'$  é uma precipitação do tipo A<sub>3</sub>B, no qual A normalmente é representada por elementos eletronegativos como o níquel, cobalto e ferro, B por sua vez é constituído por elementos eletropositivos como o alumínio, titânio, nióbio e tântalo. De forma simplificada podemos definir a estequiometria da fase  $\gamma'$  como (Ni,Co)<sub>3</sub>(Al,Ti) (Miná, 2015). É uma fase intermetálica que eleva notavelmente a resistência mecânica da liga, por decorrência da barreira, que a fase impõe a passagem das discordâncias, exigindo assim tensões superiores para contornar ou cisalhar tais precipitados. A morfologia destes precipitados pode ser do tipo esférico, cúbico e alongado (Reed, 2008).

Em superligas de níquel endurecidas por precipitação, também vêm sendo utilizado o elemento Nb para a formação de fases que elevam a resistência mecânica. Isto resulta em uma fase metaestável denominada  $\gamma''$  (Ni<sub>3</sub>Nb), a qual apresenta uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado em forma de agulhadas (Moosavy *et al.*, 2013). A Figura 3 apresenta imagens de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) destacando precipitados nanométricos das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  em uma liga 718 (Martello *et al.*, 2021).

Figura 3 – Precipitados nanométricos das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  em uma liga 718.



Fonte: Martello *et al.* (2021, p. 4).

Entre as ligas desta classe, destacam-se as ligas 718 e 725, apresentando uma elevada resistência mecânica e possuindo um elevado valor para o setor aeroespacial. Apesar disso, essas ligas apresentam problemas de soldabilidade relacionados à fissuração induzida por envelhecimento durante tratamentos térmico pós-soldagem (Kou, 2003).

### 3.1.1 Liga Inconel 625

A liga Inconel 625 é uma liga de Ni-Cr-Mo-Nb endurecida por solução sólida, desenvolvida inicialmente na década de 1960 como parte da primeira geração de ligas à base de níquel. Ela foi criada para suportar altas temperaturas em aplicações como turbinas a vapor e a gás (Cieslak *et al.*, 1988; Dupont, 1996; Hodge, 2006; Silva *et al.*, 2013). Com o tempo,

seu uso foi expandido para ambientes que exigem alta resistência ao desgaste, especialmente em meios contendo cloretos, devido ao seu excelente desempenho nessas condições (Wilson *et al.*, 1991, Pessoa 2014). A liga também é amplamente utilizada na indústria aeroespacial, graças às suas propriedades como alta resistência mecânica, resistência à fadiga térmica e mecânica, resistência à oxidação (Kumar *et al.*, 2020, Rehman *et al.*, 2021, Votruba *et al.*, 2022).

Frequentemente, é empregada em soldagem dissimilar devido à sua resistência, ductilidade e capacidade de absorver quantidades significativas de diluição de outras ligas. Embora seu custo seja elevado para aplicação maciça em certas estruturas, ela é utilizada em revestimentos por soldagem em aços como os C-Mn e de baixa liga e aços Cr-Mo (Dupont, 1996), resultando em componentes de alto desempenho com ampla aplicação na indústria (Eiselstein e Tillack, 1958, Silva *et al.*, 2013, Dupont, 1996).

A liga 625 apresenta elevada resistência à corrosão em ambientes agressivos, como meios marinhos (Cieslak *et al.*, 1988; Silva *et al.*, 2013) e meios clorídricos aquosos (Silva *et al.*, 2018). Sua ampla faixa de resistência a temperaturas e pressões elevadas faz com que o material seja amplamente utilizado na área de processamento químico. Devido à presença de elementos como cromo, molibdênio e nióbio na matriz gama-CFC do Ni, a liga 625 é resistente à corrosão por pites, frestas e intergranular (Li *et al.*, 2022). Além disso, este material não requer tratamento térmico para alcançar as propriedades desejadas, pois essas são obtidas com os elementos em solução sólida (Silva *et al.*, 2018). Em aplicações submarinas, como na indústria de petróleo e gás, a liga Inconel 625 se destaca por sua resistência à corrosão por pites e frestas, bem como por sua alta resistência à fadiga, à tração e à corrosão sob tensão em ambientes com presença de íons cloretos (Eiselstein e Tillack, 1958, Majerik *et al.*, 2023).

No âmbito metalúrgico a solidificação da liga Inconel 625 é fortemente influenciada pela presença de elementos como Nb, Si e C, uma vez que esses elementos tendem a sofrer microsegregação e formam fases secundárias no final do processo de solidificação. Durante esse processo, geralmente são formados dois tipos de constituintes eutéticos:  $\gamma/\text{NbC}$  e  $\gamma/\text{Laves}$  (Cieslak *et al.*, 1991; Lippold *et al.*, 2011;).

A adição de carbono tende a favorecer a formação de carbonetos, enquanto o silício promove a formação da fase Laves. O carbono, em particular, tem um impacto significativo no intervalo de temperatura durante o primeiro estágio da solidificação da liga 625. Com o aumento da quantidade de carbono, a temperatura da reação  $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$

aumenta, o que reduz o intervalo de temperatura no primeiro estágio de solidificação  $L \rightarrow (\gamma + \text{NbC})$  (Dupont *et al.*, 1998).

### 3.1.2 Liga Hastelloy C-276

Desenvolvida na segunda geração de ligas de níquel a liga Hastelloy C-276 obtém maior resistência mecânica por meio de solução sólida, característica atribuída à presença de elementos como carbono, cromo, molibdênio, ferro e tungstênio. Geralmente, quando soldada, não requer tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para garantir a homogeneização da microestrutura (Aguiar, 2010, Subramanian 2019,).

A liga é resistente à formação de precipitados nos contornos de grão da Zona Termicamente Afetada (ZTA), o que permite, em diversas aplicações, seu uso no estado como soldado. A liga apresenta uma baixa taxa de corrosão tanto em ambientes redutores (como em ácido sulfúrico a 10% em ebulição) quanto em ambientes oxidantes (como em ácido nítrico a 10% em ebulição). As ligas de Ni-Cr-Mo são amplamente aplicadas em ambientes contendo cloretos, onde a maioria dos aços inoxidáveis sucumbiria à corrosão por frestas, por pites e à corrosão sob tensão. Entretanto, as ligas de NiCrMo são altamente resistentes, sendo praticamente imunes a esses tipos de ataques em muitas aplicações industriais (Jiang,2012 Tümer, 2020, Saravanan, 2021).

No âmbito metalúrgico a formação de fases na liga Hastelloy C276 está diretamente relacionada à sua composição química. O cromo desempenha um papel fundamental na formação de uma camada passivadora, que confere à liga uma alta resistência à corrosão, de maneira semelhante aos aços inoxidáveis, além de contribuir para o endurecimento da liga. Os elementos molibdênio e tungstênio têm uma influência significativa no endurecimento da liga, devido ao seu grande raio atômico em comparação com o níquel (Manikandan *et al.* 2014, Manoharan *et al.*, 2015).

Em relação à sua soldabilidade, a liga C276 apresenta menor tendência à formação de trincas de solidificação quando comparada a outras duas ligas de níquel derivadas do sistema ternário NiCr-Mo, como as ligas C22 e C4. Isso ocorre porque a liga C276 retém uma maior quantidade de líquido residual ao final do processo de solidificação em comparação às ligas C22 e C4, o que amplia seu intervalo de solidificação e, conseqüentemente, aumenta sua suscetibilidade à formação de trincas de solidificação (Cieslak *et al.*, 1986).

## 3.2 Segregações na Soldagem

A segregação na soldagem refere-se à distribuição não uniforme dos elementos de liga durante a solidificação do metal fundido, resultando em heterogeneidades químicas que podem comprometer o desempenho do material. Neste trabalho, a ênfase está na macrossegregação, fenômeno associado aos movimentos convectivos do metal líquido na poça de fusão. No caso do processo MIG/MAG duplo arame, essa condição torna-se ainda mais complexa, pois, a depender dos parâmetros e da configuração da tocha, pode ocorrer a formação de uma ou até duas poças simultâneas, aumentando a suscetibilidade à segregação em escala macroscópica.

No tópico seguintes, será discutidos os mecanismos e implicações da macrossegregação no processo investigado, com ênfase nos efeitos sobre a microestrutura e nas estratégias de controle por meio do ajuste dos parâmetros de soldagem.

### 3.2.1 Macrossegregações

A macrossegregação ocorre devido ao movimento do líquido ou sólido durante a solidificação, resultando em variações significativas na composição química ao longo da peça. Esse fenômeno é influenciado por fatores durante o processo de solidificação, que podem ser destacados como;

- **A densidade de uma liga metálica varia com a composição química e com a fase predominante em cada região:** Quando ocorre a formação de uma nova fase sólida durante a solidificação, sua densidade pode ser maior ou menor que a do líquido restante, promovendo separação gravitacional. Se os sólidos formados forem mais densos que o líquido, eles tendem a afundar para as regiões inferiores da peça, criando segregação negativa nessas áreas. Se forem menos densos, podem flutuar para a superfície, gerando concentração local de determinados elementos. Esse fenômeno é comum em ligas multicomponentes, como as de alumínio-titânio e antimônio-chumbo, onde as fases intermetálicas apresentam densidades distintas do metal líquido, favorecendo a estratificação composicional dentro da peça solidificada (Garcia, 2007).

- **Contração da solidificação e movimento de líquido interdendrítico:** Durante a solidificação, o metal fundido sofre contração volumétrica devido à mudança de fase de líquido para sólido, o que pode criar gradientes de pressão e gerar fluxo de líquido dentro da estrutura dendrítica. Esse movimento ocorre entre os braços dendríticos (líquido interdendrítico) e transporta soluto para diferentes regiões do material, influenciando a segregação química. Em ligas metálicas, esse efeito é mais pronunciado quando a diferença entre os coeficientes de difusão no sólido e no líquido é significativa. Se o líquido for rico em elementos de liga, sua movimentação pode enriquecer ou empobrecer certas regiões, resultando em variações químicas macroscópicas na peça solidificada (Garcia, 2007).
- **Forças de origem externa ao sistema metal/molde (forças centrífugas e campos eletromagnéticos):** A aplicação de forças externas durante a solidificação pode alterar o transporte de soluto e a distribuição das fases dentro do material. Dois exemplos principais são: Força centrífuga: Utilizada em processos como fundição centrífuga, essa força empurra os constituintes mais densos para a periferia e os menos densos para o centro da peça. Esse efeito pode ser explorado para controlar a segregação química e melhorar a homogeneidade estrutural. Campos eletromagnéticos: A aplicação de campos magnéticos pulsantes pode induzir a movimentação do metal líquido por meio da força de Lorentz. Isso gera uma mistura mais eficiente do soluto, reduzindo a segregação localizada e promovendo uma microestrutura mais uniforme. Essas técnicas são utilizadas em processos de fabricação avançados para otimizar propriedades mecânicas e minimizar defeitos estruturais em ligas de alto desempenho (Garcia, 2007).
- **Deformação da fase solidificada por ação de tensões térmicas ou pressão:** À medida que a solidificação avança, a peça experimenta variações de temperatura que podem gerar tensões térmicas devido às diferenças no coeficiente de expansão térmica das fases formadas. Isso pode levar a deformações plásticas ou até mesmo à formação de trincas de contração. Além disso, se houver aplicação de pressão externa durante a solidificação (como em processos de fundição sob pressão ou em

lingotamento contínuo), a fase sólida ainda parcialmente deformável pode sofrer redistribuição de soluto, modificando o perfil de segregação. Em casos extremos, essas tensões podem causar deslocamento das regiões já solidificadas, gerando gradientes composicionais indesejáveis. Esse efeito deve ser controlado para evitar defeitos estruturais e garantir a integridade da peça (Garcia, 2007).

A macrossegregação pode ser quantificada pela diferença entre a composição inicial da liga ( $C_s$ ) e a composição média da liga em um determinado ponto ( $C_0$ ), sendo considerada positiva quando  $C_s > C_0$  e negativa quando  $C_s < C_0$  (Garcia, 2007). Seu comportamento em soldagens dissimilares e similares será detalhado nos tópicos a seguir.

### 3.2.1.1 Macrossegregações em Soldagem Dissimilar

A região que se destaca na soldagem de materiais diferentes, entre o revestimento e o substrato, é notável por sua considerável variação na composição química. Vários autores apontaram essa área como crítica para a nucleação e propagação de trincas (Rowe *et al.*, 1999; Beaugrand *et al.*, 2009a; Beaugrand *et al.*, 2009b; Alexandrov *et al.*, 2013; Bahrami *et al.*, 2010).

Essa zona de transição também é caracterizada pela mistura incompleta dos materiais (Doody, 1992; Omar, 1998) e está associada à formação de diversas zonas geradas por macrossegregações. Devido à sua composição química intermediária entre o aço e a liga de níquel, essas zonas são altamente suscetíveis à formação de áreas frágeis.

Na literatura, há diferentes termos usados para descrever a interface de soldas dissimilares entre aços ao carbono e ligas de níquel, como Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM), Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD) e zonas frágeis. Recentemente, Oliveira (2013) propôs o termo "zona de alta diluição" (ZAD).

As ZPM referem-se a áreas da interface, ou próximas a ela, com composição química entre a do metal de solda e a do metal de base. Os revestimentos realizados em diversos estudos usando ligas de níquel como Silva (2010), Aguiar (2010), Pessoa (2014) exibiram ZPM com morfologias semelhantes às descritas por Doody (1992); Kejelin *et al.* (2007); Kou e Yang (2007); Beaugrand *et al.* (2009), Silva (2010) e Aguiar (2010). Beaugrand *et al.* (2009) propôs uma classificação para essas zonas com base no aspecto da microestrutura em cada região.

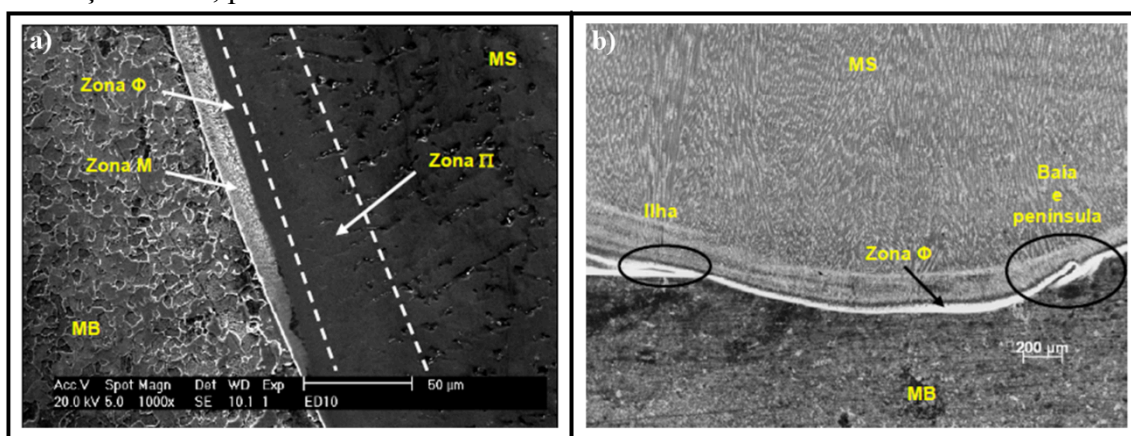
- Zona  $\Delta$  – região descarbonetada estreita localizada no aço imediatamente adjacente a linha de fusão, contendo uma reduzida quantidade de partículas de número atômico elevado;
- Zona M – região com microestrutura martensítica e rica em ferro, localizada na linha de fusão e estende-se em direção ao aço não fundido;
- zona  $\Phi$  – região do lado do metal de solda imediatamente adjacente à linha de fusão que exhibe uma microestrutura aparentemente monofásica, numa escala microscópica;
- zona II – Região observada após a zona  $\Phi$ , contendo inúmeras partículas precipitadas, exibindo uma distribuição interdendrítica.

Doody (1992) apresentou uma categorização das Macrossegregações com base em conceitos geográficos. Essa classificação inclui as seguintes categorias:

- Praias: Faixas estreitas e finas ao longo da linha de fusão.
- Ilhas: Regiões totalmente envolvidas pelo metal de solda.
- Baías: Áreas conectadas ao metal de solda, parcialmente circundadas pelo metal de base.
- Penínsulas: Regiões conectadas ao metal de base, parcialmente circundadas pelo metal de solda.

Pessoa (2014), realizando a soldagem de revestimentos com as misturas das mesmas ligas que será estudada neste trabalho, encontrou algumas dessas regiões na soldagem dissimilar em um aço ASTM A516 G.60 como pode ser observado na Figura 4:

Figura 4 – Interface de Revestimento/MB (a) Presença de praia, Zona  $\Phi$  e Zona II. (b) Presença de baía, península e ilha.



Fonte: Adaptado de Pessoa (2014).

Seguindo essa abordagem na soldagem de materiais de adição dissimilares do metal base já é reconhecida a presença de macrossegregação próxima a região da linha de fusão que degradam a qualidade da peça soldada (Savage *et al.*, 1976). Savage *et al.* (1976) observaram que na soldagem de materiais heterogêneos a região da zona afetada pelo calor (ZAC) necessitava de mais detalhamento devido a heterogeneidade de sua composição e propriedades mecânica.

A Figura 5 é a ilustração esquemática de forma mais didática que representa a região formada na soldagem de materiais dissimilares proposta por Baeslack *et al.* (1979), onde a soldagem não é formada por uma simples linha de fusão, sendo subdividida em quatro regiões distintas: uma zona com composição uniforme, uma zona não misturada, uma zona parcialmente fundida e uma zona afetada pelo calor. A primeira região apresenta a mistura de composição química uniforme entre o metal de base e adição de forma uniforme devido ao movimento convectivo do metal fundido dentro da poça de fusão. Logo em seguida é apresentada uma região com metal base que foi completamente fundida e solidificou, no entanto, devido ao princípio da aderência presente na fluido dinâmica e a viscosidade do metal fundido não se mistura com o metal de adição. A zona parcialmente fundida corresponde a uma porção do metal de base onde ocorreu liquação. Por fim, a zona termicamente afetada onde a microestrutura do material de base é alterada devido o gradiente térmico.

Figura 5 – Ilustração esquemática das regiões de soldagem dissimilar.



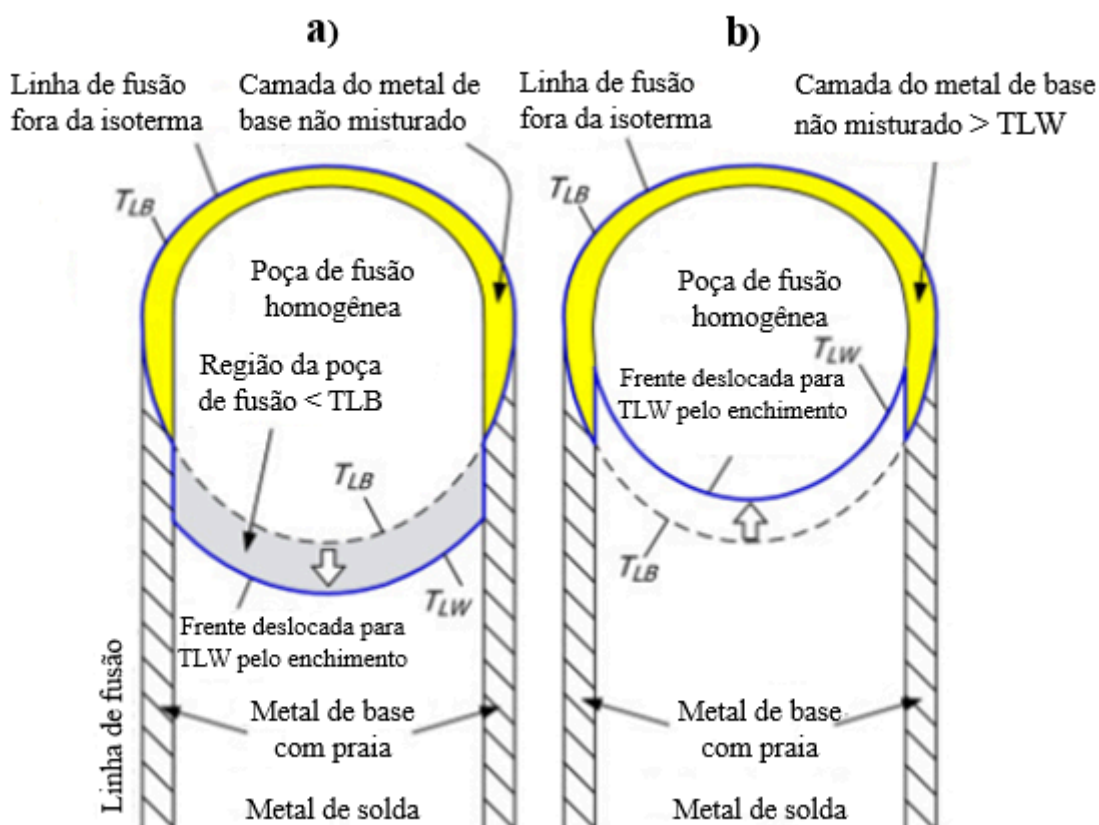
Fonte: Adaptado de Kou (2003).

Yang *et al.* (2008) propuseram dois mecanismos de macrossegregação próxima a linha de fusão de juntas soldadas com materiais dissimilares onde, além de ser levado em

consideração os efeitos de estagnação e fluxo laminar proposto por Savage *et al.* (1976) as temperaturas líquidas do metal de base e da poça de fusão são consideradas.

Na condição onde a TLW (temperatura líquida do metal soldado) < TLB (temperatura líquida do metal de base), o metal de base que está estagnado ou em escoamento laminar que for varrido por convecção para a poça líquida de metal de solda solidificará instantaneamente devido ao resfriamento gerado. Na condição onde TLW > TLB o metal de adição parcialmente misturado que penetrar na camada de material base fundida estagnada irá ficar retido, devido ao ponto de fusão mais baixo do metal base. A Figura 6, apresenta um esquema de como funciona esses mecanismos;

Figura 6 – Mecanismos propostos por Kou e Yang (2008), a) Mecanismo I: TLW < TLB b) TLW > TLB



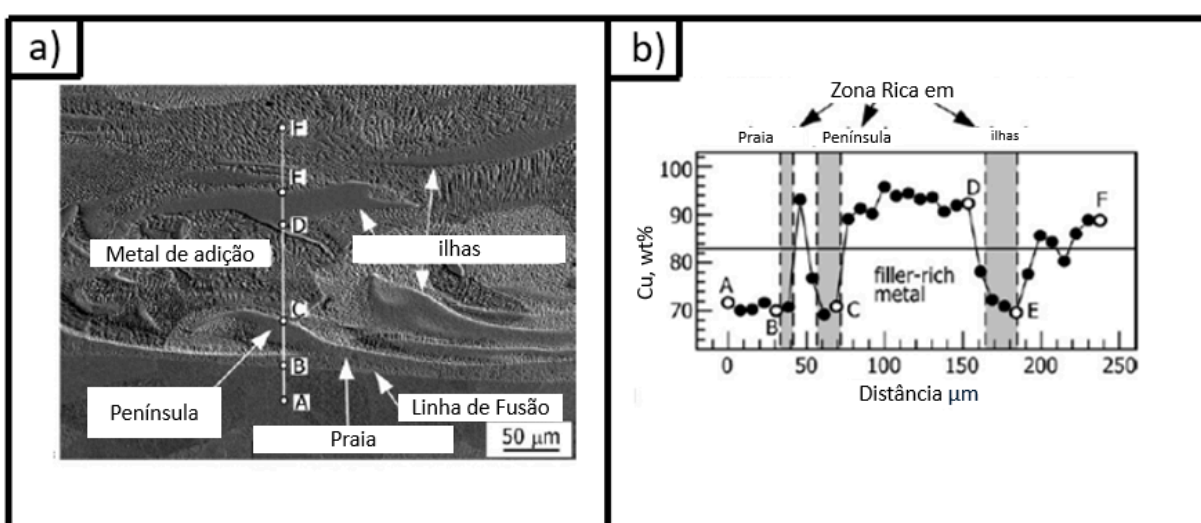
Fonte: Adaptado de Kou e Yang (2008).

Já na soldagem de materiais similares é raro a presença de macrossegregação, devido ao ponto fusão dos materiais serem os mesmos. No entanto, Yang *et al.* (2008) na soldagem da liga de Cu-30Ni com material similar, observaram que devido a ocorrência de bandeamento no processo de fabricação das chapas, evidenciaram-se regiões ricas em Cu, o

que diminuiu o ponto de fusão nessas regiões, podendo promover regiões de liquação durante a soldagem.

Yang *et al.* (2008), ao realizarem a soldagem de Cu-30Ni com adição de cobre puro caracterizando um metal de solda com ponto de fusão mais baixo que o material de base constataram a presença de ilhas, praias e penínsulas com deficiência de metal de adição parcialmente misturado (Figura 7). Ilhas formadas em pontos mais afastados da linha de fusão apresentam composições cada vez mais próximas da do metal de adição devido a maior segregação de elementos durante os movimentos de convecção da poça de fusão. Tal fenômeno é atribuído ao menor ponto de fusão da zona rica de material de adição (filler rich metal), que irá solidificar aprisionando material base não misturado.

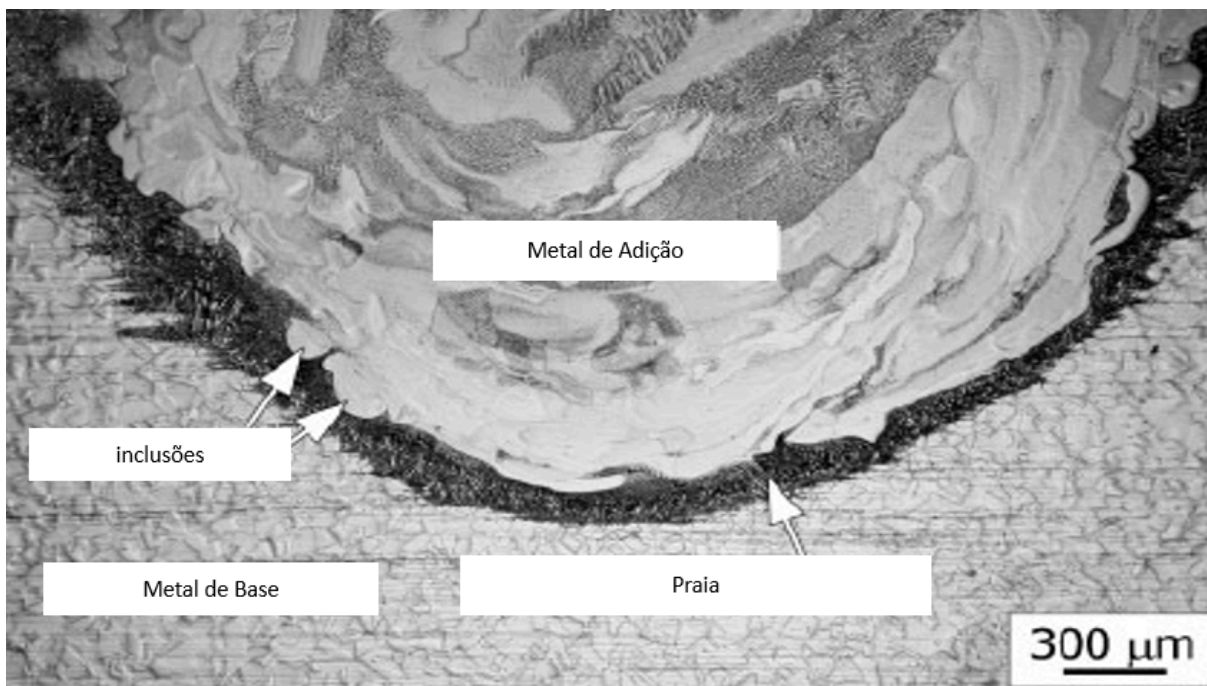
Figura 7 – Perfil de composição química ao longo do fundo da poça fundida da soldagem do Cu-30Ni e Cu puro. (a) interface dissimilar CuNi 70/30 com adição de Cu; (b) perfil de composição química ao longo da interface dissimilar.



Fonte Yang *et al.* (2008, p. 321).

Na soldagem empregando Ni puro devido a menor temperatura de fusão do metal base, são evidenciadas intrusões ricas em metal de adição, que devido à rápida solidificação do metal base ficam retidas na região de metal de base que fundiu e ficou estagnado.

Figura 8 – Perfil transversal de um cordão de solda de CuNi 70/30 soldado com Ni puro



Fonte: Yang *et al.* (2008, p. 324).

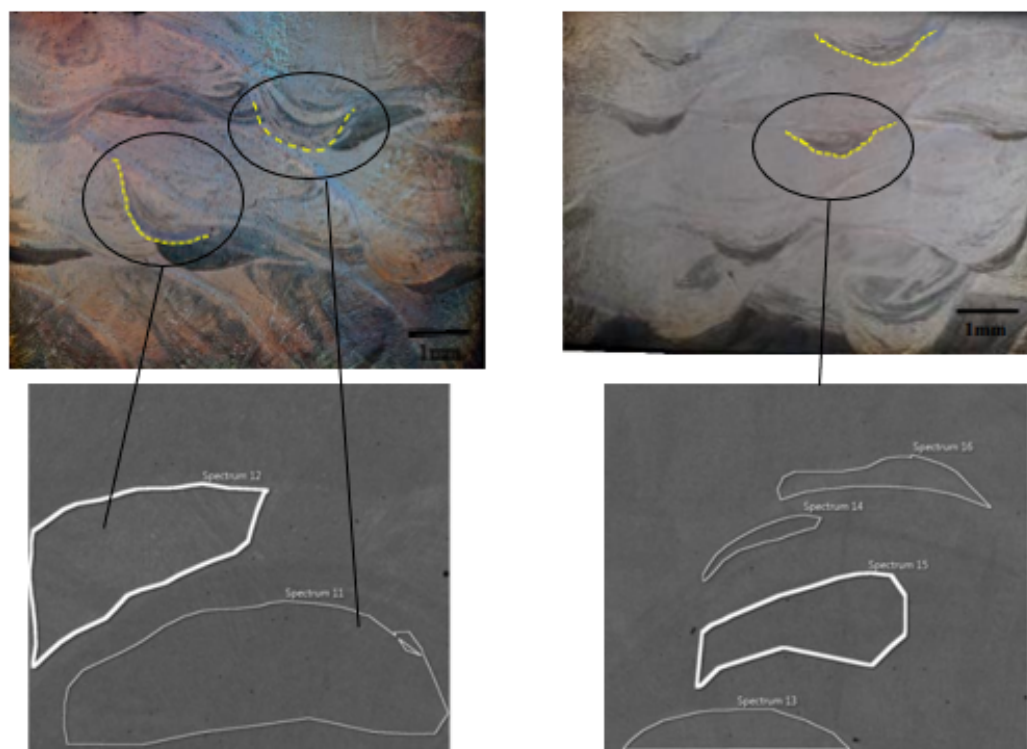
Conforme mencionado anteriormente, diversos estudos já realizados sobre a mistura dessas duas ligas utilizando a técnica de duplo arame apresentam particularidades distintas, dependendo da aplicação desejada pelo autor. Como já citado, Pessoa (2014) observou, em seus resultados, a formação de zonas de macrossegração ao desenvolver revestimentos com a combinação dessas ligas. No entanto, essas regiões foram identificadas na interface dissimilar, o que é esperado nesse tipo de processo de soldagem e não representa, necessariamente, um problema de falta de mistura entre as ligas.

Por outro lado, nos trabalhos de Barreto (2018) e Santiago (2019), a falta de mistura não ocorreu na interface dissimilar (não foi o ponto de estudo principal do trabalho), mas sim em regiões de liga de níquel sobre liga de níquel, ou seja, a princípio no mesmo material de base. Esse fenômeno resultou não em uma interface distinta, mas sim em regiões com uma ausência efetiva de mistura mais homogênea entre as duas ligas, comprometendo a uniformidade da composição do revestimento

Barreto (2018) atribuiu esse resultado à diferença de densidade entre as ligas utilizadas, destacando que a liga Hastelloy C-276 possui uma densidade superior à do Inconel 625. Esse fator influenciou a distribuição dos elementos na poça de fusão, fazendo com que a Hastelloy C276 tendesse a se concentrar nas regiões inferiores do cordão de solda. Como consequência, Barreto identificou áreas com maior predominância dessa liga e as denominou



Figura 10 – Formação de Macrossegregação nas ligas "in situ" com a adição do envelhecimento térmico



Fonte: Adaptado de Santiago (2018).

A autora ressalta que diversos estudos apontam a presença de heterogeneidade na interface entre o metal de base e o metal de solda quando esses materiais são distintos. Essa região é caracterizada por uma fusão incompleta dos materiais, resultando em zonas de mistura parcial. Além disso, a macrossegregação foi identificada em diferentes camadas do metal de solda nos revestimentos, não se restringindo apenas à interface entre o aço e a liga de níquel.

Foi observado que essa heterogeneidade ocorreu tanto em soldagens realizadas com a mesma velocidade de alimentação para ambos os eletrodos quanto naquelas em que as velocidades eram distintas. A principal justificativa para a formação de regiões com mistura incompleta na liga, está relacionada à sua menor faixa de solidificação da liga Hastelloy C-276, que ocorre em temperaturas mais elevadas em comparação às demais ligas utilizadas. Além disso, sua densidade superior às outras ligas avaliadas contribuiu para a segregação do material (Santiago, 2018).

Durante o processo de soldagem, parte da Hastelloy C-276, ainda no estado líquido, migrou para as regiões mais profundas da poça de fusão e não se misturou completamente com os outros materiais fundidos. Esses materiais incluem tanto a liga Inconel

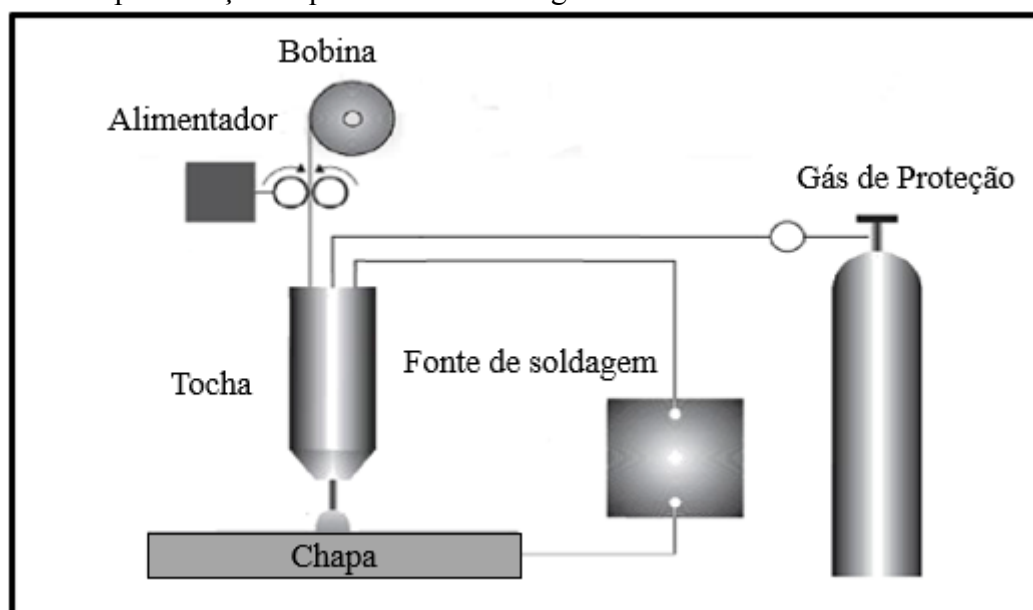
625 recém-depositada quanto porções dos cordões previamente soldados que foram novamente fundidos. Dessa forma, a liga Hastelloy C-276 tende a se concentrar na parte inferior da poça de fusão devido à sua maior densidade, favorecendo a formação de regiões enriquecidas nessa liga e acentuando o fenômeno da macrosegregação (SANTIAGO, 2018)..

### 3.3 Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas) é um processo de soldagem por arco elétrico que utiliza um eletrodo consumível em forma de arame contínuo e proteção gasosa, sendo o gás inerte (MIG) utilizado para metais não ferrosos e o gás ativo (MAG) para aços e ligas ferrosas. Esse processo é amplamente empregado na indústria devido à sua alta taxa de deposição, facilidade de automação e versatilidade em diferentes posições de soldagem e materiais. Entre suas variações, destaca-se o modo CMT (Cold Metal Transfer), que proporciona menor aporte térmico e controle mais preciso do processo, sendo indicado especialmente para a soldagem de chapas finas e materiais dissimilares. Esse método possibilita a soldagem de diversos metais e ligas comerciais, incluindo aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), aços carbono, ligas de níquel, alumínio e cobre. Para garantir resultados satisfatórios em qualquer posição de soldagem, é essencial que os parâmetros do processo sejam ajustados de maneira precisa ao que vai ser aplicado (Scotti e Ponomarev, 2014).

A soldagem é realizada principalmente pela alimentação contínua de um arame, que é consumido à medida que ocorre a fusão do material. As propriedades do arco voltaico gerado dependem diretamente das características da fonte de energia e do gás de proteção utilizado. A fonte de energia controla a potência necessária para o processo, enquanto o alimentador garante o fornecimento contínuo do arame-eletrodo (Gohr, 2002). O arco se forma quando o arame-eletrodo entra em contato com a peça, gerando um curto-circuito. Esse curto-circuito resulta em uma alta corrente, que aquece tanto o arame quanto a área de contato com a peça. O calor gerado provoca a fusão de parte do arame-eletrodo, rompendo o curto-circuito e estabelecendo o arco de soldagem (Scotti e Ponomarev, 2014; Gohr, 2002, Luksa, 2006). De forma simplificada, o processo pode ser esquematizado de acordo com a Figura 11.

Figura 11 – Representação esquemática da Soldagem MIG/MAG



Fonte: Adaptado de Kumar (2019).

Quando o arco é estabelecido, o arame fornecido continuamente pelo alimentador é convertido em gotas de metal fundido, que são depositadas sobre a peça, formando o cordão de solda. Nesse processo, uma parte da energia necessária para a fusão provém do efeito Joule, gerado pela corrente elétrica que atravessa o arame entre o bico de contato e o arco, resultando em seu preaquecimento. No entanto, a maior parte da energia é fornecida pelo próprio arco, especialmente na região onde ele entra em contato com a ponta do arame (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011; ScottI e Ponomarev, 2014 )..

Outro ponto bastante significativo deste processo é a transferência do metal que ocorre por meio da interação de diversas forças que atuam sobre a ponta fundida do eletrodo, a poça de fusão e o arco elétrico. Embora haja muitos mecanismos envolvidos, as principais forças em ação são de natureza eletromagnética, gravitacional e de tensão superficial. A intensidade dessas forças é diretamente influenciada por variáveis elétricas, como tensão e corrente, além da composição química do eletrodo e da peça, e do tipo de gás utilizado no ambiente de soldagem (Scotti e Ponomarev, 2014; Menezes *et al.*, 2014; Gohr, 2002)

Com base nas forças atuantes do processo para que ocorra a transferência metálica os modos de transferência no processo de soldagem MIG/MAG pode ser classificada em duas categorias principais: modos naturais e modos controlados. A classe dos modos naturais é subdividida em dois tipos: as transferências por contato, sendo a transferência por curto-circuito a mais relevante, e as transferências por voo livre, com destaque para os tipos globular e goticular. Já na categoria dos modos controlados, que é o foco deste estudo, os

tipos mais importantes são a transferência pulsada e a transferência por curto-circuito que será abordado com mais detalhes nos próximos tópicos.

### **3.3.1 Soldagem MIG/MAG Pulsado**

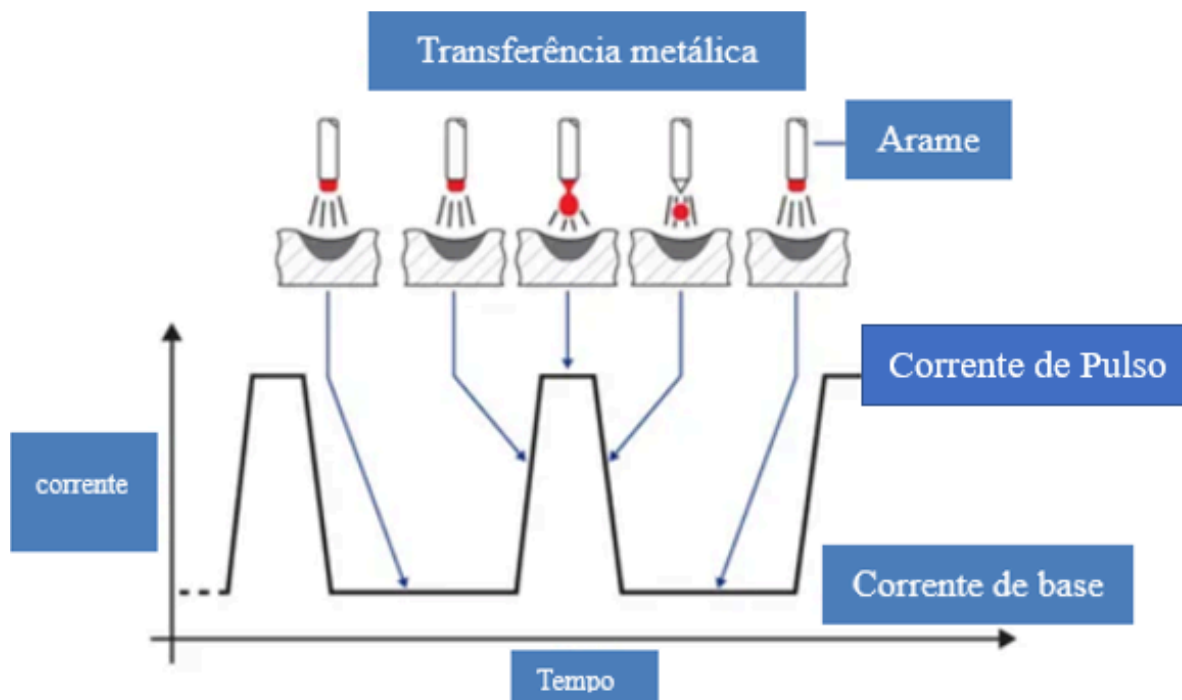
A soldagem por corrente pulsada visa obter uma transferência de material fundido semelhante à transferência voo livre, mas utilizando valores de corrente média compatíveis com as transferências por curto-circuito. Essa técnica se destaca por reduzir a energia média do arco e a taxa de fusão, tornando-a adequada para a soldagem de chapas mais finas e em posições que não sejam planas. além disso, ao contrário do processo convencional MIG por "curto-circuito", o metal de enchimento é transferido do arame para a poça de solda, sem que o arame entre em contato com a poça de solda.

Neste processo a transferência do tipo voo livre é alcançada por meio da utilização de dois níveis de corrente distintos: a corrente de base ( $I_b$ ) e a corrente de pulso ( $I_p$ ), cada uma com tempos específicos de duração, chamados de tempo de base ( $t_b$ ) e tempo de pulso ( $t_p$ ). Durante o processo, a configuração dos parâmetros no modo pulsado é fundamental, e cada parâmetro pode ser definido abaixo, baseado nas definições de Scotti e Panomarev, (2014), Gohr, (2002):

- **Corrente de pulso ( $I_p$ ):** É ajustada para um valor superior a um nível mínimo, conhecido como corrente de transição, que é essencial para promover o desprendimento de uma gota. Esse valor é influenciado principalmente pelo material e pelo diâmetro do eletrodo, além do tipo de gás de proteção utilizado.
- **Tempo de pulso ( $t_p$ ):** Definido de acordo com o material e o diâmetro do eletrodo, e ajustado em conjunto com a corrente de pulso, de modo a garantir a formação de uma gota a cada pulso.
- **Corrente de base ( $I_b$ ):** deve ser calibrada para assegurar que a corrente média equilibre a taxa de fusão do arame com a sua velocidade de alimentação.
- **Tempo de base ( $t_b$ ):** deve ser configurado conforme o diâmetro desejado da gota, de modo que a soma deste tempo com o tempo de pulso assegure a fusão de uma quantidade suficiente de arame para a formação da gota.
-

A Figura 12 abaixo, representa um oscilograma do processo MIG/MAG operando no modo pulsado representando cada etapa da projeção da gota a medida que a corrente se altera:

Figura 12 – Análise de um oscilograma no processo MIG/MAG pulsado



Fonte: Adaptado de Motta (2002).

Os parâmetros de corrente de pulso e tempo de pulso são fundamentais para o processo de destacamento de gotas na soldagem. A interação entre esses dois parâmetros cria um conjunto de forças que facilita o desprendimento da gota de metal fundido. É importante notar que, para uma determinada condição de soldagem, esses parâmetros permanecem constantes, uma vez que estão diretamente relacionados às propriedades do eletrodo e ao tipo de gás de proteção utilizado.

O modo pulsado visa justamente assegurar uma transferência controlada de gotas de metal fundido, permitindo uma deposição metálica uniforme, mesmo com um aporte térmico reduzido (valores baixos de corrente média). Isso resulta em um controle aprimorado sobre a quantidade de material que é depositado na peça, favorecendo a qualidade do trabalho e a precisão nas aplicações. Vale destacar também que a corrente média no processo pulsado pode ser calculada a partir da seguinte equação

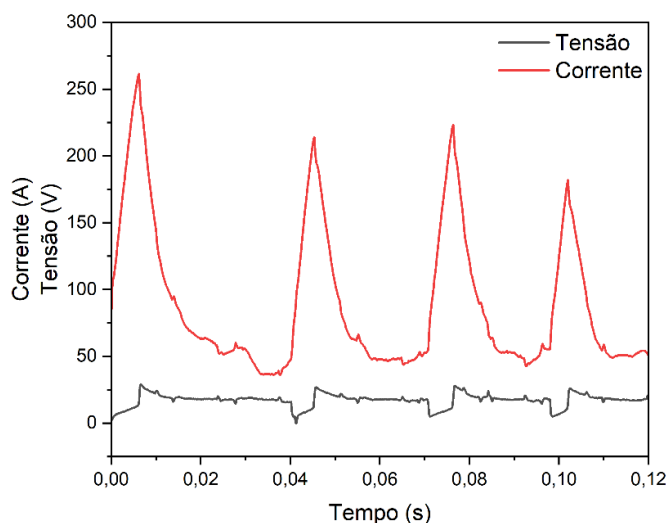
$$I_m = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{(t_p + t_b)}$$

Equação (02)

### 3.3.2 Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito Convencional

O processo de soldagem MIG/MAG convencional utiliza equipamentos relativamente simples, com uma fonte de energia de tensão constante, enquanto a corrente elétrica é uma variável dependente que responde à velocidade de alimentação do arame e às propriedades químicas e físicas do material (Naidu *et al.*, 2003). Nesse contexto, as variáveis independentes ajustáveis são a tensão e a velocidade de alimentação do arame-eletrodo, parâmetros que influenciam diretamente a estabilidade e eficiência do processo (Scotti e Panamorev, 2014). A Figura 13, apresenta uma representação esquemática de como ocorre a soldagem por curto-circuito.

Figura 13 – Representação de um oscilograma do processo MIG/MAG por Curto-Circuito convencional



Fonte: Elaboração própria (2025).

No modo de transferência por curto-circuito na soldagem, as gotas de metal líquido em formação tocam continuamente a poça de fusão, gerando sucessivos curtos-circuitos que interrompem temporariamente o arco elétrico. Esse processo opera com baixos parâmetros de corrente e tensão, o que promove a deposição do material por meio da tensão superficial e do efeito Pinch, este último atuando quando a corrente atinge níveis mais altos. Esse método de transferência, caracterizado por um aporte térmico reduzido, é ideal

para soldagens em posições não convencionais e em chapas finas, geralmente com espessuras de até 4 mm (Weiman, 2012).

O modo de transferência por curto-circuito apresenta uma taxa de deposição menor, tornando o processo mais lento em comparação a outros métodos, mas oferece versatilidade para soldagem em todas as posições, podendo ser realizado com arames sólidos ou arames tubulares. Comumente, utiliza-se uma mistura de gás de proteção com 75% de argônio e 25% de CO<sub>2</sub>, proporcionando uma atmosfera ideal para a estabilidade do processo (Weiman, 2012).

Além disso, esse método pode ser empregado em materiais mais espessos; no entanto, a baixa intensidade dos parâmetros de soldagem pode causar falta de fusão e penetração inadequadas. Ainda assim, a menor entrada de calor ajuda a minimizar a distorção do material. Para reduzir respingos e diminuir a necessidade de limpeza pós-soldagem, o ajuste de parâmetros como a indutância é essencial, tornando o processo mais controlado e preciso (Scotti e Panamarev, 2014).

### ***3.3.3 Soldagem MIG/MAG Duplo Arame***

#### *3.3.3.1 Aspectos operacionais do Processo*

A soldagem MIG/MAG com dois arames é uma variação do processo MIG/MAG com simples arame, no qual são abertos dois arcos voltaicos, entre os dois arames de alimentação e a poça fundida. Da mesma forma que o MIG/MAG com simples arame, convencional o gás de proteção, bem como, os arames eletrodos são selecionados com base no metal de base. Esta variante tem o objetivo de unir a versatilidade do MIG/MAG com os níveis de produtividade obtidos com o processo arco submerso. Tal intento só foi possível devido aos avanços tecnológicos em fontes de soldagem ocorridos ao final do século XX (Motta, 2002).

O grande desafio nesse processo de soldagem é minimizar as deflexões magnéticas dos arcos voltaicos, que ocorrem naturalmente durante a soldagem devido à proximidade dos arcos, o que gera certa instabilidade. Além disso, o alto custo em equipamentos, bem como as restrições de posicionamento devido ao restrito grau de liberdade causado pelas tochas na soldagem de juntas dificultam a operacionalização do processo (Scotti; Ponomarev., 2014).

O método MIG/MAG-DA pode ser categorizado pelas fontes de soldagem como Potencial Único e Potenciais Isolados. Na abordagem de potencial único, os eletrodos provenientes de alimentadores de arame independentes estão eletricamente conectados no bico da tocha, compartilhando o mesmo potencial elétrico. Contudo, essa configuração pode resultar em problemas sérios durante a soldagem.

Michie *et al.* (1999) observaram instabilidade na configuração Potencial Único ao soldarem com transferência metálica por curto-circuito. Isso ocorria quando um dos arames entrava em contato com a poça metálica, forçando toda a corrente a passar por ele e resultando em uma quebra abrupta do curto-circuito. Hackl (2001) também identificou esse problema, além da geração excessiva de respingos. Na transferência por curto-circuito, González (1999) constatou que o processo MIG/MAG-DA com Potencial Único apresenta uma taxa de fusão ligeiramente inferior em comparação com o processo MIG/MAG convencional. Segundo González e Dutra (2000), o processo com potencial único possui o risco potencial de fundir o arame no bico de contato. Isso ocorre porque, em caso de qualquer problema no fornecimento de um dos arames, toda a corrente é forçada a passar pelo outro eletrodo, que, por sua vez, deve receber o dobro da corrente necessária para a taxa de fusão estabelecida.

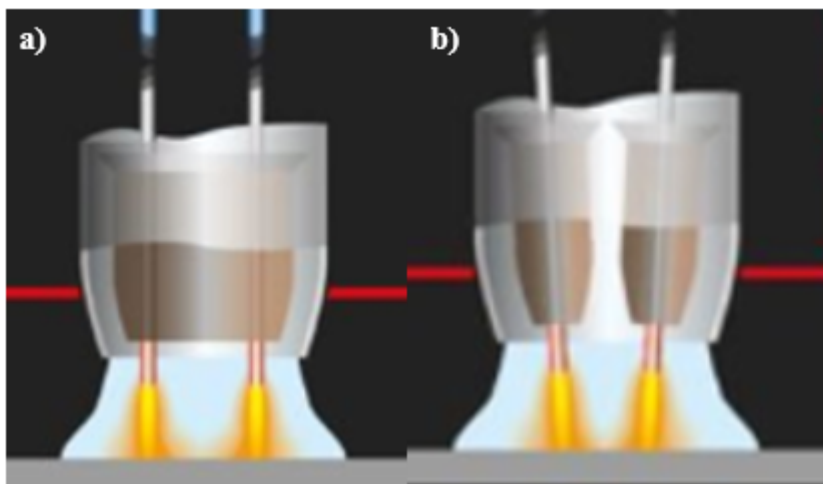
Michie *et al.* (1999) e Goecke *et al.* (2001) relatam instabilidade quando a transferência metálica é realizada no modo goticular em ambos os arames. Groetelars *et al.* (2005) observaram que o comprimento do arco influencia a interação magnética dos arcos, reduzindo a eficiência do processo à medida que o comprimento do arco aumenta. Unorsson e Person (2003) enfatizam a necessidade de usar eletrodos de mesmo diâmetro no processo MIG/MAG Duplo Arame com Potencial Único, pois diferentes diâmetros resultam em características elétricas distintas, afetando os arcos de maneiras diferentes.

A introdução da corrente pulsada no processo MIG/MAG-DA com Potencial Único surgiu para mitigar problemas de instabilidade previamente observados com transferência por curto-circuito e Goticular em ambos os eletrodos. No processo MIG/MAG-DA em corrente pulsada, ambas as fontes de soldagem devem ser sincronizadas de maneira que os pulsos de corrente ocorram simultaneamente.

Similar à abordagem de potencial único, a soldagem com potenciais isolados ~~os~~ permite diferentes combinações de transferência metálica e o uso de eletrodos com diâmetros e composições químicas distintas em um mesmo cordão de solda. Goecke *et al.* (2001) destacam que a operação mais eficiente do processo MIG/MAG-DA com Potenciais Isolados (MIG/MAG DAPI, termo elaborado por Motta, (2002)) ocorre ajustando cada fonte

independentemente. No entanto, é importante notar que o número de variáveis a serem ajustadas praticamente dobra nessa configuração, exigindo potencialmente mais tempo para a determinação desses parâmetros. A Figura 14 detalha exatamente a diferença entre os dois tipos de abordagem do processo.

Figura 14 – Processo MIG/MAG duplo arame com a) potencial único e b) potencial isolado

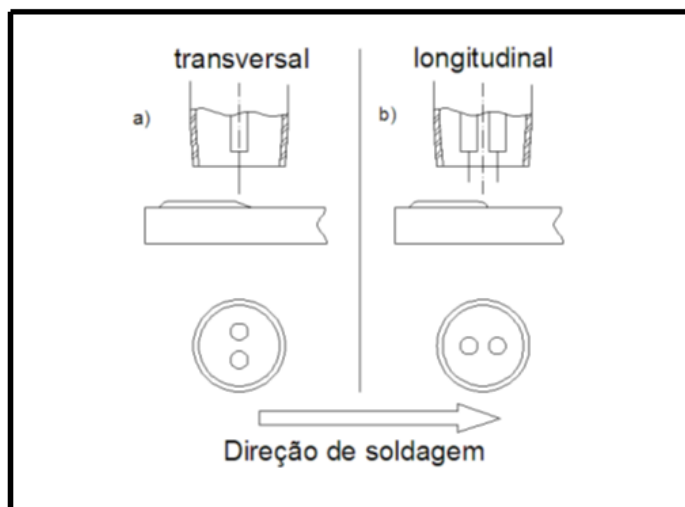


Fonte: Adaptado de Tromer (2011).

O posicionamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem é um aspecto crucial no processo MIG/MAG-DA. Tradicionalmente, existem duas principais opções de distribuição: eletrodos em posição longitudinal em relação a direção de soldagem, conhecida como "tandem", e eletrodos em posição transversal, denominada "lado a lado". Na disposição longitudinal, os eletrodos são colocados um em frente ao outro, seguindo a direção da soldagem. Uma vantagem dos arcos elétricos dispostos em "tandem" é a extensão do tempo para liberar gases aprisionados na poça metálica, resultando na redução de problemas como porosidade (Groetelaars *et al.*, 2007, Purslow *et al.*, 2009, Reis *et al.*, 2010).

Na configuração transversal, os eletrodos são posicionados ao lado um do outro em relação à direção da soldagem. Essa disposição é útil na soldagem de juntas de topo mal ajustadas ou com uma grande abertura de raiz. Ao direcionar cada eletrodo para as faces das juntas, é possível obter uma fusão mais eficaz, reduzindo a probabilidade de defeitos por falta de fusão. Outra aplicação dessa configuração é na operação de revestimento, que requer cordões mais largos, menos convexos e uma penetração mais superficial (Motta, 2002). A Figura 15 mostra exatamente cada tipo de posicionamento.

Figura 15 – Disposição da tocha de soldagem. (a) Transversal ou lado-a-lado e (b) longitudinal ou “Tandem”



Fonte: Adaptado de Pessoa (2014).

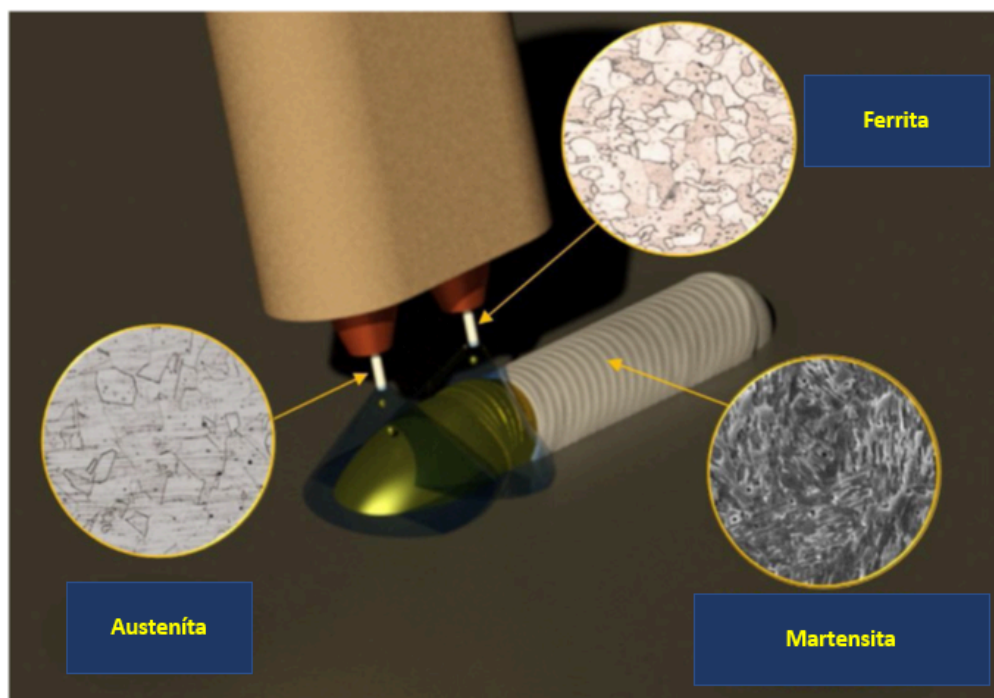
### 3.4 Soldagem “*in-situ*” para o desenvolvimento de novas Ligas

A soldagem “*in-situ*” empregando a técnica MIG duplo arame é uma abordagem inovadora caracterizada pela formação e modificação de ligas diretamente durante o processo de soldagem. Diferentemente das técnicas tradicionais que utilizam ligas pré-fabricadas, a manipulação “*in-situ*” permite a criação de novos materiais híbridos, por meio da combinação de diferentes ligas e elementos ao arco de soldagem, resultando em materiais com propriedades personalizadas (Mosallanejad *et al.*, 2021).

No contexto do desenvolvimento de ligas “*in-situ*”, o termo refere-se ao processo de formação de um material metálicos diretamente na região fundida, utilizando uma mistura controlada de metais de base e materiais de adição. Essa abordagem possibilita a criação de revestimentos e materiais estruturais com propriedades avançadas, como elevada resistência à corrosão, alta dureza ou maior resistência mecânica (dependendo de onde vai ser aplicado). Além disso, a técnica promove vantagens como a redução de custos associados à fabricação e à logística de materiais (Mosallanejad *et al.*, 2021).

Poucos trabalhos disponíveis na literatura abordam o desenvolvimento de ligas “*in-situ*” por meio de soldagem, especialmente utilizando o processo MIG com configuração de arame duplo. No entanto, existem relatos que podem servir como referência. Um exemplo relevante é apresentado por Motta *et al.* (2020), que descrevem a produção de uma liga “*in-situ*” utilizando duas ligas específicas como materiais de adição, conforme ilustrado na Figura 16;

Figura 16 – Liga “*in situ*” produzida com a mistura do aço inoxidável AWS A5.9 ER 307 e aço carbono AWS A5.18 ER80S-D2 com sua respectiva microestrutura produzida



Fonte: Motta *et al.* (2020, p. 6942).

Neste estudo, utilizou-se um aço de baixo carbono convencional (AWS A5.18 ER80S-D2) como um dos metais de adição. Este material é composto majoritariamente por ferro (Fe), com pequenas proporções de silício (Si), manganês (Mn) e carbono (C). Sua microestrutura apresenta predominantemente uma matriz ferrítica com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Além de sua estrutura relativamente simples, é amplamente empregado devido ao seu baixo custo e facilidade de obtenção.

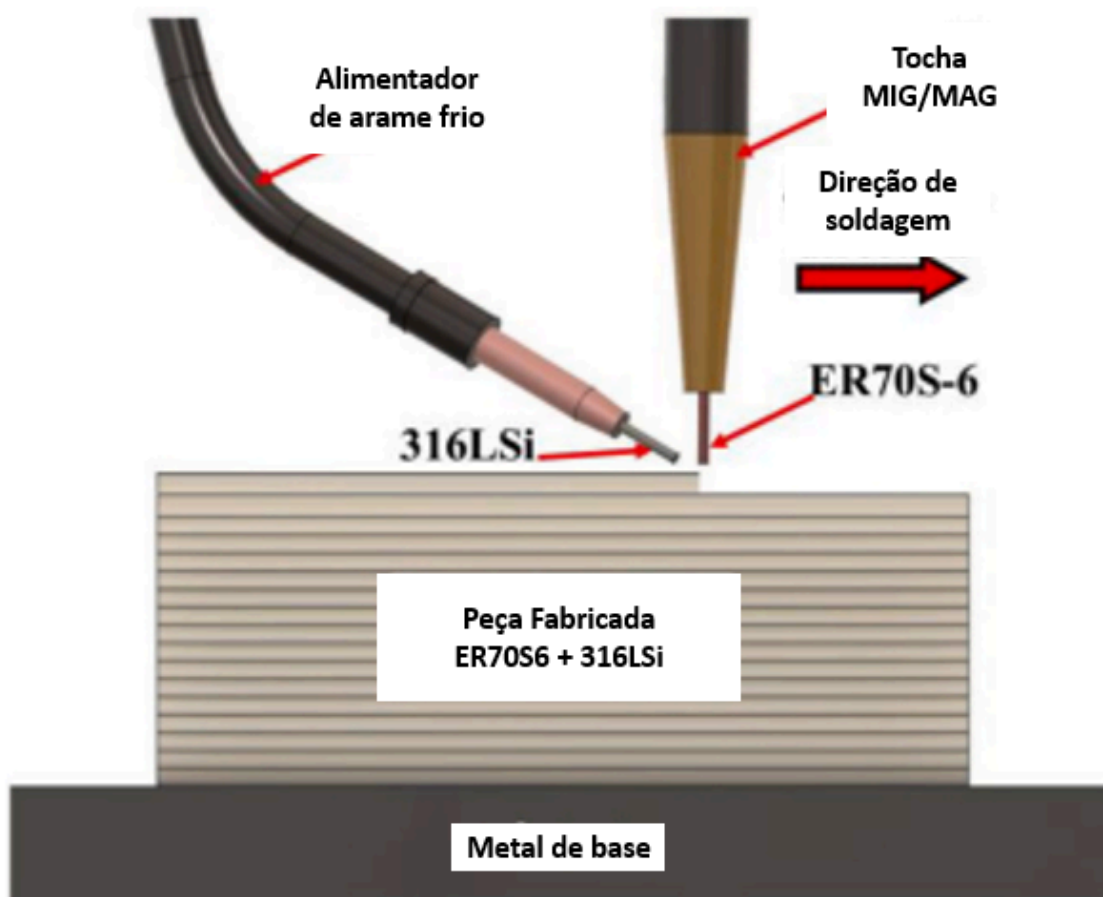
O segundo metal de adição empregado foi de aço inoxidável austenítico (AWS A5.9 ER307), constituído por ferro (Fe) enriquecido com cromo (Cr), níquel (Ni) e manganês (Mn). Este material apresenta uma microestrutura essencialmente austenítica, caracterizada por uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Apesar de os aços inoxidáveis apresentarem um custo inicial elevado devido à presença de elementos de liga como o níquel, sua fabricação em larga escala e ampla disponibilidade no mercado ajudam a reduzir significativamente os custos.

A combinação dessas duas ligas originou uma nova liga “*in situ*”, que demonstrou alta dureza e excelentes propriedades mecânicas, além de boa resistência à corrosão, atribuída à presença de elementos de liga como cromo (Cr) e molibdênio (Mo) no metal de solda. A análise microestrutural, realizada por microscopia óptica (MO), revelou uma matriz

predominantemente martensítica. Análises complementares mais detalhadas também indicaram a presença de austenita retida dispersa entre as martensitas, resultado da significativa quantidade de elementos austenitizantes, especialmente o níquel, proveniente do aço inoxidável austenítico.

Outros métodos para a criação específica de ligas "*in situ*" podem ser destacados, sem depender exclusivamente da técnica de duplo arame. Ayan (2024) concentrou-se na produção de diferentes aços de alta resistência com composição química variável, utilizando o processo MIG/MAG em conjunto com a alimentação adicional de arame frio usando um material de adição de aço inoxidável e outro de aço carbono convencional, conforme ilustrado na Figura 17.

Figura 17 – Modo de produção Liga “*in situ*” produzida com a mistura do aço inoxidável e aço carbono ER70S-6 usando o processo MIG/MAG e a alimentação a frio



Fonte: Ayan (2024, p. 3).

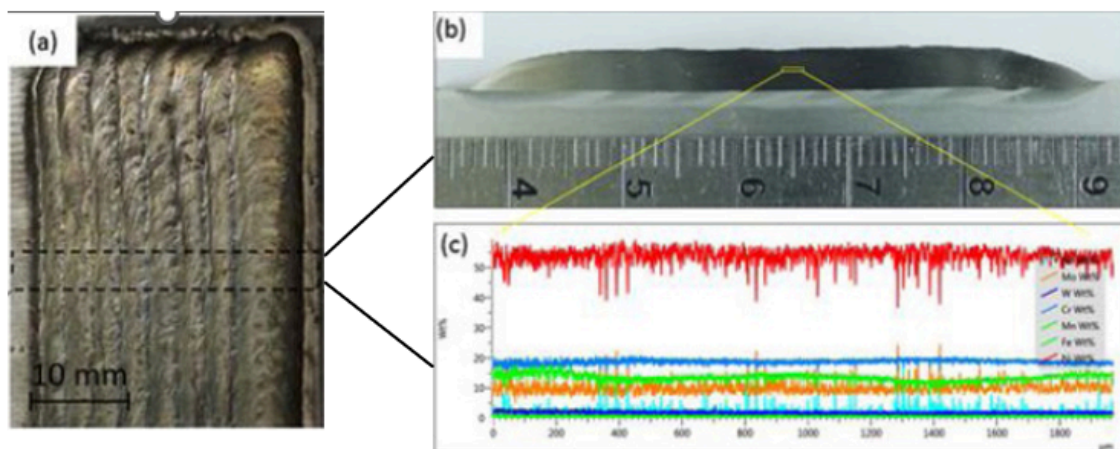
As ligas produzidas apresentaram composições químicas homogêneas em diferentes regiões, demonstrando uma boa distribuição elementar. Foram fabricadas ligas com

proporções de 316LSi de 10%, 20% e 25%. Após a produção, suas propriedades foram analisadas, incluindo microdureza e resistência à tração. Os valores de microdureza obtidos foram de 326 HV, 377 HV e 394 HV, respectivamente, evidenciando um aumento significativo da dureza em comparação com materiais monoestruturais. Além disso, constatou-se que a dureza aumentou proporcionalmente ao incremento da fração de 316LSi.

No que diz respeito à resistência à tração, houve uma melhoria considerável, atingindo quase 1200 MPa. Com o aumento da proporção de 316LSi de 10% para 25%, a resistência à tração mostrou um incremento discreto. Adicionalmente, os valores de alongamento das ligas fabricadas, em diferentes proporções de 316LSi, podem ser considerados satisfatórios para aplicações em peças de aço de alta resistência. As alterações nas propriedades mecânicas das ligas foram atribuídas à formação de fases de bainita e martensita, devido à transferência de elementos oriundos do 316LSi. Essas novas fases estruturais foram responsáveis por melhorias significativas no desempenho das ligas.

Trazendo a discussão para o contexto deste trabalho, que foca na produção de ligas "in situ" a partir de ligas resistentes à corrosão, Pessoa (2014) explorou a combinação de duas ligas de níquel para desenvolver uma opção comercialmente mais viável e com propriedades aprimoradas. A proposta envolveu a produção de uma liga intermediária, utilizando o processo MIG/MAG com Duplo Arame, a partir das ligas UNS N06625 e UNS N10276, conhecidas comercialmente como Inconel 625 e Hastelloy C-276. Este estudo foi desenvolvido com foco em aplicações para revestimentos. Os resultados demonstraram que o uso desse processo para a produção de ligas "in situ" foi viável, pois as soldas obtidas apresentaram alta qualidade, sem defeitos ou trincas. Os revestimentos produzidos exibiram boa homogeneidade química e microestrutural. Além disso, a análise por espectroscopia de dispersão de energia (EDS), por meio de varredura de linha para os principais elementos, confirmou a qualidade dos depósitos, como ilustrado na Figura 18. Sendo que posteriormente os estudos voltados para a mistura destas ligas foram aprofundados pelos trabalhos de Santiago (2013), Barreto (2018) e Santiago (2018) que serão abordados posteriormente neste trabalho.

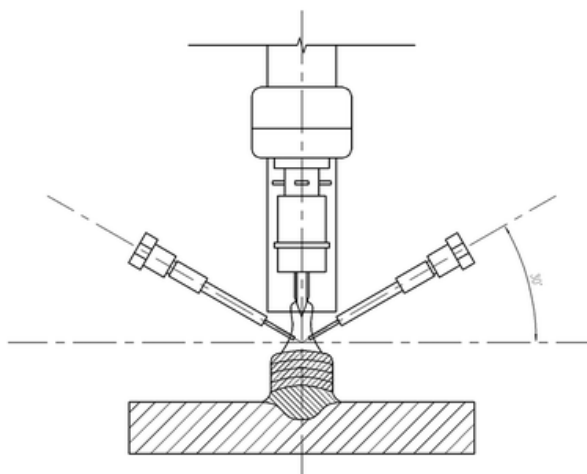
Figura 18 – Liga “in-situ” produzidas pelas misturas das ligas 625 e C-276 usando a técnica MIG/MAG duplo para aplicação em revestimentos



Fonte: Adaptado de Motta (2020).

Outras ligas produzidas com materiais mais convencionais também podem ser relatadas Ma *et al.* (2014) produziu uma liga de 52%Ti-48%Al usando o processo TIG com dupla alimentação, como apresentado na Figura 19 a seguir:

Figura 19 – Modelo de soldagem realizada para a produção da liga Ti-Al usando o processo TIG com dupla alimentação



Fonte: Adaptado de Ma *et al.* (2015).

O estudo investigou a influência da temperatura de interpasse na produção das ligas e concluiu que variações de temperatura entre 100 °C e 500 °C não apresentam impacto significativo nas características microestruturais e na composição química das ligas. Essas ligas são predominantemente compostas pela fase  $\gamma$  e, em menor proporção, pela fase  $\alpha_2$ . No que diz respeito às propriedades mecânicas, foi observado que o valor médio de microdureza

diminui de 350 para 306 HV à medida que a temperatura de interpasse aumenta de 100 °C para 400 °C. A literatura apresenta diversos estudos e com sucesso focados na produção de ligas de titânio (Ti). Entre eles, destacam-se os trabalhos de Murr *et al.* (2010) e Biamino *et al.* (2011), que obtiveram sucesso na produção de uma liga à base de  $\gamma$ -TiAl utilizando a tecnologia de manufatura aditiva com fusão por feixe de elétrons, a partir de pó metálico.

Seguindo uma abordagem semelhante à apresentada por Ma (2015), Dong (2017) desenvolveu uma liga composta por 80% Cu e 20% Al, utilizando um processo que incluiu tratamento térmico. Esse método demonstrou ser eficaz na produção “in situ” de uma liga binária Cu-Al com composição química previamente projetada. A dureza média das três amostras apresentou um aumento progressivo com a elevação da temperatura de tratamento térmico, atingindo valores de 62, 75 e 80 HV. Em relação à resistência à tração, a liga mostrou uma melhoria, passando de 231 MPa para 241 MPa após o tratamento térmico.

Como amplamente documentado na literatura, muitos estudos exploram a produção de novas ligas utilizando dupla alimentação em processos de soldagem a arco, com destaque para a aplicação do processo TIG. Este trabalho, no entanto, se diferencia ao empregar o processo MIG/MAG com duplo arame, principalmente devido à praticidade oferecida, já que permite o uso de fontes de potência independentes para cada liga. A proposta de produzir ligas in situ segue princípios similares aos abordados por outros autores, utilizando duas ligas de níquel comerciais, Hastelloy C276 e Inconel 625, como metais de adição. Essas ligas serão combinadas em diferentes proporções na poça de fusão, com o objetivo de criar ligas in situ que apresentem propriedades potencializadas, superando tanto as características individuais de cada liga quanto as de ligas comerciais já existentes.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste item serão descritos os materiais que foram aplicados no trabalho, os equipamentos utilizados, assim como a metodologia de pesquisa planejada para o cumprimento dos objetivos propostos.

### 4.1 Materiais

#### 4.4.1 Material de Base

A escolha deste material de base se deu por conta do seu baixo custo e da sua disponibilidade no LPTS, onde as práticas foram realizadas foi utilizado como metal base o aço estrutural ASTM A36, a composição química do material é dada na Tabela 01 abaixo conforme o fornecedor:

Tabela 1 – Composição química do aço estrutural ASTM A36

Metal base	Composição química (% em peso)				
ASTM A36	C	Mn	P	S	Si
	0,28 máx.	0,60 – 0,90	0,04 máx.	0,05 máx.	0,40 máx.

Fonte: ASTM A36/A36M – 19 (2019).

Como este trabalho tem um foco mais expressivo na exploração de parâmetros operacionais do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame usando um Revestimento em camadas, buscando homogeneidade na mistura entre os sobrepases das ligas de Níquel, decidiu-se por não utilizar um material de base mais nobre, como por exemplo, um aço ARBL ou Cr-Mo, com ampla aplicação no setor de petróleo e gás.

#### 4.4.2 Material de Adição

Os materiais que serão utilizados como metal de adição são de ligas resistentes à corrosão como as superligas a base de níquel AWS ERNiCrMo-3 (INCONEL 625) e AWS ERNiCrMo-4 (HASTELLOY C-276) com 1,2 mm de diâmetro, empregadas nos trabalhos Santiago (2018) e Barreto (2018), nos quais foram identificadas as macrossegregações formadas nas soldagens em camadas produzidas. A composição química destas ligas de

níquel, segundo norma técnica, está disposta nas Tabela 02 e 03:

Tabela 2 – Composição química do metal de adição ERNiCrMo-3

<b>Metal de adição</b>	<b>Composição química (% em peso)</b>						
AWS ERNiCrMo-3	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Nb + Ta</b>
	0,01	0,1	0,35	0,002	0,001	0,04.	3,53
	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Outros</b>
	0,01	54,09	0,17	0,19	22,73	8,75	0,5 máx.

Fonte: ASTM A36/A36M – 19 (2019).

Tabela 3 – Composição química do metal de adição ERNiCrMo-4

<b>Metal de adição</b>	<b>Composição química (% em peso)</b>						
AWS ERNiCrMo-4	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>W</b>
	0,002	0,1	5,12	0,001	0,001	0,04	3,33
	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>	<b>Co</b>	<b>V</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Outros</b>
	0,08	59,56	0,04	0,02	15,97	14,24	0,5 máx.

Fonte: ASTM A36/A36M – 19 (2019).

Além disso, será utilizado o argônio puro como gás de proteção. Além desse gás ter o custo consideravelmente menor comparado com misturas de Argônio e Hélio, em trabalhos desenvolvidos anteriormente, Santiago (2013) não identificou influência estatística entre o tipo de gás e as características relevantes para aplicação em revestimentos, como largura, penetração e ângulo de molhamento.

## 4.2 Equipamentos

### 4.2.1 Equipamentos Utilizados na Soldagem

Em todas as soldagens de deposição de cordão simples e de revestimento com camadas foram empregados os seguintes equipamentos:

- Um sistema automatizado de soldagem denominado Tartilope com resolução de posicionamento de 0,1 mm;
- Uma mesa de trabalho interligada ao Tartilope;

- Uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso com saída dupla IMC Modelo Digiplus-A6;
- Tocha MIG/MAG Duplo Arame TBi TD 20F V2;
- Um sistema de alimentação do arame-eletrodo, com configuração própria para soldagem MIG/MAG Duplo Arame;
- Um Sistema de aquisição de dados que opera em frequência de 5000 Hz;
- Bobinas dos eletrodos INCONEL 625 e HASTELLOY C-276;
- Um cilindro de Gás Argônio;
- Chapa de Aço ASTM A36 para soldagem dos revestimentos.

A Figura 20 abaixo mostra exatamente a bancada que foi usada para a realização das soldagens. A Figura 21 apresenta em detalhes os acessórios descritos.

Figura 20 – Bancada de soldagem empregada para a realização do trabalho



Fonte: Elaboração própria (2024).

Figura 21 – Equipamentos usados para realização das soldagens



Fonte: Elaboração própria (2023).

#### ***4.2.1 Equipamentos de Corte, Caracterização Microestrutural e Registro de Imagens***

- Serra de fita;
- Equipamento para corte metalográfico;
- Lixadeira rotativa;
- Poltriz automática
- Soprador térmico;
- Máquina fotográfica digital;
- Régua metálica;

- Paquímetro digital;
- Reagente químico (Nital 2% e crômico 10%);
- Microscópio óptico;
- Microscópio eletrônico de varredura;
- Espectrômetro BRUKER Q4 TASMAN;
- Espectrômetro Analisador Portátil de XRF;

Figura 22 – Microscópio Óptico



Fonte: Elaboração própria (2023).

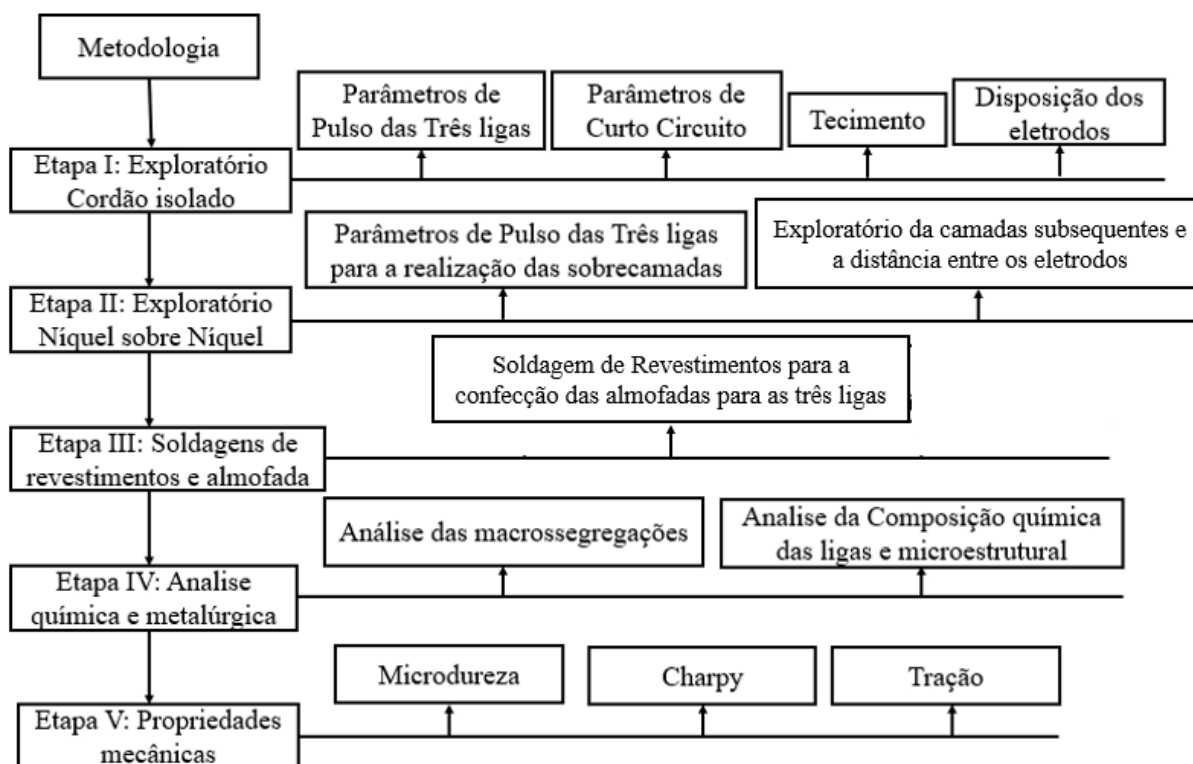
#### ***4.2.2 Equipamento Utilizados para os Ensaio Mecânicos***

- Microdurômetro automático
- MTS®, modelo 370 Load Frame
- Máquina de Ensaio Charpy – Time

#### **4.3 Métodos**

A sequência para a realização do trabalho foi dividida em cinco etapas, como mostra o fluxograma da Figura 23. Cada uma das etapas será detalhada nos tópicos deste item.

Figura 23 – Fluxograma da metodologia do trabalho



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

#### 4.3.1 Etapa I – Estudos Exploratórios para a primeira camada

A Etapa 1 deste estudo foi focada na análise dos parâmetros de soldagem necessários para a aplicação da primeira camada dos revestimentos. Nos próximos itens, serão detalhados os procedimentos adotados para definir o primeiro passe, referido nesta dissertação como cordão de ancoramento, assim como a metodologia empregada para a execução dos passes subsequentes.

Para a realização dos estudos exploratórios preocupou-se primeiro com a produção das três ligas propostas no trabalho. Dessa forma, esta etapa teve como foco, a investigação e seleção de parâmetros de soldagem para a realização do cordão de ancoramento. Para isso, fez-se um estudo sistemático utilizando cordões de solda em simples deposição. O objetivo principal foi produzir 03 ligas com composições específicas variando a velocidade de alimentação das duas ligas de Níquel, como o estudo desse trabalho será realizado apenas no metal de adição não há necessidade da utilização de um metal de base mais nobre, por isso optou-se por utilizar o aço ASTM A36. As suas dimensões estão especificadas na Tabela 04:

Tabela 4 – Dimensões do aço ASTM A36 utilizado nos ensaios

<b>Material</b>	<b>Dimensões (mm)</b>
<b>ASTM A36</b>	450 x 76,2 x 12,7

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O estudo experimental para a soldagem do primeiro cordão da primeira camada dos revestimentos foi dividido em quatro etapas:

- 1 – Ensaio exploratório para a produção da Liga 50% Inconel 625 e 50% Hastelloy C-276 que neste trabalho são referidas como Liga 50%H/50%I, cujas iniciais são referentes ao nome de cada liga;
- 2 – Ensaio exploratório para a produção da Liga 70% Inconel 625 e 30% Hastelloy C-276 e da Liga 30% Inconel 625 e 70% Hastelloy C-276, que neste trabalho são referidas como Liga 30%H/70%I e 70%H/30%I
- 3 – Definir disposições dos eletrodos a partir dos resultados obtidos nas etapas 1 e 2;
- 4 – Exploração de parâmetros de oscilação da tocha usando tecimento triangular.

Para a realização de todas as soldagens para a produção das ligas, foi necessário manter as velocidades de alimentação dos arames fixas. Em outras palavras, para a produção de cada liga, os valores das somas das velocidades de alimentação de cada arame foram mantidos constantes para as três ligas. Neste estudo, a velocidade total de alimentação dos arames (Valim) foi fixada em 13 m/min. Esse valor foi escolhido por ser intermediário, pois o foco do trabalho não é explorar a alta produção que o sistema de duplo arame pode proporcionar, mas sim concentrar-se na produção de novas ligas para aplicações em revestimentos ou em outras aplicações na indústria do petróleo e gás natural.

A definição de uma velocidade de alimentação fixa para as três ligas visa garantir a consistência do processo e a comparabilidade dos resultados. Sendo assim, a Tabela 05 a seguir apresenta como a velocidade de alimentação foi distribuída para cada arame, mantendo a soma total constante em 13 m/min para as diferentes ligas. Dessa forma, assegura-se que as condições de soldagem permaneçam uniformes, permitindo uma avaliação precisa das características das ligas produzidas.

Tabela 5 – Velocidades de alimentação fixada para cada Liga

Liga	Arame	Valim (m/min)
50%H/50%I	C-276	6,5
	625	6,5
70%H/30%I	C-276	9,1
	625	3,9
30%H/70%I	C-276	3,9
	625	9,1

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

#### 4.3.1.1 Exploratório da Liga 50%H/50%I

Para a produção da Liga 50%H/50%I, primeiramente, foi necessário definir o método de soldagem adequado para a operação. De acordo com os estudos realizados por Barreto (2018) e Santiago (2019), essas mesmas ligas foram fabricadas utilizando um modo de operação ajustado na fonte de corrente constante pulsada. Esse método foi escolhido por oferecer uma série de vantagens, tais como a obtenção de cordões de solda com excelente acabamento superficial, a redução significativa da ocorrência de respingos, além de minimizar a imposição de calor em cada passe.

A capacidade de realizar soldagens com corrente pulsada em ambas os arames, com a possibilidade de ajustar a defasagem entre os pulsos de corrente, contribui para um melhor acabamento dos revestimentos e para a diminuição dos respingos durante o processo de soldagem.

No caso específico da Liga 50%H/50%I, é viável realizar a soldagem no modo pulsado em ambas os arames, principalmente porque as velocidades de alimentação de cada arame são idênticas. Essa uniformidade permite o ajuste preciso dos parâmetros de soldagem, de forma a manter a mesma frequência de pulso (Equação 03) nos dois arames. Com isso, é possível defasar os pulsos de corrente, o que resulta na redução do sopro magnético, contribuindo para uma soldagem mais eficiente e com menos defeitos.

$$Fp = \frac{1000}{(tp+tb)}$$

Equação (03)

Sendo:

Fp: a frequência de pulso (Hz);

tp: tempo de pulso (ms)

tb: tempo de base (ms)

Para a realização das soldagens da Liga 50%H/50%I neste estudo, os parâmetros operacionais foram ajustados diretamente durante o processo de soldagem. Para isso, um cordão longo de simples deposição foi executado com o objetivo de refinar e estabilizar esses parâmetros. A principal referência utilizada para avaliar a estabilidade do processo foram as alturas dos arcos ajustadas para os dois arames. Após testes e ajustes, determinou-se que uma altura de em torno de 5 mm seria ideal para garantir um processo de soldagem estável. Essa abordagem permitiu um controle Preciso do processo, resultando em uma solda de qualidade Consistente, essencial para a produção eficiente da Liga 50%H/50%I.

Os parâmetros que foram ajustados incluíram a corrente de Pulso ( $I_p$ ), o tempo de pico (tp), a corrente de base ( $I_b$ ), o tempo de base (tb) e a defasagem que basicamente é o atraso intencional entre os pulsos de corrente aplicados a cada arame. Considerando que a velocidade de alimentação dos arames foi fixada em 6,5 m/min para essa liga, todos os parâmetros operacionais foram calibrados especificamente para essa taxa de alimentação.

#### *4.3.1.2 Exploratório da Liga 30%H/70%I e 70%H/30%I*

A produção das ligas 30%H/70%I e 70%H/30%I apresentou desafios devido às exigências precisas de manutenção da proporcionalidade das velocidades de alimentação dos arames, para cada liga. Essas ligas, com composições distintas, requerem técnicas mais sofisticadas de soldagem MIG/MAG DAPI para serem fabricadas corretamente. Como demonstrado na Tabela 05, as velocidades de alimentação para essas ligas variaram significativamente, o que tornou o processo ainda mais complexo.

Barreto (2018) e Santiago (2019) tentaram alcançar as proporções de 70% e 30% utilizando ambos os arames no modo pulsado. No entanto, encontraram dificuldades significativas devido às limitações das condições operacionais. Esses pesquisadores relataram que a combinação dos dois arames nas proporções desejadas, usando o modo pulsado nas duas ligas, resultou em instabilidade no processo, com aumentos súbitos na altura do arco, formação de duas poças de fusão separadas, e até mesmo a queima dos bicos de contato. Essas dificuldades ocorreram devido à impossibilidade de sincronizar as frequências de pulso

dos dois arames, o que impediu a obtenção de um processo de soldagem estável. Então a maior diferença entre as velocidades de alimentação utilizadas por eles foi conseguida ao utilizar os eletrodos com, respectivamente, 65% (12,7 m/min) e 35% (6,7 m/min) do total da velocidade de alimentação.

Neste estudo, para alcançar a produção da liga com a composição desejada, e foi necessário empregar modos distintos de transferência metálica. Embora a literatura atual não aborde diretamente esse assunto, a proposta é promover um novo método ao utilizar dois modos diferentes simultaneamente: um arame operando em modo pulsado e convencional. A ideia é que o arame com maior velocidade de alimentação opere no modo pulsado, enquanto o arame com menor velocidade de alimentação funcione no modo curto-circuito.

A escolha do modo curto-circuito para o arame de menor velocidade de alimentação se deve às suas características operacionais. Velocidades de arame mais baixas, com a fonte de soldagem operando no modo convencional requerem naturalmente correntes médias menores, que estão abaixo da corrente de transição, na faixa e onde se encontra a transferência por curto-circuito. Isso resulta em uma transferência metálica mais uniforme e estável. Além disso, como o arco gerado no modo de curto-circuito é significativamente mais curto, a interferência com o arco do arame pulsado é minimizada, permitindo que ambos os processos coexistam sem impactar negativamente a estabilidade do outro. Outro ponto importante a ser destacado é que as fontes de soldagens com duplo arame convencionais não trabalham em modos distintos de transferência metálica. Por isso foi necessário realizar uma atualização, junto ao fabricante, da fonte de soldagem utilizada para que esta pudesse operar nos dois modos simultaneamente. Cabe destacar que esta é uma forma inédita de operação com o processo MIG/MAG Duplo Arame com Potenciais Isolados com vistas à produção de ligas in situ. A Tabela 6 mostra como cada arame operou de acordo com cada Liga;

Tabela 6 – Modo de operação para cada Liga

Liga	Arame	Operação
50%H/50%I	C-276	Pulsado
	625	Pulsado
70%H/30%I	C-276	Pulsado
	625	Curto-Circuito (CC)
30%H/70%I	C-276	Curto-Circuito (CC)
	625	Pulsado

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Como é possível observar a primeira liga estudada foi a 50%H/50%I, por ser justamente nela que foram obtidos os parâmetros de pulso e de base da corrente dos dois arames. Os valores de corrente de pulso, importantes para o destacamento de gotas, determinados no estudo exploratório da liga 50%H/50%I foram usados para a determinação dos parâmetros de corrente pulsada das outras duas ligas (70%H/30%I e 30%H/70%I). Cabe lembrar que a corrente pulsada foi utilizada apenas nos arames com maiores velocidades de alimentação.

Após a definição dos parâmetros para as ligas com maior velocidade de alimentação (Valim) operando no modo pulsado, iniciou-se a exploração dos parâmetros para o arame operando no modo Curto-Circuito. Para o CC, fez-se um estudo sistemático utilizando cordões de solda em simples deposição para avaliar os parâmetros que tornem o processo mais estável possível.

O trabalho experimental se deu por meio da execução de um fatorial completo que teve como base os seguintes fatores de controle: tensão de referência ( $U_r$ ), os inversos das taxas de variações das correntes: indutância de subida ( $K_s$ ) e indutância de descida ( $K_d$ ). Foram selecionados quatro níveis para ( $U_r$ ) e dois níveis ( $K_s$ ) e ( $K_d$ ), como pode ser visto na Tabela 7.

Tabela 7 – Fatores de controle (curto-circuito convencional)

<b>Parâmetros</b>	<b>Níveis</b>
Tensão de referência ( $U_r$ ) [V]	20,19,18,17
Inverso da indutância de subida ( $K_s$ )	70, 100
Inverso da indutância de descida ( $K_d$ )	70, 100

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Na Tabela 8 estão elencadas as demais variáveis utilizadas no estudo e que se mantiveram constantes durante todos os experimentos do fatorial completo.

Tabela 8 – Parâmetros fixos do fatorial completo utilizados nos ensaios preliminares

<b>Condições fixas</b>	<b>Valor</b>
<b>Distância bico de contato-peça (DBCP) [mm]</b>	20
<b>Velocidade de soldagem (<math>V_s</math>) [cm/min]</b>	40
<b>Tipo de tecimento</b>	Sem tecimento (ST)
<b>Posição dos eletrodos</b>	Tandem
<b>Vazão do gás de proteção (L/min)</b>	30

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Esses fatores foram investigados com o objetivo de determinar a melhor condição para o modo curto-circuito (CC) em uma das ligas, enquanto a outra operava simultaneamente no modo pulsado com os parâmetros já ajustados. É importante destacar que foi explorado também a disposição dos eletrodos em relação ao sentido de deslocamento da tocha, ou seja, qual deles estará posicionado à frente e qual ficará atrás. Portanto, essa variável foi incluída na análise fatorial.

A disposição dos eletrodos na soldagem requer a definição de qual liga será posicionada à frente, assumindo o papel de arame mestre, e qual será posicionada atrás, como arame seguidor. Barreto (2018) e Santiago (2019) em seus estudos observaram que, em todas as condições de soldagem investigadas, o eletrodo com maior velocidade de alimentação de arame foi colocado à frente no sentido do deslocamento da soldagem.

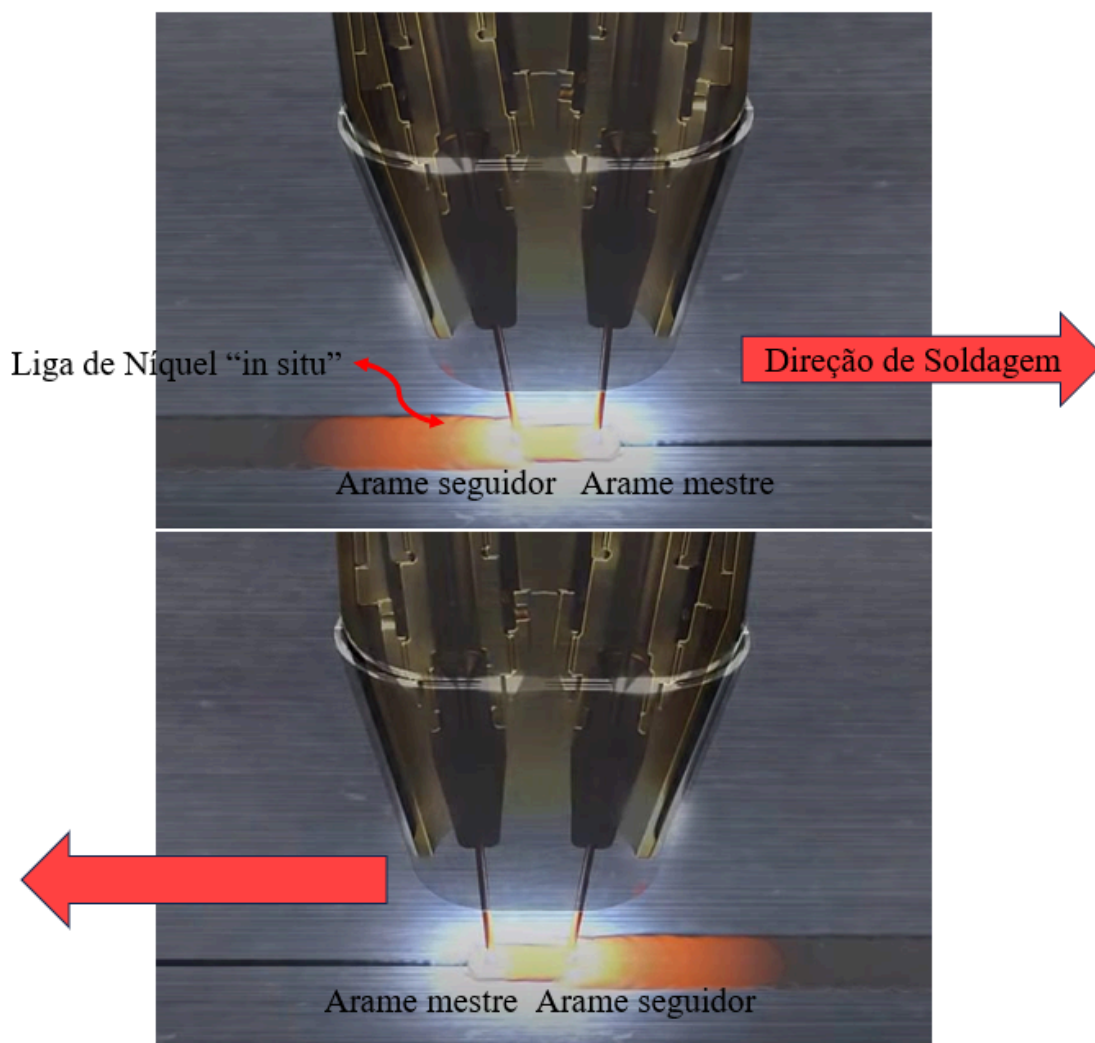
Essa configuração resultou em um arco mais rígido, proporcionando cordões de solda mais uniformes. Quando o eletrodo com menor velocidade de alimentação foi posicionado à frente, os autores relataram que a tensão no segundo eletrodo frequentemente caía a níveis muito baixos, sugerindo uma alta incidência de curtos-circuitos.

Isso ocorre porque, apesar da taxa de deposição do primeiro eletrodo ser inferior à do segundo, o volume de material depositado no primeiro arame ainda era suficientemente considerável para elevar a altura da poça de fusão. Consequentemente, quando o segundo eletrodo, com maior velocidade de alimentação, sobrepunha-se ao material depositado pelo primeiro, a altura do arco diminuía significativamente, gerando curtos-circuitos. Dessa forma, os autores decidiram utilizar o eletrodo com maior velocidade de alimentação como arame mestre, considerando que todos os modos de soldagem utilizados foram no modo pulsado.

Neste trabalho, como serão aplicados modos operacionais diferentes, é necessário um estudo mais aprofundado para determinar a melhor combinação de posicionamento dos

eletrodos. Os ensaios para essa análise já foram incluídos na matriz de experimentos, como mencionado anteriormente, e as soldagens seguiram conforme ilustrado na Figura 24 abaixo.

Figura 24 – Disposição dos eletrodos em Tandem em relação a direção de Soldagem com arames diferentes



Fonte: Elaboração própria (2025).

As ligas estudadas podem apresentar duas combinações possíveis em relação à sua disposição durante o processo de soldagem. Especificamente, para as ligas com composições 50%H/50%I, 70%H/30%I e 30%H/70%I, essas combinações foram detalhadas nas Tabelas 08 e 09. Essas tabelas fornecem uma descrição da disposição dos eletrodos para cada liga. Vale ressaltar que todas as soldagens foram realizadas na posição Tandem, considerada a mais adequada para a produção de ligas de aplicação *in-situ*. Essa configuração visa garantir uma maior homogeneidade química das ligas, minimizando a ocorrência de macrosegregações.

A escolha da posição Tandem é crucial, pois, se os eletrodos fossem dispostos lado a lado, a formação de duas poças de fusão distintas para cada liga poderia ocorrer. Isso resultaria em uma mistura inadequada das ligas, comprometendo a qualidade e a uniformidade do material final. Portanto, a soldagem em Tandem foi empregada para assegurar a fusão eficiente dos componentes da liga, promovendo a homogeneização completa da poça de fusão e, conseqüentemente, a obtenção de ligas com propriedades químicas e físicas superiores.

A Tabelas 09 e 10, mostram o fatorial completo, no total foi realizado 64 experimentos:

Tabela 9 – Ensaios do fatorial completo para a liga 70%H/30%I

Ensaio	Ur (V)	Ks	Kd	Arame mestre	Arame seguidor
E1	20	100	100	C-276	625
E2	19	100	100	C-276	625
E3	18	100	100	C-276	625
E4	17	100	100	C-276	625
E5	20	70	100	C-276	625
E6	19	70	100	C-276	625
E7	18	70	100	C-276	625
E8	17	70	100	C-276	625
E9	20	100	70	C-276	625
E10	19	100	70	C-276	625
E11	18	100	70	C-276	625
E12	17	100	70	C-276	625
E13	20	70	70	C-276	625
E14	19	70	70	C-276	625
E15	18	70	70	C-276	625
E16	17	70	70	C-276	625
E17	20	100	100	625	C-276
E18	19	100	100	625	C-276
E19	18	100	100	625	C-276
E20	17	100	100	625	C-276
E21	20	70	100	625	C-276
E22	19	70	100	625	C-276
E23	18	70	100	625	C-276
E24	17	70	100	625	C-276
E25	20	100	70	625	C-276
E26	19	100	70	625	C-276
E27	18	100	70	625	C-276
E28	17	100	70	625	C-276
E29	20	70	70	625	C-276
E30	19	70	70	625	C-276
E31	18	70	70	625	C-276
E32	17	70	70	625	C-276

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Os mesmos parâmetros usados na tabela anterior foram os mesmo para a liga 30%H/70%I :

Tabela 10 – Ensaios do fatorial completo para a liga 30%H/70%I

Ensaio	Ur (V)	Ks	Kd	Arame mestre	Arame seguidor
E1	20	100	100	C-276	625
E2	19	100	100	C-276	625
E3	18	100	100	C-276	625
E4	17	100	100	C-276	625
E5	20	70	100	C-276	625
E6	19	70	100	C-276	625
E7	18	70	100	C-276	625
E8	17	70	100	C-276	625
E9	20	100	70	C-276	625
E10	19	100	70	C-276	625
E11	18	100	70	C-276	625
E12	17	100	70	C-276	625
E13	20	70	70	C-276	625
E14	19	70	70	C-276	625
E15	18	70	70	C-276	625
E16	17	70	70	C-276	625
E17	20	100	100	625	C-276
E18	19	100	100	625	C-276
E19	18	100	100	625	C-276
E20	17	100	100	625	C-276
E21	20	70	100	625	C-276
E22	19	70	100	625	C-276
E23	18	70	100	625	C-276
E24	17	70	100	625	C-276
E25	20	100	70	625	C-276
E26	19	100	70	625	C-276
E27	18	100	70	625	C-276
E28	17	100	70	625	C-276
E29	20	70	70	625	C-276
E30	19	70	70	625	C-276
E31	18	70	70	625	C-276
E32	17	70	70	625	C-276

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Após a conclusão de todos os ensaios, partiu-se para a análise dos passes depositados, a principal análise realizada foi em termos de estabilidade dos sinais coletados (tensão e corrente). Para a escolha das melhores condições, ou seja, dos níveis considerados mais relevantes em relação a cada fator de controle, foi utilizado o seguinte critério.

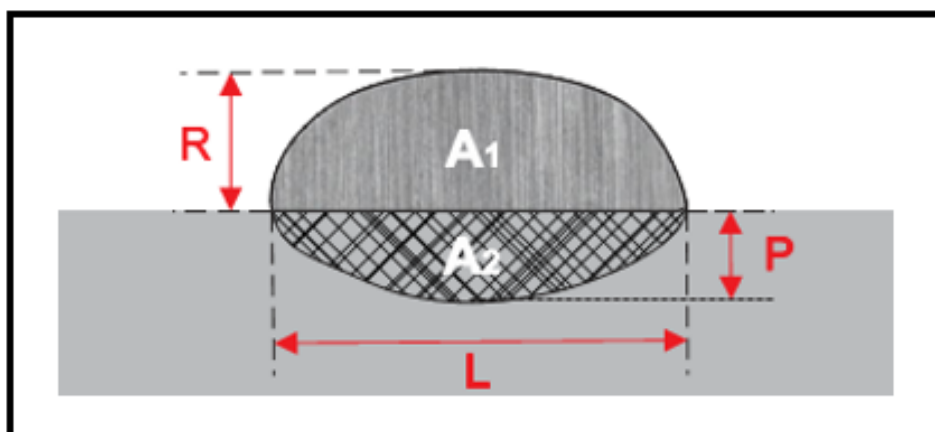
Nesta fase exploratória do estudo, não foi realizada uma análise qualitativa dos cordões de solda, uma vez que a maior velocidade de alimentação associada ao modo pulsado faz com que o arame neste modo se destaque em relação ao arame operando em modo CC.

Além disso, como os parâmetros do modo pulsado já foram otimizados para ambas as ligas, os ensaios resultaram em cordões de solda isentos de defeitos e com boas características visuais.

O objetivo principal desta fase exploratória foi analisar a estabilidade do processo no modo CC, visando viabilizar a aplicação do método de soldagem com duplo arame, onde cada arame opera em um modo distinto de transferência metálica. O objetivo é buscar um processo mais estável para produzir ligas com o maior grau possível de homogeneidade.

Para definir qual eletrodo seria posicionado à frente e qual seria posicionado atrás no processo de soldagem, adotou-se um critério na análise da geometria do cordão de solda e, principalmente, no controle da diluição da solda. Esses fatores foram cruciais para a qualidade do revestimento e assegurar a integridade da soldagem, conforme demonstrado na Figura 25.

Figura 25 – Variáveis para analisar a Geometria do cordão de Solda



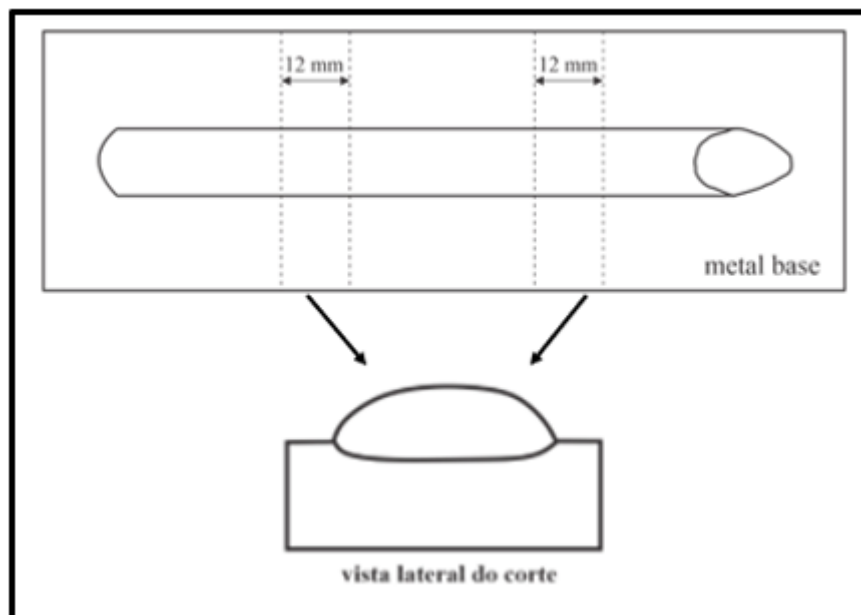
Fonte: Adaptado de Marques (2022).

O objetivo adotado para a geometria dos cordões de solda foi maximizar suas dimensões tanto em largura quanto em reforço. Essa abordagem visou selecionar a disposição que proporcionasse a maior largura e altura de reforço, resultando, conseqüentemente, em uma menor razão  $R/L$  (relação entre reforço e largura). Esse fator é particularmente relevante, uma vez que o processo será utilizado para a deposição de revestimentos em camadas sucessivas.

Para possibilitar uma análise detalhada das seções transversais dos cordões de solda, foram realizados dois cortes em cada cordão utilizando uma serra fita. Esses cortes permitiram a observação das características geométricas e a avaliação da uniformidade da

deposição. O posicionamento e a orientação dos cortes seguiram os critérios estabelecidos e estão representados nas Figuras 26.

Figura 26 – Regiões dos Cortes realizados para análise da geometria e diluição



Fonte: Adaptado de Marques (2022).

Após os cortes, as amostras foram submetidas a um processo de preparação metalográfica. Este processo incluiu polimento em politriz, utilizando lixas de granulometria progressiva: 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Em seguida, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  para um acabamento refinado. Posteriormente, as peças foram submetidas ao ataque químico com Nital 2% por 10 segundos, a fim de evidenciar a interface entre o aço carbono e o níquel na zona fundida, facilitando assim as medições de geometria.

As amostras atacadas foram então fotografadas utilizando um estereomicroscópio com aumento de 12x. As medições das imagens capturadas foram realizadas através do software integrado ao equipamento de captura. Com todos os dados coletados, foi utilizada a análise de variância (ANOVA) para uma interpretação estatística dos resultados.

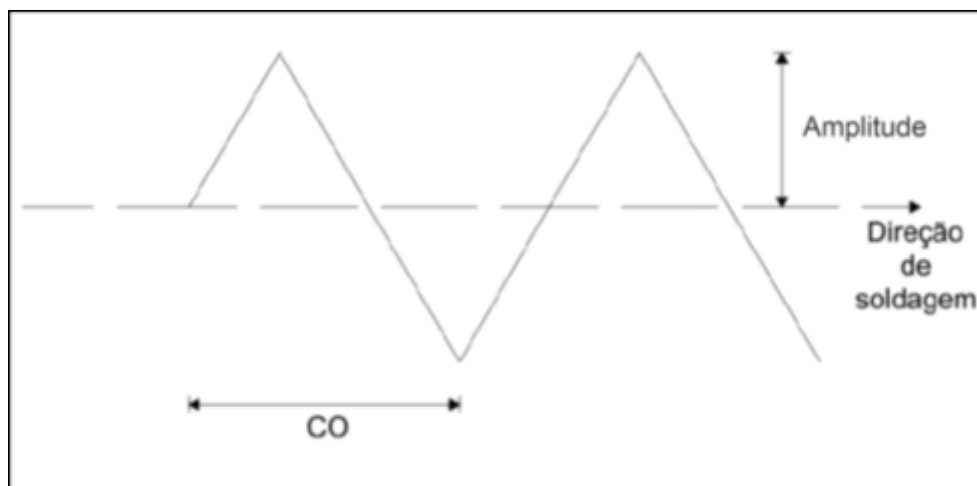
Vale ressaltar que análise do grau de mistura também foi usado nessa análise de parâmetro, que será melhor detalhado no tópico seguinte.

#### 4.3.1.3 Exploração dos parâmetros de oscilação usando o tecimento triangular

As soldagens de revestimentos foram realizadas utilizando exclusivamente o padrão de tecimento triangular. Embora existam outras técnicas de oscilação da tocha, como o movimento switchback e o movimento em duplo oito, as limitações do sistema automático de soldagem permitiram apenas a aplicação do tecimento triangular.

O uso do tecimento triangular pode promover uma maior homogeneização na mistura das duas ligas. Apesar das limitações associadas à utilização de diferentes variações de tecimento, o padrão triangular oferece uma visão mais clara de como a oscilação da tocha influencia a qualidade da mistura. Para determinar as melhores condições de oscilação, foram realizados cordões utilizando a liga 50%H/50%I com parâmetros específicos de tecimento triangular. Os parâmetros analisados incluíram frequência, amplitude e velocidade de soldagem, conforme ilustrado na Figura 27, que apresenta a representação gráfica desses parâmetros.

Figura 27 – Parâmetros do tecimento triangular



Fonte: Adaptado de Pinheiro (2017).

Os parâmetros selecionados estão indicados na Tabela 11 abaixo:

Tabela 11 – Parâmetros de oscilação para o exploratório do tecimento triangular

Tecimento Triangular (TT)	
Parâmetros	Níveis
Amplitude (mm)	4, 8
Frequência (Hz)	1, 2
Velocidade de Soldagem (cm/min)	30, 40

Fonte: Elaboração própria (2025).

Vale destacar que uma condição sem tecimento foi realizado alterando apenas as velocidades nos níveis apresentados para verificar se realmente a condição com tecimento proporciona uma melhor mistura das ligas. Na Tabela 12 estão mostrados os parâmetros fixos adotados no fatorial completo:

Tabela 12 – Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular

Condições fixas	Valores
DBCP (mm)	20
Ângulo da tocha ( $\theta$ ) [°]	0
Posição dos eletrodos	Tandem
Distância entre os eletrodos (mm)	8
Vazão de gás (L/min)	30
Valim para cada liga (m/min)	6,5

Fonte: Elaboração própria (2025).

A Tabela 13 mostra como ficou a organização experimental do fatorial completo, totalizando 08 ensaios:

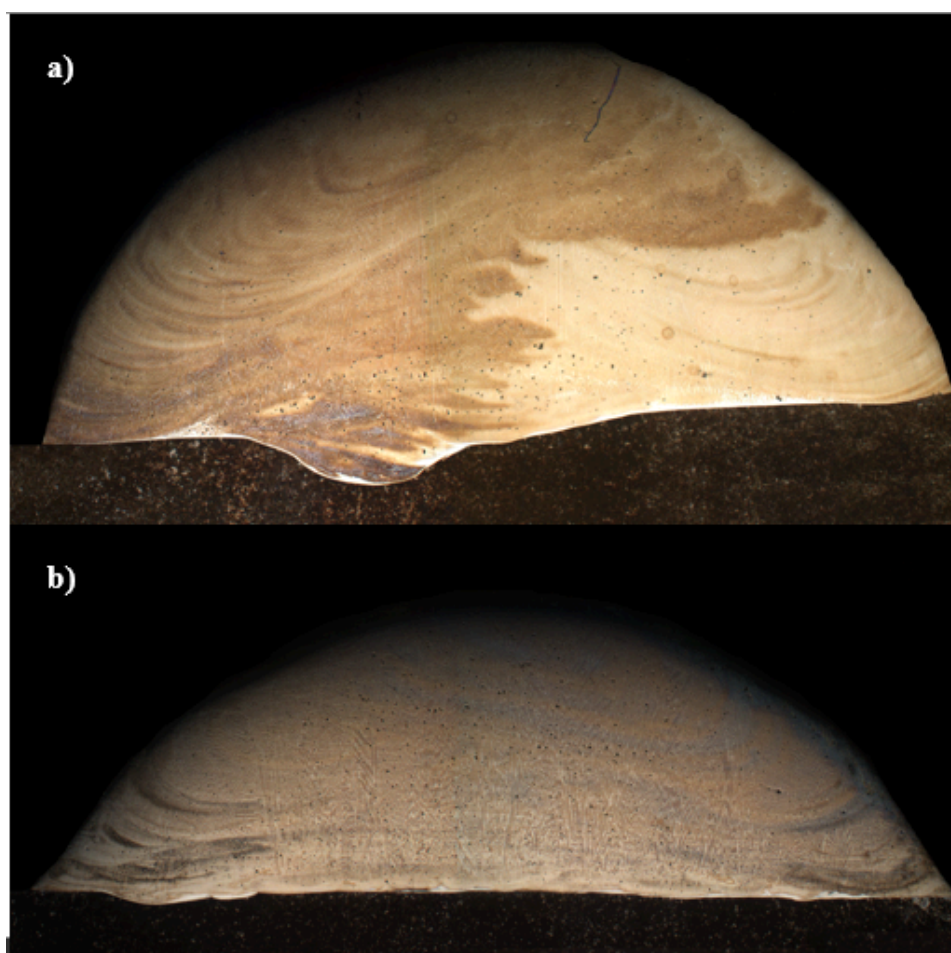
Tabela 13 – Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular Parâmetros fixos para o exploratório do tecimento triangular

Ensaio	Amplitude (mm)	Frequência (Hz)	Velocidade de Soldagem (cm/min)
TT1	1	4	40
TT2	1	4	30
TT3	1	8	40
TT4	1	8	30
TT5	2	4	40
TT6	2	4	30
TT7	2	8	40
TT8	2	8	30

Fonte: Elaboração própria (2025).

Após a conclusão dos ensaios exploratórios de tecimento, foi realizado um corte na seção transversal do cordão semelhante aos apresentados na Figura 25. Após o polimento, as peças foram submetidas a ataques químicos específicos. O aço carbono foi atacado com Nital 2% por 10 segundos, enquanto o níquel foi submetido a um ataque eletrolítico com ácido crômico 10% sob condições controladas de 2,5 V durante 25 segundos. O objetivo do ataque ao níquel nessa etapa foi evidenciar o efeito do tecimento na mistura das duas ligas, buscando formar uma liga com elevado grau de homogeneidade. A Figura 28 ilustra uma amostra após o ataque químico dos dois materiais.

Figura 28 – Micrografia de um cordão de solda após o ataque químico a) mistura não homogênea b) mistura homogênea



Fonte: Elaboração própria (2025).

Para avaliar o impacto do tecimento na mistura entre as ligas, foi realizada uma análise qualitativa dos cordões soldados após ataque químico. Essa análise baseou-se em macrografias obtidas por microscopia óptica, nas quais foi possível identificar duas regiões distintas: uma região mais escura, associada a uma maior homogeneização entre as ligas, e

uma região mais clara, indicando uma mistura parcial. É importante destacar que essa avaliação se refere exclusivamente ao grau de mistura entre os metais de adição (Inconel 625 e Hastelloy C276), não estando relacionada ao conceito de diluição, que envolve a incorporação do metal de base ao cordão de solda.

Cada cordão foi classificado com uma nota de 1 a 5, sendo 1 atribuída a cordões com baixa mistura e 5 àqueles com mistura considerada ideal para a aplicação proposta. A avaliação foi realizada para todos os cordões obtidos no ensaio fatorial completo, com cada amostra recebendo duas notas, atribuídas por especialistas nas áreas de soldagem e metalurgia. Os resultados foram, então, utilizados na análise estatística por meio da ANOVA, com o objetivo de verificar a significância dos parâmetros testados sobre o grau de mistura. Posteriormente, os dados foram analisados por meio da (ANOVA), com a geração de gráficos que proporcionaram uma visualização clara dos resultados. Com base nos resultados da ANOVA, será possível determinar a melhor combinação de velocidade, amplitude e frequência para otimizar a mistura das duas ligas.

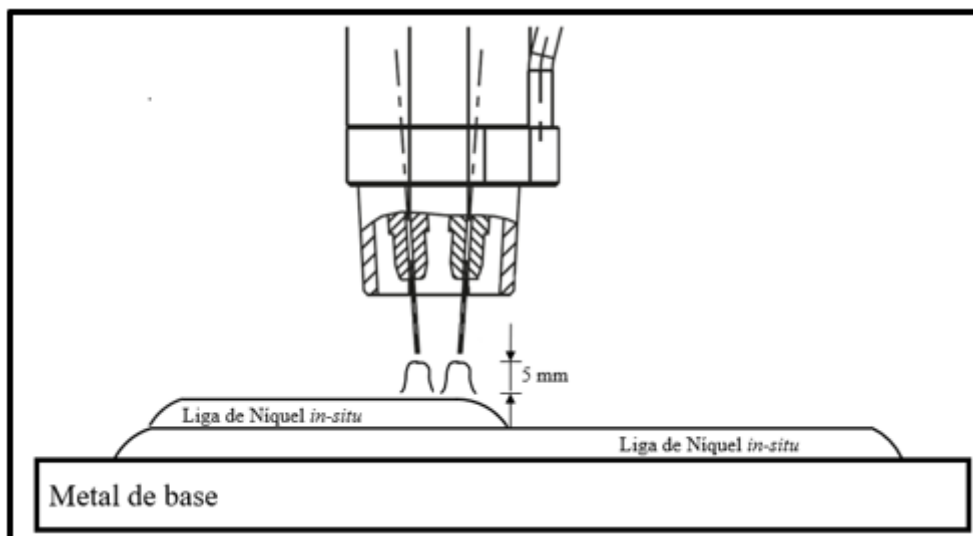
#### ***4.3.2 Etapa II – Camadas subsequentes***

Para a soldagem da segunda camada dos revestimentos, foi necessário realizar um estudo específico para a determinação do cordão de ancoragem, semelhante ao procedimento adotado na soldagem da primeira camada. Foram utilizados os mesmos parâmetros de soldagem definidos para o cordão de ancoragem da primeira camada, baseados em experimentos discutidos no tópico anterior.

Inicialmente, para a liga 50%H/50%I, o estudo exploratório foi conduzido de maneira similar ao do cordão de ancoragem da primeira camada, com ajustes operacionais realizados diretamente durante o processo de soldagem. No entanto, nesta fase, a soldagem foi realizada sobre uma base de níquel, depositando níquel sobre níquel.

Para isso, foi executado um cordão longo com deposição simples utilizando os parâmetros da primeira camada. Em seguida, foi adicionado um segundo cordão com sobreposição de 50% em relação ao primeiro, de modo a aumentar a largura do depósito da liga de níquel. Esse procedimento é necessário porque a molhabilidade do níquel depositado sobre a própria liga de níquel difere da molhabilidade observada quando o níquel é depositado diretamente sobre o metal base. A Figura 29 abaixo apresenta uma representação esquemática das soldagens realizadas para o ajuste dos parâmetros.

Figura 29 – Representação esquemática da soldagem exploratória em camadas



Fonte: Elaboração própria (2025).

A principal referência utilizada para avaliar a estabilidade do processo, especialmente para a liga 50%H/50%I, foi a manutenção de uma altura de arco de 5 mm, assegurando assim um processo de soldagem estável para ambos os arames.

Como o objetivo do estudo anterior foi determinar os melhores parâmetros para cada liga depositada sobre o aço carbono, buscou-se otimizar o processo para a segunda camada sem a necessidade de realizar um número excessivo de ensaios. Para isso, os parâmetros de pulso foram inicialmente ajustados para a liga 50%H/50%I na deposição de níquel sobre níquel.

A partir dos parâmetros de pulso ajustados para os dois eletrodos (Inconel 625 e Hastelloy C-276), esses valores foram utilizados como referência para configurar os parâmetros das outras duas ligas (70%H/30%I e 30%H/70%I).

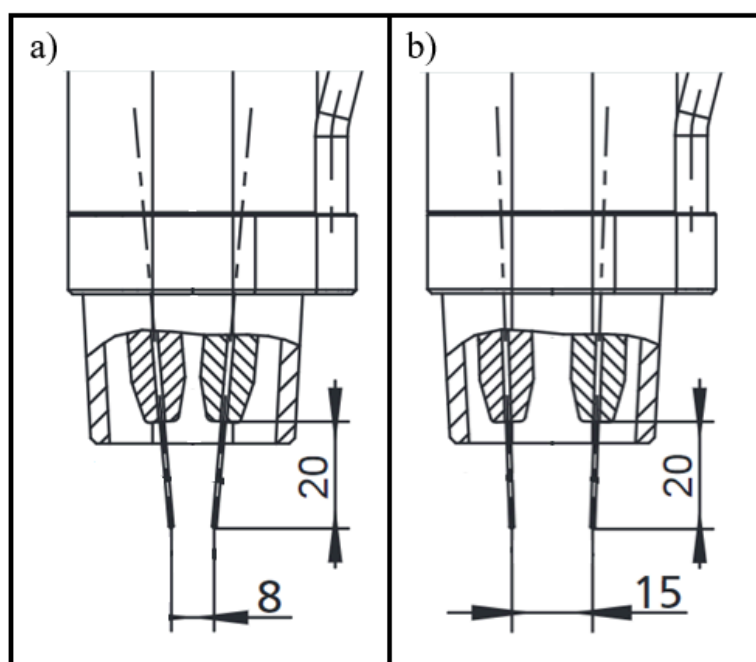
Já para a liga operando em modo de curto-circuito, foram selecionadas tanto a pior quanto a melhor condição previamente obtida na deposição de níquel sobre aço carbono, repetindo o processo agora na deposição de níquel sobre níquel. Essa abordagem permitiu avaliar a repetibilidade dos resultados, especialmente em relação aos valores de D.R.% (Desvio Relativa), identificando a influência das variáveis mais relevantes no processo.

#### 4.3.2.1 Exploração da influência da configuração da tocha na formação de macrosegregações

Um parâmetro de grande relevância e característico do processo de soldagem com duplo arame, que merece destaque neste estudo, é a distância entre os eletrodos. Após a etapa de exploração para determinar os melhores parâmetros relacionados ao modo de transferência (pulso, curto-circuito) e ao tecimento, foi conduzido um estudo específico sobre a influência da distância entre os eletrodos nas soldagens de revestimento definitivo para a produção das ligas.

Durante a realização das soldagens, foram utilizadas duas distâncias entre os eletrodos: 8 mm e 15 mm, vale ressaltar que não tinha como ajustar esse parâmetro utilizando uma tocha, então foi usando duas tochas com as duas distâncias configuradas. A Figura 30 apresenta um esquema representativo da disposição dos eletrodos.

Figura 30- Representação esquemática da distância entre os eletrodos na soldagem duplo arame a) distância de 8mm b) distância de 15 mm



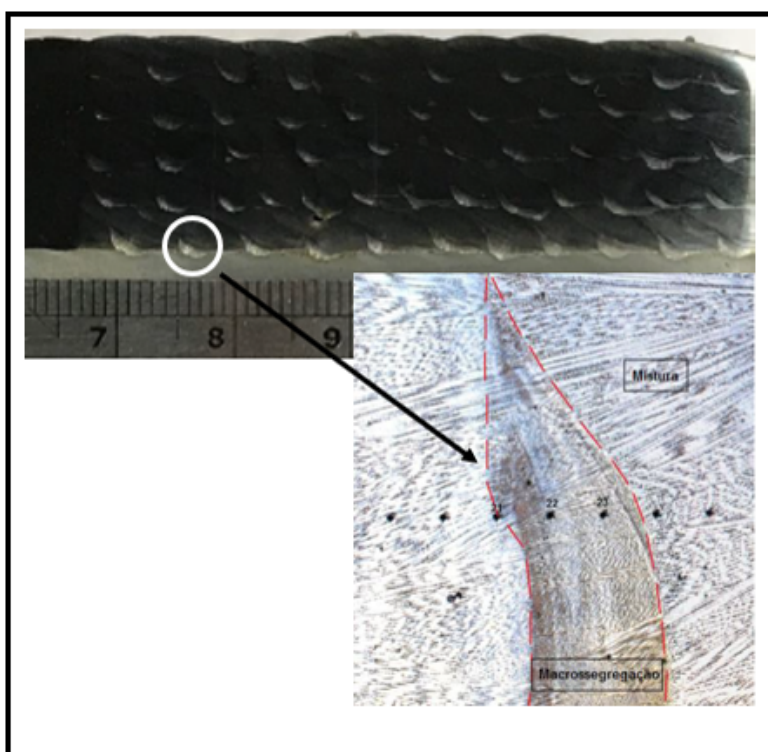
Fonte: Elaboração própria (2025).

Antes de iniciar as soldagens definitivas dos revestimentos, foi realizado um ensaio preliminar com deposição em duas camadas para avaliar a influência da distância entre os eletrodos na formação de macrosegregações.

As soldagens dos revestimentos seguiram o procedimento previamente descrito, com a adição dessa variável para analisar seu impacto na mistura entre as duas ligas. Cada passe foi executado com uma sobreposição de 50% em relação ao passe anterior. Os testes com diferentes distâncias entre os eletrodos foram conduzidos exclusivamente para a liga com composição 50%H/50%I.

A escolha do número de camadas foi baseada nos estudos de Barreto (2018) e Santiago (2019), que identificaram zonas com coloração distinta já na primeira camada, refletindo-se também nas subsequentes. A Figura 31 evidencia as macrosegregações presentes nas ligas estudadas por esses autores. A partir de macrografias obtidas por estereoscopia, é possível identificar regiões com colorações diferentes, indicando a presença de segregações. O objetivo é analisar se a distância entre os eletrodos pode ser um fator determinante na formação dessas macrosegregações nas ligas.

Figura 31 – Exemplo das macrosegregações geradas de uma das ligas produzidas



Fonte: Adaptado de Barreto (2018) e Fernandes (2018)

As soldagens também foram simplificadas para diminuir a quantidade de passes, onde foi usado 6 passes na primeira camada e 5 na segunda, uma vez que as regiões de

interesse são facilmente identificáveis. O critério para a seleção da distância entre os eletrodos foi estabelecido da seguinte forma:

- Se forem identificadas macrossegregações em ambas as distâncias, isso indica que a distância entre os eletrodos não influencia na formação de zonas não misturadas, permitindo o uso de qualquer uma das distâncias nas soldagens.
- Se as macrossegregações não forem identificadas em uma das distâncias, isso demonstra que a distância entre os eletrodos afeta a mistura das ligas, sendo, portanto, utilizada a distância que não gerar regiões com macrossegregações.

O objetivo desta etapa foi avaliar especificamente a influência do tecimento na formação de macrossegregações. Ressalta-se que outros parâmetros de soldagem também podem exercer impacto sobre esse fenômeno; entretanto, nas fases anteriores do estudo foram determinados os ajustes técnicos e operacionais mais adequados. Dessa forma, nesta etapa buscou-se isolar o efeito do tecimento, permitindo compreender de forma mais clara sua contribuição para a homogeneização das ligas produzidas *in situ*.

#### ***4.3.3 Etapa III – Soldagem de revestimentos para produção das Ligas***

A quantidade de material depositado foi determinada de acordo com os requisitos de composição química e os ensaios mecânicos planejados. No entanto, independentemente das condições específicas empregadas para as ligas, a produção dos revestimentos seguiu os princípios estabelecidos pela norma AWS A5.28 para soldagem de almofadas em eletrodo revestido, adaptada ao processo utilizado neste trabalho. Segundo esta norma, o tamanho mínimo da almofada concluída deve ser de pelo menos quatro camadas de altura (H), e a amostra para análise deve ser colhida a pelo menos 3/8 de polegada (9,5 mm) acima da superfície do metal base original.

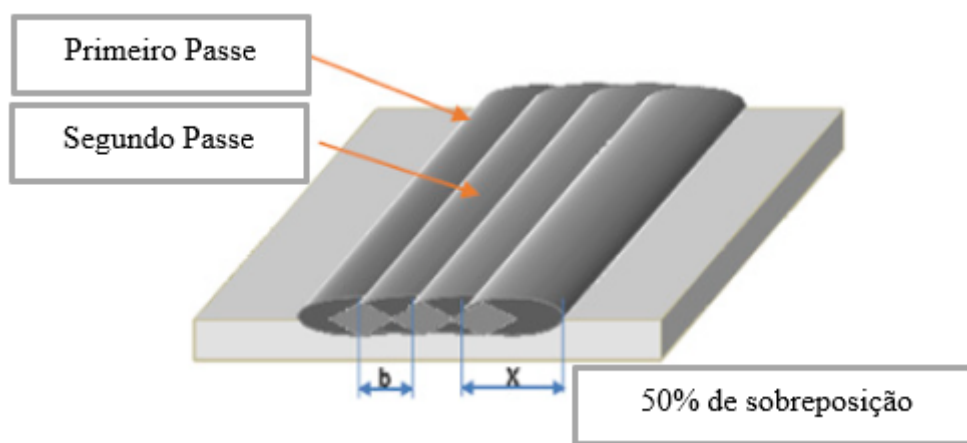
Ademais, os requisitos de dimensão, como comprimento e largura, foram definidos de forma a garantir que a região de análise correspondesse exclusivamente ao metal de adição, evitando qualquer diluição com o metal base. Esta abordagem assegura a precisão nas avaliações químicas e mecânicas das ligas produzidas.

Para a realização da soldagem de revestimentos para a produção das ligas “*in situ*”, os parâmetros utilizados foram baseados em estudos prévios disponíveis na literatura, especialmente no trabalho de Santiago (2018). O ângulo de ataque adotado no revestimento foi de 15°, definido como o ângulo formado entre o arame e um plano paralelo ao cordão de

solda.

Os passes de revestimento foram realizados tomando como referência o pé do cordão do passe anterior, de modo a garantir uma sobreposição de 50% em relação à largura do cordão. Essa configuração permitiu a uniformidade do revestimento, conforme ilustrado no esquema abaixo.

Figura 32 – Representação esquemática das soldagens de revestimentos para produção das ligas “*in situ*”



Fonte: Elaboração própria (2025).

#### 4.3.4 Etapa IV: Caracterização Microestrutural e Análise Metalúrgica

##### 4.3.4.1 Medição da Composição Química

Conforme descrito no tópico anterior, os procedimentos práticos para a obtenção da liga "pura" foram detalhados, incluindo a preparação das amostras. Para isso, foram realizadas soldagens em formato de almofada, com a aplicação de um número suficiente de camadas para atingir a altura mínima exigida pela norma técnica correspondente. Após alcançar essa altura mínima, foram adicionadas mais duas camadas para garantir material suficiente para a retirada de corpos de prova destinados à análise da composição química.

Os corpos de prova foram removidos por meio de cortes precisos, utilizando o processo de eletroerosão a fio. Cada corpo de prova possuía dimensões finais de 60 mm de comprimento, 5 mm de largura e 20 mm de altura. Essa técnica foi escolhida por garantir um corte limpo e preservação das propriedades do material, essencial para análises.

A composição química foi determinada utilizando um espectrômetro previamente especificado para este trabalho e também por meio da pistola de FRX. Para cada uma das três ligas produzidas, foram realizadas 06 medições independentes. Essa abordagem foi adotada para aumentar a acurácia dos resultados e verificar com maior confiabilidade se as composições químicas obtidas estavam de acordo com as proporções esperadas, considerando os ajustes dos parâmetros de soldagem.

Esse procedimento foi fundamental para assegurar que as ligas desenvolvidas atendessem às especificações desejadas, permitindo a validação da metodologia empregada no desenvolvimento das ligas *in situ* e o estudo dos parâmetros que influenciam a sua formação.

Neste trabalho, a análise da composição química foi focada nos principais elementos presentes nas ligas obtidas a partir da mistura das ligas Inconel 625 e Hastelloy C276. Os elementos avaliados foram Níquel (Ni), Cromo (Cr), Molibdênio (Mo), Nióbio (Nb), Tungstênio (W) e Ferro (Fe), que são essenciais para determinar as propriedades das ligas produzidas.

Além disso, a Equação 4 foi utilizada para calcular a composição percentual de cada elemento químico presente nas ligas formadas, considerando as proporções 50%H/50%I, 70%H/30%I e 30%H/70%I (H para Hastelloy C276 e I para Inconel 625). Esse cálculo serviu como complemento à análise experimental, fornecendo uma base teórica para comparação com os resultados obtidos na prática.

Esse procedimento comparativo foi fundamental para validar a conformidade das ligas com as composições esperadas, permitindo identificar com maior precisão o impacto das proporções e dos ajustes de soldagem sobre a composição química final. Dessa forma, a análise dos elementos principais, aliada aos cálculos teóricos, garantiu uma abordagem abrangente e confiável para avaliar o desempenho das ligas desenvolvidas.

$$\% \text{ do elemento } n \text{ do metal de solda} = \%C276 \cdot \%n_{c276} + \%625 \cdot \%n_{625} \quad \text{equação (4)}$$

#### 4.3.4.2 Análise Metalúrgica

A metodologia empregada para a caracterização microestrutural foi estruturada em etapas que envolveram análises por microscopia óptica (MO). Para isso, foram utilizadas amostras obtidas a partir de cortes na seção transversal dos revestimentos das soldagens de almofada, produzidas com três ligas distintas. Os cortes foram realizados na região central da

soldagem, visando uma análise detalhada do efeito da técnica de soldagem MIG com duplo arame na homogeneidade da mistura entre as ligas. Esta análise consistiu em verificar as regiões de macrosegregações, caso tenham sido geradas ou não.

Para a análise da liga pura, foram utilizados corpos de prova provenientes da própria soldagem de almofada. Esses corpos de prova permitiram a medição da composição química por espectrometria e fluorescência de raios X. A análise microestrutural básica foi feita por MO, uma vez que a utilização do MEV não estava disponível para uma investigação mais aprofundada. Cada corpo de prova foi cortado em formato circular para posterior embutimento, utilizando eletroerosão a fio. Após o corte, as amostras passaram por um processo de lixamento, iniciando com lixa de granulometria 80 e finalizando com 1200, seguido de polimento com pastas abrasivas de 6, 3, 1 e  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ . O ataque químico foi realizado com ácido crômico a 10%, aplicando uma tensão de 2,0 V e uma corrente de 0,01 A por 25 segundos, conforme recomendado na literatura.

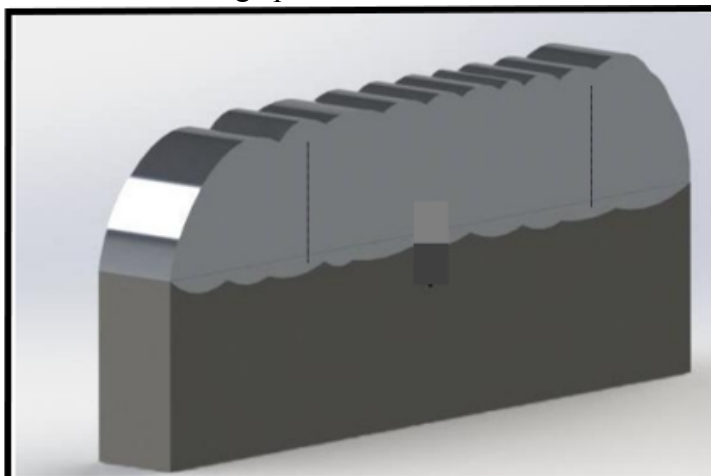
A análise microestrutural por MO foi conduzida utilizando um microscópio óptico equipado com um sistema de aquisição de imagens. O principal objetivo dessa análise foi verificar se os parâmetros e as técnicas empregadas neste estudo foram eficazes para produzir ligas homogêneas, sem a formação de macrosegregações.

#### ***4.3.5 Etapa V: Procedimento para a realização dos ensaios mecânicos***

##### *4.3.5.1 Ensaio de dureza*

A análise de microdureza Vickers foi realizada nos corpos de prova das ligas puras, produzidos por soldagem em almofada, cujas amostras foram previamente utilizadas para a medição da composição química e análise metalúrgica. Essas amostras já passaram pelo processo de preparação metalográfica, exceto pelo ataque químico para esta etapa, vale mencionar que ao todo foram realizadas 33 endentações em cada liga.

Figura 33 – Análise da microdureza da liga pura



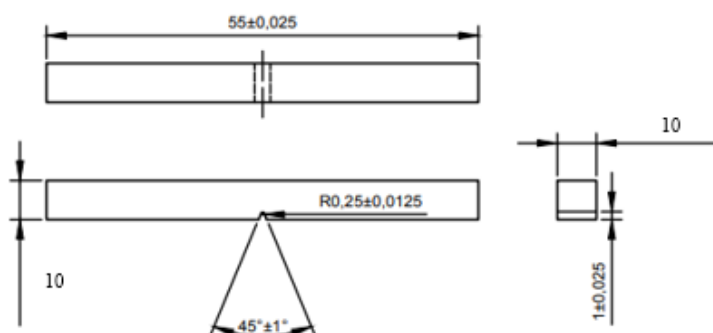
Fonte: Adaptado de Barreto (2018).

As indentações serão realizadas de acordo com as diretrizes estabelecidas pela norma ASTM E 384-99 (ASTM, 2002), garantindo conformidade nos procedimentos.

#### 4.3.5.2 Ensaio de impacto

As soldagens de almofadas em forma de revestimentos foram produzidas para a fabricação dos corpos de prova de Charpy, com o objetivo de avaliar a tenacidade à fratura de cada liga estudada. Os corpos de prova foram confeccionados com dimensões e tolerâncias estritamente alinhadas à norma ASTM E23-07, apresentando medidas de 10 x 10 x 55 mm e um entalhe em formato "V", conforme especificado pela norma. A Figura 34 abaixo ilustra a representação esquemática do corpo de prova utilizado.

Figura 34 – Representação esquemática dos corpos de prova de Charpy para cada liga produzida



Fonte: Adaptado de Loureiro, (2020).

O ensaio de impacto Charpy foi realizado em quadruplicata para cada liga, garantindo a confiabilidade dos resultados. Todos os testes foram conduzidos no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia da Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará (UFC), utilizando um pêndulo universal Charpy modelo VEB, com capacidade máxima de 350 J e precisão de  $\pm 0,5$  J, sob temperatura ambiente.

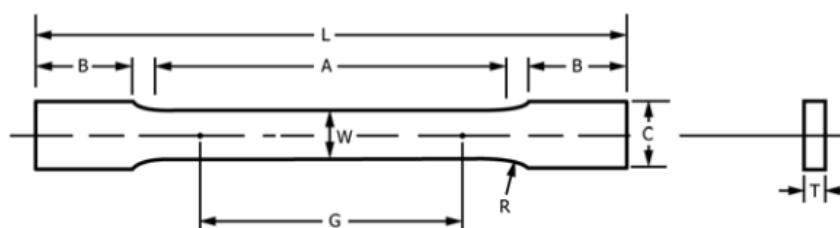
Os corpos de prova destinados à determinação da resistência ao impacto foram fabricados por meio de usinagem convencional e eletroerosão a fio, assegurando a precisão das dimensões exigidas. Para simular condições críticas de desempenho das ligas, os corpos de prova foram imersos em nitrogênio líquido, atingindo uma temperatura de  $-196^{\circ}\text{C}$ . Após permanecerem imersos por 10 minutos, os corpos de prova foram retirados e imediatamente submetidos ao ensaio de impacto em um intervalo de tempo máximo de 5 segundos, minimizando a variação térmica e garantindo a consistência dos resultados.

#### 4.3.5.3 Ensaio de tração

Para a realização do ensaio de tração, foram confeccionados corpos de prova a partir do material das três ligas produzidas por soldagem em almofada. Conforme mencionado anteriormente, os procedimentos adotados e as normas aplicadas na confecção dos corpos de prova foram os mesmos utilizados para os demais ensaios mecânicos.

O principal objetivo do ensaio de tração foi avaliar as propriedades mecânicas das ligas sob solicitação axial, uma vez que se trata de ligas inéditas, sem dados disponíveis na literatura. As dimensões dos corpos de prova seguiram as especificações da norma ASTM E8 na versão métrica. A Figura 35 apresenta uma representação esquemática dos corpos de prova produzidos.

Figura 35 – Representação esquemática dos corpos de prova de Tração para cada liga produzida



Fonte: Astm E8 Métrica (2013, p. 3).

A norma especifica três faixas dimensionais para a confecção dos corpos de prova. Para este estudo, foram utilizadas as seguintes dimensões:  $L = 100$  mm,  $A = 32$  mm,  $B = 30$  mm,  $C = 10$  mm,  $G = 25 \pm 0,1$  mm,  $W = 6,0 \pm 0,1$  mm e  $R = 6,0$  mm. Quanto à espessura ( $T$ ), a norma permite um valor máximo de 6 mm para essas especificações, sendo adotada, neste trabalho, uma espessura de 5 mm.

O ensaio de tração foi realizado à temperatura ambiente em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca MTS®, modelo 370 Load Frame, com capacidade de 100 kN. Foi utilizada uma célula de carga modelo 647 Hydraulic Wedge Grip, pertencente ao LPTS/UFC. A aplicação da carga seguiu uma taxa de deslocamento de 0,5 mm/min entre as garras.

Para a análise dos ensaios, foram obtidas as curvas tensão-deformação de cada liga, permitindo a determinação de propriedades mecânicas como limite de resistência à tração e limite de escoamento. Além disso, o alongamento foi calculado comparando-se as marcações feitas nos corpos de prova antes e após o ensaio.

Antes da realização dos ensaios, os corpos de prova foram demarcados ao longo do comprimento útil em quatro seções iguais de 4 mm cada, utilizando um traçador de alturas para medir o alongamento percentual baseado na norma NBR6892-/2013. Após a fratura, as partes foram reunidas para uma nova medição das marcações.

Ao todo, foram produzidos 5 corpos de prova para cada liga, totalizando 15 ensaios. Os resultados serão detalhados na seção de resultados e discussões.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Soldagens Exploratórias das Ligas in-situ

Este tópico apresenta um estudo exploratório sobre o processo MIG/MAG DAPI, realizado por meio da deposição de cordões isolados. O estudo focou na análise dos principais parâmetros envolvidos, incluindo as configurações de pulso e curto-circuito para cada liga, a posição dos eletrodos e a aplicação do tecimento. Além disso, são detalhados os revestimentos obtidos, juntamente com as informações de soldagem correspondentes, considerando as particularidades de cada condição experimental.

Foi realizada uma avaliação detalhada da estabilidade dos sinais de tensão e corrente coletados durante a execução dos passes, utilizando um sistema de aquisição de dados. Os valores de Desvio Relativo (D.R. %) obtidos na aquisição serviram como base para a análise. O Desvio Relativo (%) é definido como a razão entre o desvio padrão de uma variável específica (tais como curtos-circuitos, derivadas de subida ou descida, entre outras), medido em milissegundos, e o valor médio dessa mesma variável, também em milissegundos. Um menor valor de D.R. (%) indica uma maior estabilidade do sinal. No caso do fator de controle  $U_r$ , foram considerados os valores de D.R. (%) associados ao período de curto-circuito. Adicionalmente, para aumentar a confiabilidade dos resultados e otimizar a seleção dos parâmetros adequados, foram analisados os valores referentes ao período de arco. Para o fator  $K_s$ , além dos D.R. (%) dos períodos de curto circuito e de arco, foi também considerado o D.R. (%) da derivada de subida. Já para o fator  $K_d$ , foram utilizados os valores de D.R. (%) dos períodos de curto-circuito, de arco e da derivada de descida. Esses dados foram submetidos a uma análise de variância (ANOVA), o que possibilitou a geração de gráficos que apoiaram a tomada de decisões

#### *5.1.1 Exploratório para a produção da Liga 50%H/50%I*

Os parâmetros de soldagem foram configurados para duas condições distintas, com o objetivo de avaliar a estabilidade do processo e a influência dos ajustes na qualidade do revestimento. A primeira condição envolveu a deposição das ligas em proporções iguais, adotando corrente pulsada e a mesma taxa de alimentação para ambos os arames. Essa abordagem foi baseada nas referências da literatura Santiago (2013), Pessoa (2014), Santiago (2019), que indicam a viabilidade de utilizar velocidades de alimentação idênticas sem

comprometer a estabilidade do arco. Além disso, como não havia diferenças significativas na altura dos arcos nesse cenário, a operação transcorreu sem grandes desafios técnicos.

Os parâmetros aplicados na deposição da primeira camada desse revestimento estão detalhados na Tabela 14. A definição desses parâmetros considerou principalmente a altura do arco, que foi monitorada por meio de observações diretas durante a soldagem e pela análise dos sinais adquiridos. Um critério essencial para essa configuração foi manter uma frequência de pulsação de corrente idêntica para os dois arames, com defasagem dos pulsos de corrente entre os arcos, garantindo a uniformidade da fusão e um bom acabamento superficial do cordão isolado.

As velocidades de alimentação dos arames permaneceram constantes conforme descrito na metodologia, pois a estratégia adotada visava preservar a altura do arco ao longo do processo. Isso se justifica pelo fato de que o primeiro arco incide diretamente sobre o metal de base, enquanto o segundo atua sobre a poça de fusão já formada. Essa configuração permitiu manter um processo estável sem a necessidade de ajustes adicionais nas velocidades de alimentação dos arames eletrodos. No caso da deposição da liga 50%H/50%I, os parâmetros foram organizados considerando a função de cada arame no processo. Os valores indicados como Fonte 1 correspondem ao arame da frente (C-276), alimentado pela fonte mestre, enquanto aqueles com o Fonte 2 (625) referem-se ao arame de trás, controlado pela fonte seguidora. Essa diferenciação é essencial para a compreensão da dinâmica do processo e da influência de cada eletrodo na formação do revestimento final uma vez que esse parâmetro vai ser estudado de forma separada.

Tabela 14 – Parâmetros de Soldagem determinados para a produção da liga 50%H/50%I

Parâmetros de pulso da liga 50%H/50%I								
	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb(ms)	Im (A)	U (V)	Vsol (mm/min)	E (kJ/mm)
Fonte 01	355	3,9	65	15	124,8	24,7	40	0,46
	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb(ms)	Im (A)	U (V)	Vsol (mm/min)	E (kJ/mm)
Fonte 02	355	3,7	70	15	126,3	23,2	40	0,43

Fonte: Elaboração própria (2025).

Uma das principais observações a partir dos valores apresentados é que a soma da energia (E) dos dois arames resultou em um valor razoável, com 0,9023 kJ/mm no total,

considerando que dois arames estão em operação ao mesmo tempo. Esse controle térmico é particularmente relevante para a produção de revestimentos com ligas de alta performance, como o Hastelloy C276 e o Inconel 625, pois reduz o risco de alterações microestruturais indesejáveis, além de se tratar de produção de revestimentos com várias camadas.

A configuração dos parâmetros de soldagem possibilitou a manutenção de uma altura de arco de aproximadamente 5 mm para ambos os arames, assegurando a estabilidade do processo. Esse controle foi alcançado por meio do ajuste preciso dos tempos de pulso ( $t_p$ ) e de base ( $t_b$ ), aliados às correntes de pulso ( $I_p$ ) e de base ( $I_b$ ), resultando em uma transição controlada da gota metálica. Como consequência, o diâmetro médio da gota transferida permaneceu próximo ao diâmetro do eletrodo, promovendo uma deposição uniforme e consistente. Além disso, a análise dos tempos de pulso e de base para cada liga revelou que as frequências de operação das duas fontes se mantiveram próximas, em torno de 53 Hz. Esse fator foi essencial para garantir a sincronia do processo e evitar oscilações excessivas nos arcos, contribuindo para uma fusão estável e previsível ao longo do cordão de solda.

Um aspecto também crítico para a estabilidade do processo foi a defasagem (Def) entre as correntes das duas fontes, registrada em 9,2 ms. Essa defasagem desempenha um papel fundamental no sincronismo da transferência metálica, evitando que ambas as gotas sejam expelidas simultaneamente, o que poderia resultar em interação excessiva entre os arcos e comprometer a estabilidade do processo.

Na prática, a introdução de defasagem entre as correntes contribui para a manutenção de um regime pulsado mais controlado, em que a transferência da segunda gota ocorre quando a poça de fusão gerada pela primeira já iniciou seu processo de solidificação parcial. Essa defasagem favorece a estabilidade do arco e melhora o controle térmico da soldagem.

Comparada à soldagem com duplo arame sem defasagem, essa abordagem apresenta vantagens significativas, como a formação de cordões com melhor acabamento superficial e uma considerável redução na quantidade de respingos, conforme observado por Santiago (2018).

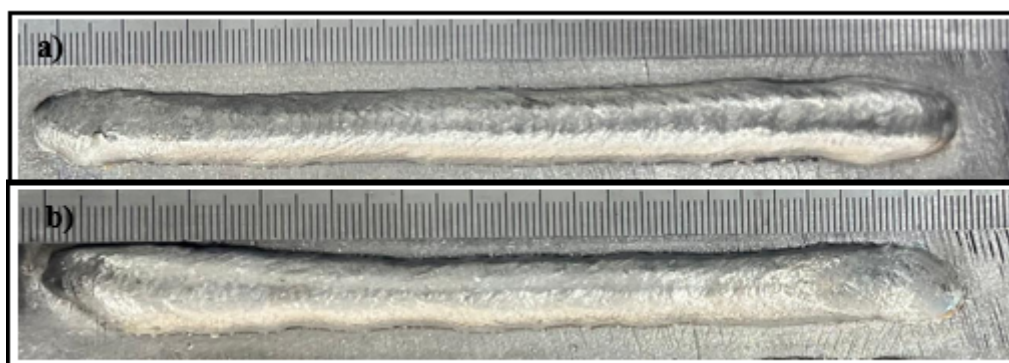
Neste estudo, as soldagens foram realizadas com a aplicação de uma defasagem entre as correntes, visando otimizar a estabilidade do processo. Santiago (2019), ao conduzir soldagens em proporções semelhantes, mas sem a introdução de defasagem, observou instabilidades significativas no processo. Isso ocorreu devido à falta de sincronização entre os pulsos de corrente, o que intensificou a interação magnética entre os arcos. Como resultado,

ocorreram deflexões consideráveis, especialmente nos momentos em que ambos os arcos atingiam simultaneamente suas correntes máximas.

Outro fator crítico identificado na ausência de defasagem foi o aumento da ocorrência de curtos-circuitos, impactando negativamente a regularidade do processo. No presente estudo, todos os requisitos essenciais para garantir uma soldagem estável foram atendidos. A combinação de uma altura de arco adequada, a sincronização precisa das correntes por meio do controle das frequências e a implementação da defasagem permitiram minimizar de forma eficaz as deflexões e as interações magnéticas entre os dois arcos.

A Figura 36 evidencia que as soldas resultantes da condição com defasagem entre as correntes apresentaram excelente boa qualidade, sem a ocorrência de defeitos visíveis e com mínima geração de respingos.

Figura 36 – Imagens da melhor condição dos cordões isolados para a liga 50%H/50%I a) Liga Hastelloy C-276 como arame mestre b) Liga Inconel 625 como arame mestre

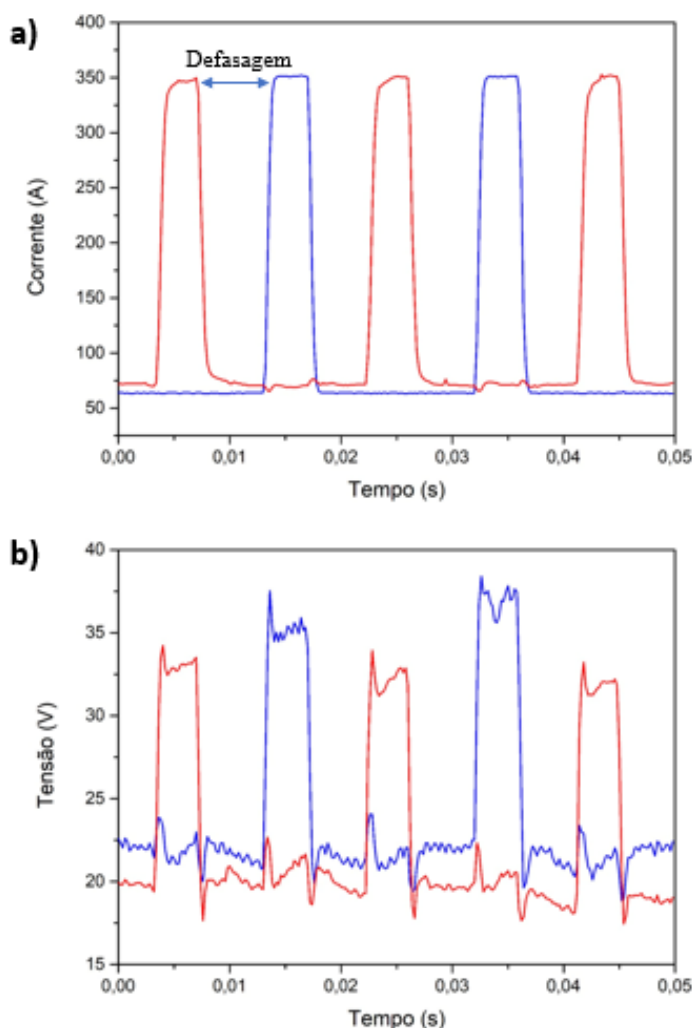


Fonte: Elaboração própria (2025).

O oscilograma apresentado na Figura 37 exibe as variações de corrente e tensão ao longo do tempo para a soldagem da liga Hastelloy C276 posicionada na frente. A curva de corrente (gráfico superior) mostra pulsos regulares e bem definidos, evidenciando a aplicação da defasagem entre os arames. A ausência de perturbações significativas nos sinais indica que não houve instabilidades decorrentes de interações magnéticas excessivas entre os arcos, o que poderia causar deflexões indesejadas e, conseqüentemente, aumentar a formação de respingos.

Já o gráfico inferior, referente à variação da tensão ao longo do tempo, também apresenta um comportamento estável, sem oscilações abruptas ou picos inesperados. Esse padrão reforça que o processo ocorreu de maneira controlada, sem variações significativas que pudessem comprometer a qualidade da soldagem.

Figura 37 – Oscilograma de Tensão e corrente da fonte operando no modo pulsado com as duas ligas com a liga C-276 na frente (em azul) a) Corrente b) Tensão



Fonte: Elaboração própria (2025).

Os mesmos parâmetros de soldagem foram empregados na configuração em que o Inconel 625 foi posicionado na frente, e os resultados obtidos foram semelhantes. Como a velocidade de alimentação dos arames permaneceu a mesma para ambas as condições, os cordões resultantes apresentaram características equivalentes, garantindo uniformidade no processo.

A estabilidade evidenciada pelos gráficos confirma a eficácia da defasagem na redução de interações magnéticas prejudiciais entre os arcos, resultando em uma transferência de metal controlada e minimizando a formação de respingos.

### 5.1.2 Exploratório para a produção da Liga 70%H/30%I

- **Parâmetros de Pulso para a liga operando com maior Valim (C-276)**

Os parâmetros de pulso apresentados na tabela referem-se exclusivamente à liga C-276, uma vez que, nesta composição, apenas esse material operou no modo pulsado. A liga Inconel 625, por outro lado, foi soldada em modo curto-circuito e com menor velocidade de alimentação, seguindo a estratégia adotada para diferenciação dos modos de transferência.

A definição desses parâmetros baseou-se nos valores já estabelecidos para a liga C-276 na condição 50%C-276 / 50%I-625. Como a corrente de pulso ( $I_p$ ) e o tempo de pulso ( $t_p$ ) já haviam sido ajustados anteriormente para uma condição estável, optou-se por mantê-los inalterados. Essa decisão foi tomada devido ao bom desempenho observado na transferência metálica e na estabilidade do arco elétrico.

No entanto, para atender ao principal critério metodológico, que exige a manutenção de uma altura de arco de aproximadamente 5 mm, ajustes foram realizados na corrente de base ( $I_b$ ) e no tempo de base ( $t_b$ ). Essa modificação permitiu manter o equilíbrio necessário entre fusão e estabilidade do arco, garantindo um processo mais controlado.

Embora não seja possível confirmar com total precisão a ocorrência da condição de "uma gota por pulso" devido à ausência de dados mais detalhados e ao não uso de uma câmera de alta velocidade, a análise visual e sonora do arco indicou um comportamento próximo desse desejado. O processo apresentou uma regularidade que sugere uma transferência de material bem definida, sem instabilidades significativas. A Tabela 15 mostra os parâmetros alterados para a produção da liga

Tabela 15 – Parâmetros de pulso da liga 70%H/30%I

Parâmetros de pulso da liga 70%H/30%I									
$I_p$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_b$ (A)	$t_b$ (ms)	$I_m$ (A)	U (V)	$V_{sol}$ (mm/min)	E (kJ/mm)	Valim (m/min)	Arame
355	3,9	95	10	167,9	30,2	40	0,76	9,1	C-276

Fonte: Elaboração própria (2025).

A comparação entre os parâmetros de pulso da liga C-276 nas duas condições analisadas (70%H/30%I e 50%H/50%I) revela diferenças significativas, principalmente nos

valores de energia por unidade de comprimento ( $E$ , em KJ/mm). Essas variações são esperadas devido às diferentes proporções de cada liga, às correntes médias e às estratégias adotadas (altura do arco) para ajuste do processo.

Observa-se que a energia aumentou de 0,4398 KJ/mm na liga 50/50 para 0,7608 KJ/mm na liga 70%H. Esse aumento é justificado pelo fato de que, na liga operando no pulsado com 70% de C-276, há um aumento da corrente, que conseqüentemente demandou uma maior velocidade de alimentação do arame (Valim)-(9,1 m/min contra 6,5 m/min), para manter um arco estável e garantir a taxa de fusão igual a taxa de alimentação do material.

A tensão média também apresentou um aumento significativo, passando de 23,2 V para 30,2 V. Além disso, a corrente média ( $I_m$ ) subiu de 126,39 A para 167,94 A, o que está diretamente relacionado ao aumento da velocidade de alimentação, ou seja, maior uma maior Valim demanda que seja ajustado uma maior corrente na fonte.

- **Parâmetros de Curto – Circuito operando com menor Valim (Inconel 625)**

Para a análise dos parâmetros operando no modo curto-circuito, onde o arame contendo 30% de Inconel 625 atuou como mestre (posicionado a frente em relação ao sentido de deslocamento da tocha) e a liga com 70% de C-276 operou no modo pulsado como seguidor, foram avaliadas as variáveis  $U_r$  (tensão de referência),  $K_s$  (derivada de subida) e  $K_d$  (derivada de descida). A investigação se baseou na estabilidade dos sinais de tensão e corrente, considerando o (D.R.%) como critério de análise, conforme estabelecido na metodologia.

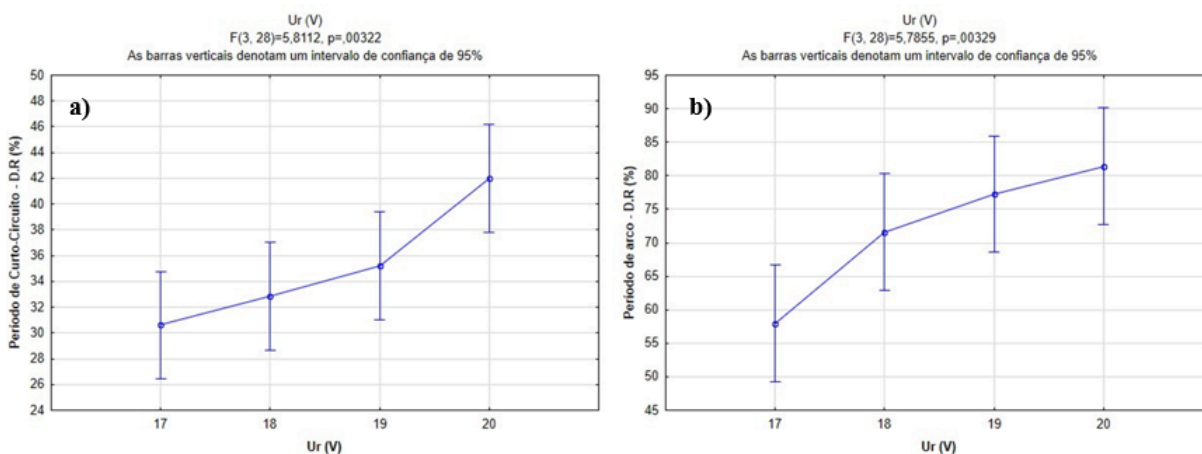
A importância dessa avaliação reside no fato de que a posição do eletrodo pode influenciar diretamente a eficiência da mistura entre as ligas. Além disso, a necessidade de um estudo mais detalhado sobre o comportamento do curto-circuito se deve à observação de que essa modalidade apresentou maior sensibilidade a ajustes de parâmetros em comparação ao modo pulsado. Durante os testes experimentais, constatou-se que a operação no modo pulsado apresentou uma estabilidade mais robusta devido a sua altura de arco ideal e ele ser mais rígido, enquanto o curto-circuito exigiu um controle mais refinado em relação a posição ele era ajustado na tocha (frente ou atrás) para evitar oscilações excessivas.

A Figura 38 apresenta os gráficos resultantes da avaliação da tensão de referência ( $U_r$ ). Os gráficos ilustram a D.R (%) do período de curto-circuito e do período de arco para diferentes valores de  $U_r$  adotados na metodologia. Os resultados indicam que a menor

variabilidade foi observada quando a tensão de referência foi fixada em 17 V, o que sugere uma maior repetibilidade do processo de curto-circuito para essa condição.

Os menores valores de dispersão relativa (D.R.%) para  $U_r = 17$  V indicam que essa condição resultou em uma maior regularidade dos sinais de corrente e tensão do arco, favorecendo a estabilidade do processo. Isso significa que, sob essa tensão de referência, o comportamento do curto-circuito se tornou mais previsível, repetitivo e garantindo uma deposição mais uniforme do material.

Figura 38 – Relação entre a  $U_r$  e o D.R. (%) para o a) período de curto-circuito e o b) período de arco



Fonte: Elaboração própria (2025).

Nas Figuras 39 estão mostrando os gráficos obtidos para a avaliação dos valores de  $K_s$  (inverso da indutância de subida): A Figura 43 mostra os resultados referentes ao D.R. (%) do período de curto-circuito e de arco para os dois valores; de  $K_s$  estudados. A Figura 43 ainda ilustra a relação entre o D.R. (%) da derivada subida para cada um dos valores do fator de controle analisados.

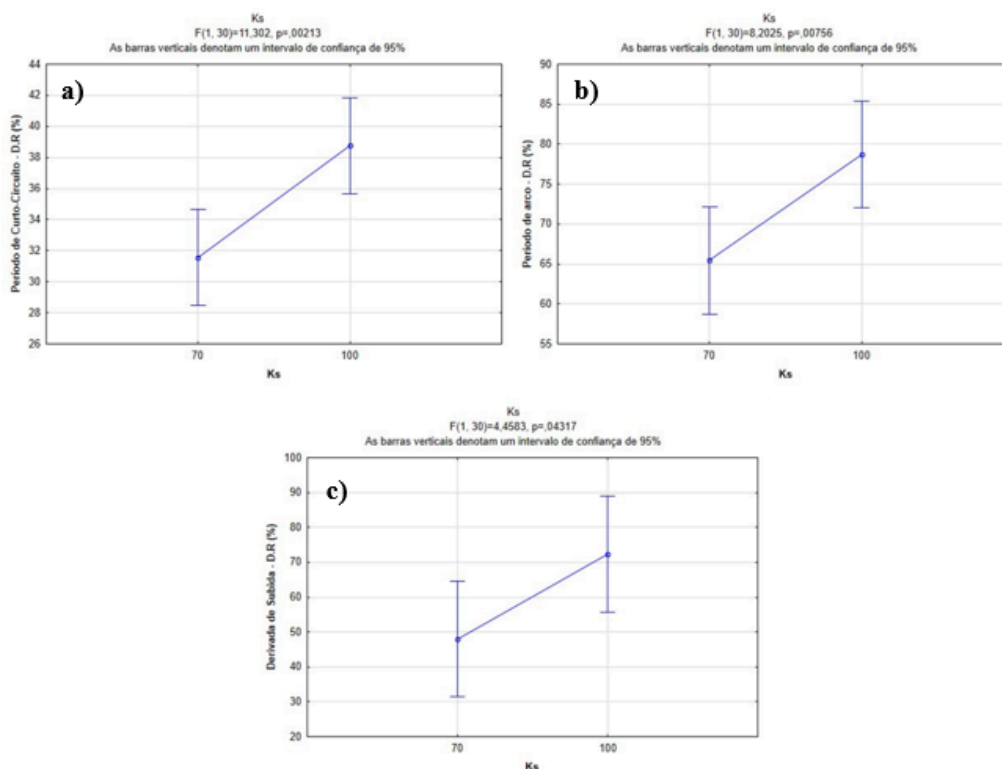
A análise da Figura 43 demonstra que, para os períodos de curto-circuito e arco, o valor de  $K_s$  igual a 70 resultou em menor D.R. (%), indicando uma maior repetitividade e estabilidade no processo de transferência metálica. Essa estabilidade é fundamental para garantir um comportamento mais previsível do curto-circuito, reduzindo oscilações indesejadas na soldagem.

Os valores de  $p = 0,00213$  para o período de curto-circuito e  $p = 0,00756$  para o período de arco, ambos indicam uma diferença estatisticamente significativa entre os valores médios de DR e uma tendência maior de estabilidade com  $K_s = 70$ . Além disso, ao analisar a

derivada de subida ( $K_s$ ), observa-se que o mesmo valor proporcionou maior estabilidade no comportamento do processo, conforme mostrado na terceira Figura (c). O valor de  $p = 0,04317$  aponta uma diferença entre os valores médios de DR para os  $K_s$  analisados. As soldagens com  $K_s = 70$  apresentaram menor variabilidade dos períodos de curto-circuito e tempo de arco aberto, apontando ser condições mais estáveis de soldagem

De acordo com Scotti e Ponomarev (2014), um ajuste adequado da derivada de subida equivalente a valores mais baixos de indutância e, conseqüentemente, valores mais altos de  $K_s$  impede que a corrente suba abruptamente, reduzindo a formação de respingos. Esse fator é essencial para garantir a regularidade do arco e a qualidade do cordão de solda. No caso deste trabalho, apesar de análise indicar valores menores, pode-se considerar um resultado aceitável já que o valor adotado não foi baixo ao ponto de causar problemas na soldagem. Além disso os autores afirmam que a derivada de subida deve ser alta o bastante para proporcionar a transferência da gota, mas baixa o suficiente para minimizar a geração de respingos.

Figura 39 – Relação entre  $K_s$  e D.R (%) do a) período de Curto-circuito, b) Período de Arco e para c) derivada de subida



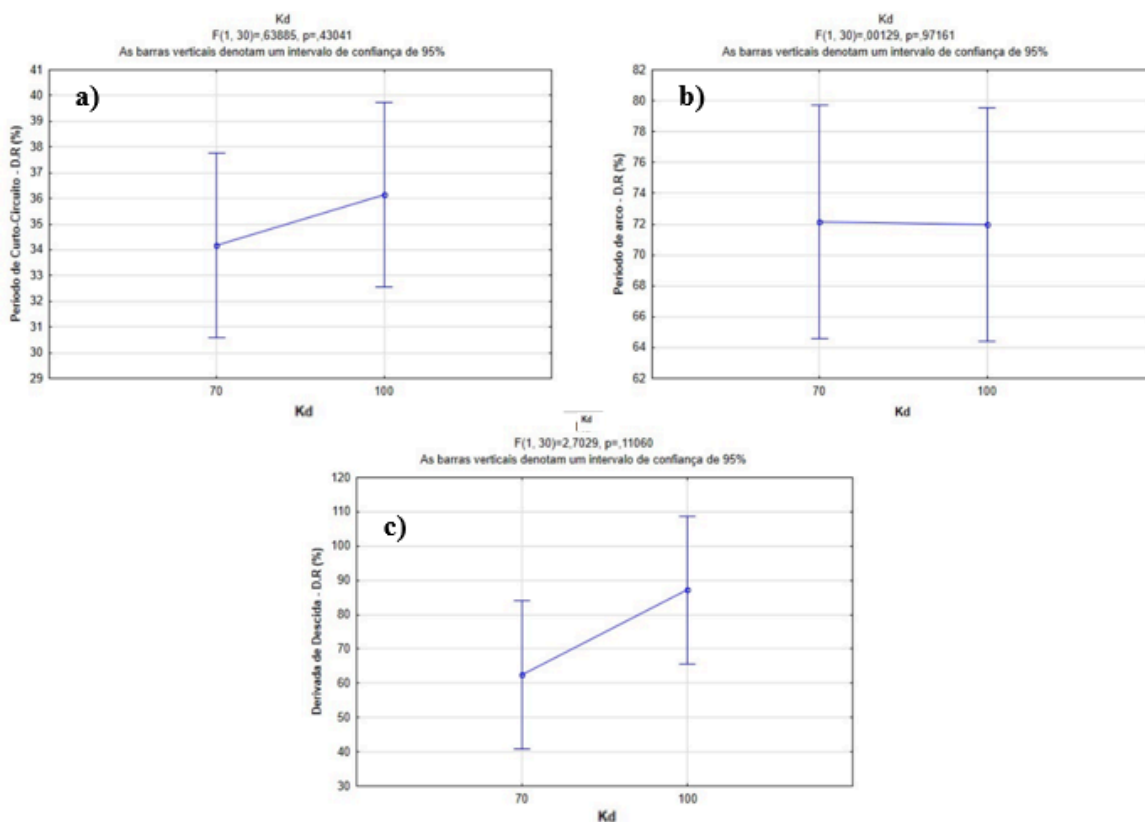
Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 40 estão apresentados os gráficos para que possibilitam a avaliação dos valores de Kd (inverso da indutância de descida) explorados no fatorial completo para o modo curto-circuito convencional. A Figura ilustra os resultados do D.R. (%) do período de curto-circuito, de arco e a relação entre os D.R. (%) da derivada descida para cada um dos valores de Kd analisados. Os dados apresentados na Figura 40 indicam valores de D.R. (%) para as variáveis analisadas, quando o parâmetro Kd foi ajustado para 70. No entanto, ao comparar com o Kd de 100, observa-se um desempenho muito semelhante no gráfico do período de arco, sugerindo que a influência desse parâmetro foi limitada dentro da faixa analisada.

A análise estatística revelou que não se pode afirmar existir diferenças entre os valores médios de DR (%) para os valores de Kd analisados uma vez que ( $p > 0,05$ ), indicando que a variação de Kd não teve um impacto considerável no comportamento geral do arco.

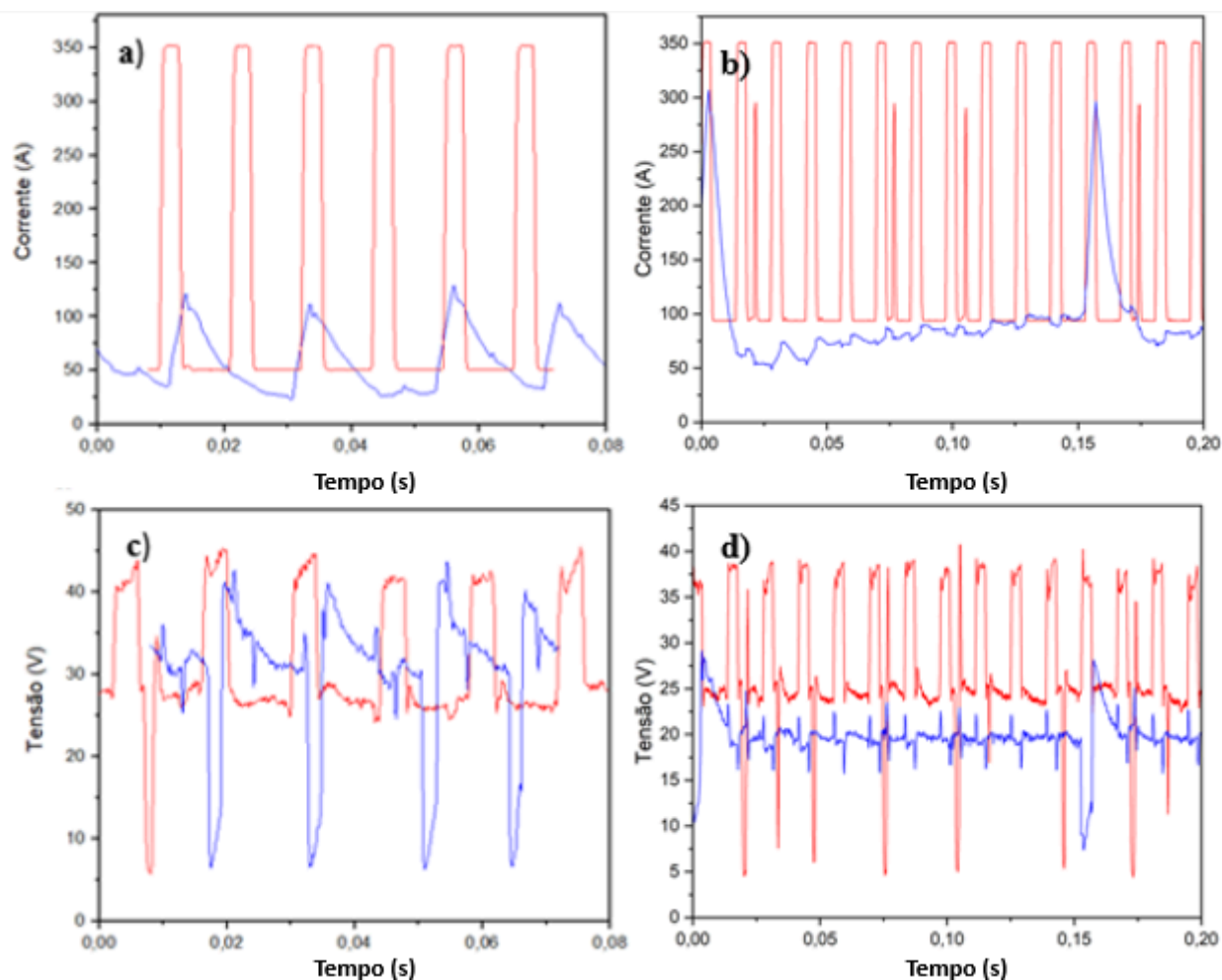
Dessa forma, os resultados sugerem que, dentro da configuração adotada, o controle da derivada de descida (Kd) não foi um fator determinante na estabilidade do curto-circuito e do arco, ao contrário do que foi observado para Ks.

Figura 40 – Relação entre Kd e a D.R. (%) do a) Período de Curto-Circuito, b) Período de Arco e c) Derivada de Descida



A Figura 41 apresenta dois conjuntos de oscilogramas de corrente e tensão adquiridos durante a soldagem, comparando a melhor e a pior configuração de parâmetros identificadas neste estudo. O objetivo dessa análise é evidenciar como as variações nos parâmetros influenciam diretamente a estabilidade do processo e justificar a escolha do parâmetro ideal.

Figura 41 – Aquisição da melhor e pior condição de soldagem da produção da liga 70%H/30%I, com o curto circuito como arame mestre a) Corrente da melhor condição b) corrente da pior condição c) tensão da melhor condição d) tensão da pior condição



Fonte: Elaboração própria (2025).

Nas Figuras 40 (a) e (c), são exibidos, respectivamente, o oscilograma de corrente e o de tensão para a melhor condição de soldagem encontrada com os parâmetros de  $U_r$ ,  $K_s$  e  $K_d$  de 17, 70,70 respectivamente. Já as Figuras (b) e (d) representam os oscilogramas para a condição menos estável apresentada no fatorial completos com os valores de  $U_r$ ,  $K_s$  e  $K_d$  de 20, 100 e 100 respectivamente. A comparação entre essas aquisições de dados demonstra, de

forma clara, a influência dos parâmetros na estabilidade do processo. Observa-se que, na melhor condição, a incidência de curto-circuito é significativamente maior em comparação com a pior condição. Isso pode ser percebido na relação entre os intervalos de pulso e a ocorrência do curto-circuito: na melhor configuração, o curto-circuito acontece aproximadamente a cada dois pulsos, enquanto, na pior configuração, somente após cerca de 10 pulsos, a ocorrência de Curtos-Circuitos ocorrem em um intervalo maior de tempo, fazendo com que aconteça a transferência metálica no modo globular.

Além disso, durante a soldagem, foi possível perceber visualmente que o aumento da tensão elevava a tendência de o processo migrar para o modo globular de transferência metálica. A Tabela 16 mostra os níveis selecionados para cada um dos fatores de controle explorados, vale lembrar que a Valim não foi um fator a ser estudado pois ela permaneceu fixa para todos os ensaios:

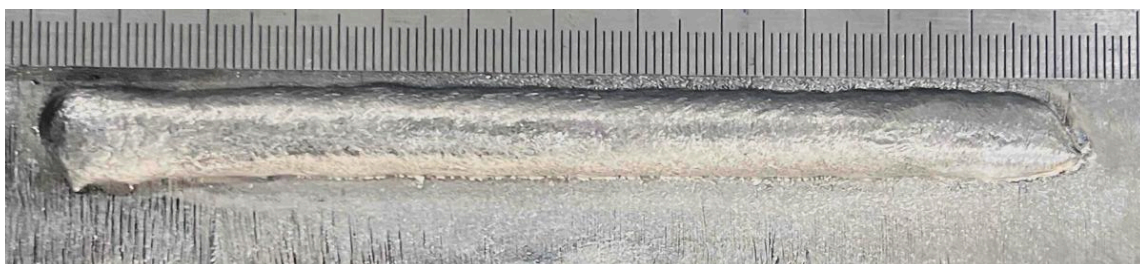
Tabela 16 – Melhores parâmetros de Curto-Circuito selecionados para a liga Inconel 625 operando como arame mestre

Ur (V)	I (A)	Vsol (cm/min)	E (kj/mm)	Valim	Ks	Kd
17	72	40	0,18	3,9	70	70

Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 42 apresenta a imagem do cordão de solda referente à melhor condição encontrada. Observa-se que o cordão possui um bom acabamento superficial, sem a presença de respingos ou defeitos visíveis, como porosidade ou mordedura. Essa qualidade indica uma boa estabilidade do processo de soldagem e uma fusão adequada dos materiais.

Figura 42 – Cordão isolado da melhor condição com o curto-circuito operando como arame mestre com os parâmetros de  $U_r=20V$ ,  $K_s=70$ ,  $K_d=70$



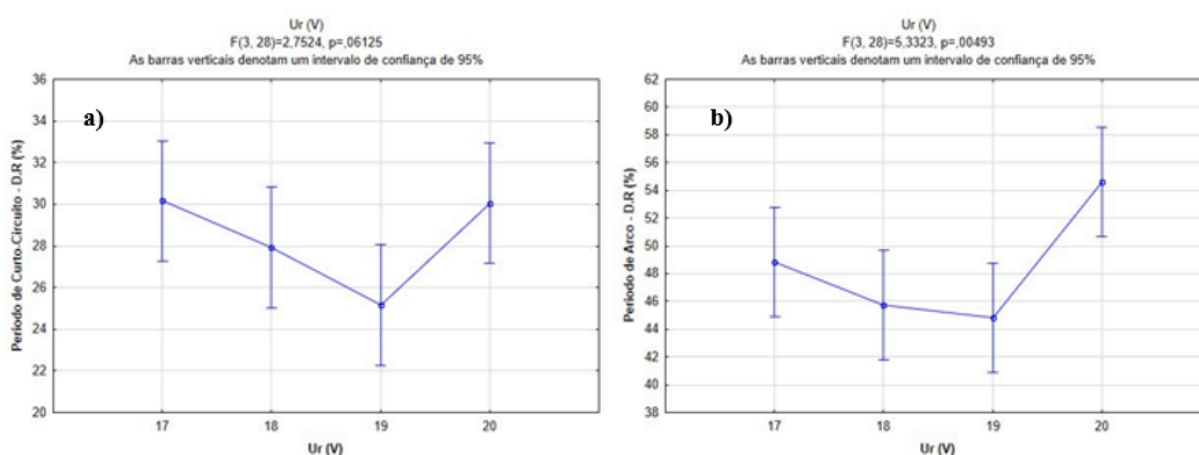
Fonte: Elaboração própria (2025).

Diante da análise discutida, também foi realizada uma exploração da mesma liga, porém, com o curto-circuito, ajustado para a liga Inconel 625, operando como arame seguidor.

A Figura 43 apresenta os gráficos resultantes da avaliação da tensão de referência. Os resultados indicam que a menor variabilidade foi observada quando a tensão de referência foi fixada em 19 V, o que sugere uma maior repetibilidade do processo de curto-circuito para essa condição.

Embora a análise estatística não tenha confirmado uma diferença estatisticamente significativa a 95% de confiança para a curva da Figura 43 a), esses resultados apontam para a maior regularidade de ocorrência dos curtos-circuitos para a tensão de referência de 19V.

Figura 43 – Relação entre a  $U_r$  e o D.R. (%) para o a) período de curto-circuito e o b) período de arco com o Curto-Circuito operando como arame seguidor



Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 44, são apresentados os gráficos obtidos para a avaliação dos valores de  $K_s$  (inverso da indutância de subida). As curvas mostram que, para as três análises feitas, o valor de  $K_s$  igual a 70 resultou em um menor desvio relativo (D.R. %), indicando maior repetitividade e estabilidade no processo de transferência metálica.

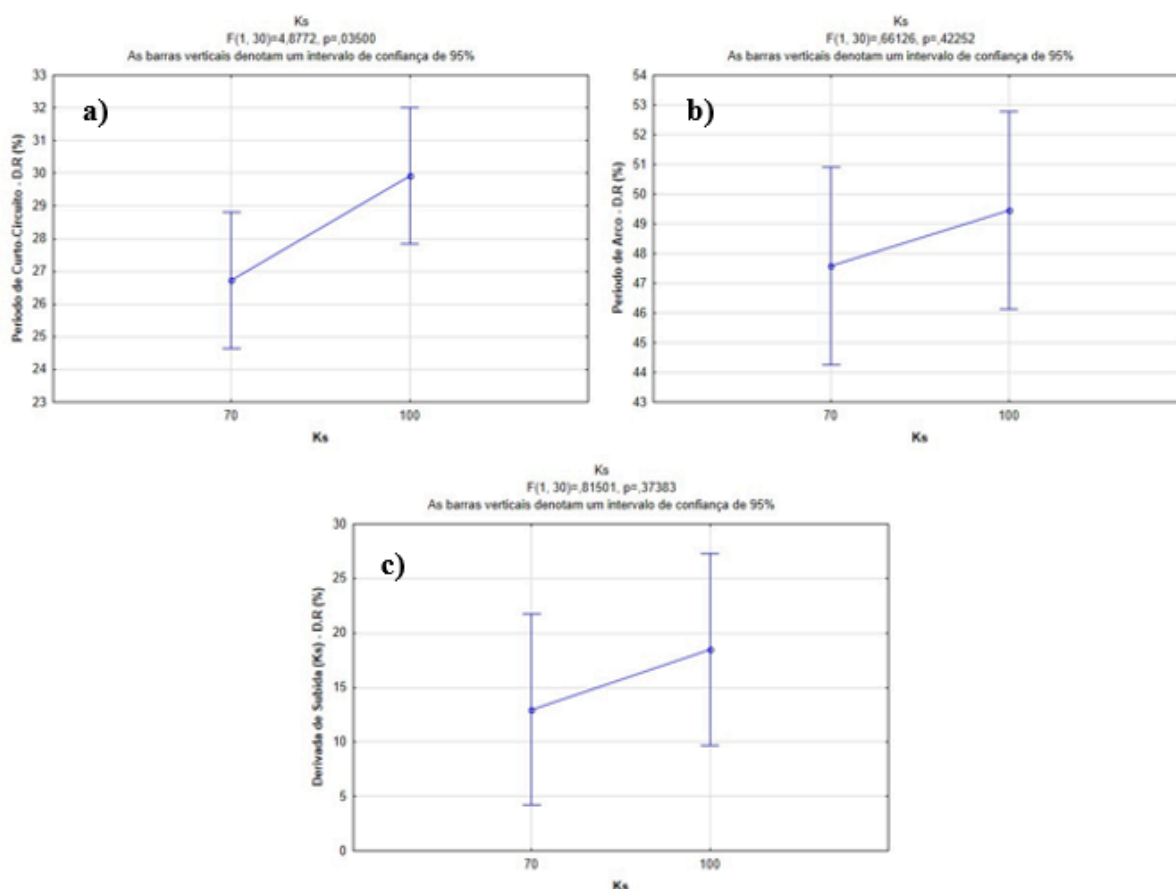
Os testes estatísticos não apontaram significância para o tempo de arco e para a para D.R. (%) derivada de subida ( $K_s$ ), com valores de  $p$  iguais a 0,42252 e 0,37383, respectivamente. Apesar da ausência de significância estatística, observou-se uma tendência de maior estabilidade quando  $K_s = 70$ .

Além disso, ao analisar o período de curto-circuito, verifica-se que esse mesmo valor proporcionou um comportamento mais estável do processo, conforme evidenciado na

Figura 44 a) onde pode-se observar o um valor  $p = 0,03500$ , o que corrobora a seleção de  $K_s = 70$  como uma condição de ajuste que proporciona uma soldagem mais estável.

Essa análise está de acordo com a literatura, pois baixos valores de  $K_s$  podem favorecer uma elevação adequada da corrente, evitando que o arame mergulhe na poça de fusão antes da ocorrência da transferência metálica (SCOTTI E PONOMAREV, 2014).

Figura 44 – Relação entre  $K_s$  e D.R. (%) do a) período de Curto-circuito, b) Período de Arco e para c) derivada de subida para o Curto-Circuito operando como arame seguidor



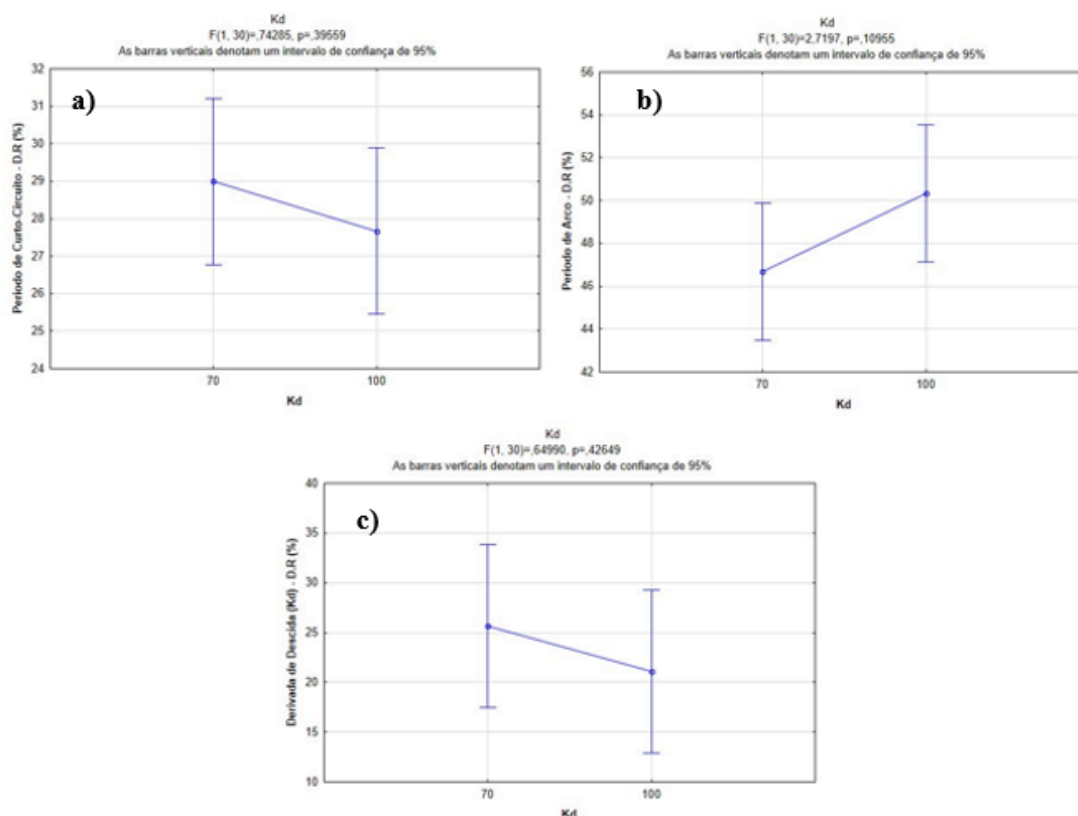
Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 45, a menor variação dos índices de D.R. (%) para os valores de  $K_d$  testados indica uma maior regularidade na corrente e na tensão do arco, contribuindo para um processo mais estável. No entanto, a análise estatística revelou que os resultados não apresentaram diferenças significativas, sugerindo que a variação de  $K_d$  não teve um impacto relevante no comportamento geral do processo.

Dessa forma, os resultados indicam que, dentro da configuração adotada, o controle da derivada de descida ( $K_d$ ) não foi um fator determinante para a estabilidade do

curto-circuito e do arco, ao contrário do que foi observado para Ks. Os resultados obtidos são semelhantes aos apresentados nos estudos do arame Inconel 625 operando como arame mestre e transferência metálica por curto-circuito, onde também não foram observadas influências significativas no processo. Diante disso, optou-se por adotar o valor de Kd igual a 100..

Figura 45 – Relação entre Kd e D.R (%) do período de Curto-circuito, Período de Arco e para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como arame seguidor



Fonte: Elaboração própria (2025).

Após a análise dos resultados obtidos no fatorial completo utilizando o curto-circuito convencional como arame seguidor, a Tabela 17 apresenta os níveis selecionados para cada um dos fatores de controle explorados.

Tabela 17 – Melhores parâmetros de Curto-Circuito como arame seguidor selecionados a partir da ANOVA

Ur (V)	I (A)	Vsol (cm/min)	E (kj/mm)	Valim	Ks	Kd
19	80	40	0,22	3,9	70	100

Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 46, observa-se a imagem do cordão correspondente à melhor condição de soldagem. Assim como no caso do curto-circuito operando como arame mestre, quando operando como arame seguidor, o cordão também apresenta um bom acabamento superficial, sem a presença de defeitos visuais.

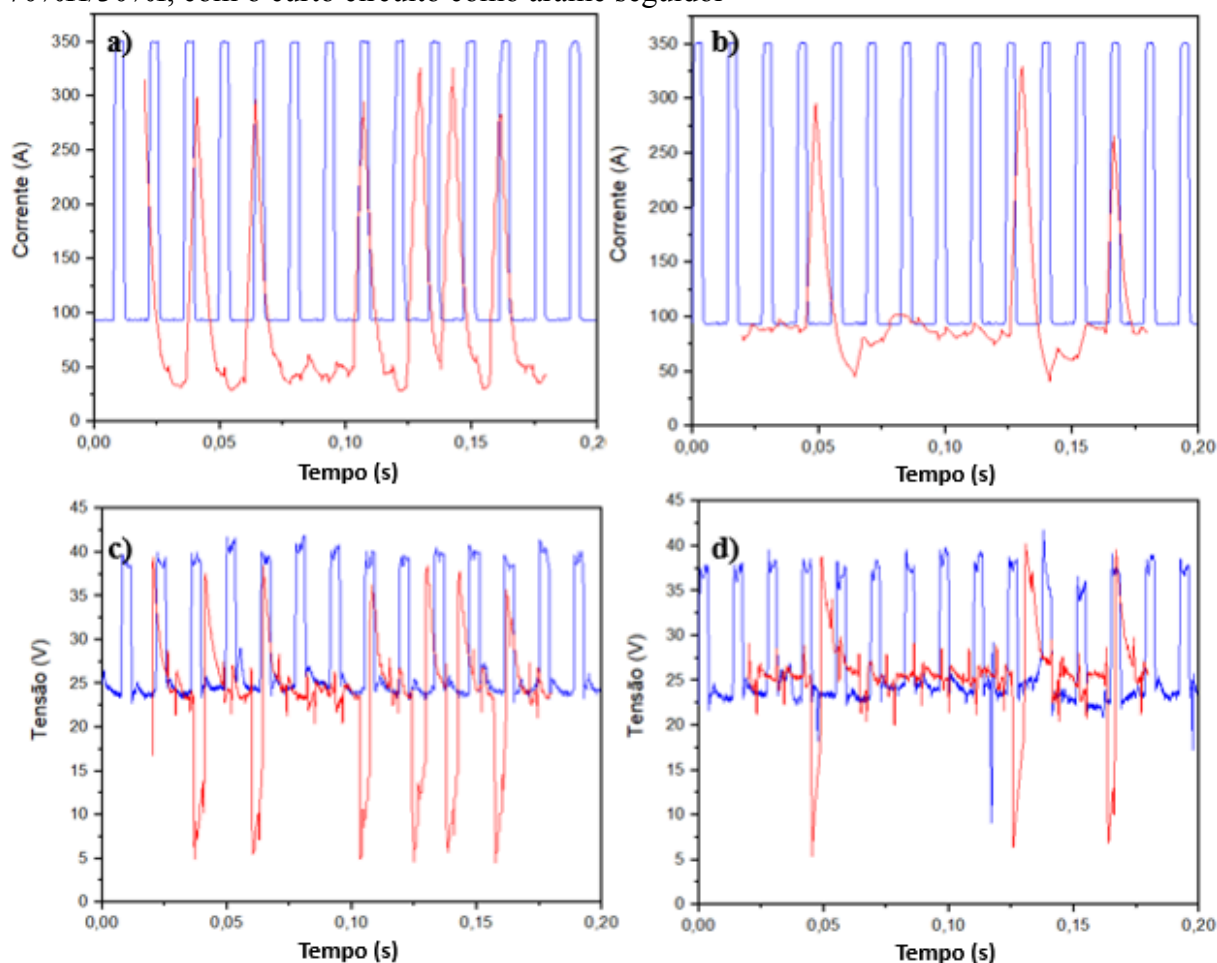
Figura 46 – Cordão isolado da melhor condição com o curto-circuito operando como arame seguidor



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 47 apresenta os conjuntos de oscilogramas de corrente e tensão adquiridos durante a soldagem, comparando a melhor e a pior configuração de parâmetros identificadas neste estudo. Observa-se que a incidência de curto-circuito na melhor condição é ligeiramente maior do que na pior condição com o curto-circuito operando como arame mestre, mas ainda sim apresentando uma característica globular durante o processo.

Figura 47 – Aquisição da melhor e pior condição de soldagem da produção da liga 70%H/30%I, com o curto circuito como arame seguidor



Fonte: Elaboração própria (2025).

Essa diferença nos resultados entre os valores dos parâmetros selecionados para o curto-circuito operando como arame mestre e como arame seguidor pode estar relacionada a dois fatores principais, característicos do próprio processo de soldagem MIG com duplo arame.

O primeiro fator está relacionado ao local onde ocorre a incidência do curto-circuito: se diretamente sobre o metal de base ou sobre a poça de fusão formada pelo arco pulsado à frente. Quando a transferência ocorre diretamente sobre o metal de base, ou seja, com o curto-circuito operando como arame mestre, o processo se desenvolve de forma mais previsível, exigindo apenas o ajuste dos melhores parâmetros para sua estabilidade. Isso acontece porque o arame que está à frente não sofre variações significativas na DBCP (Distância Bico de Contato - Peça) que possam comprometer o processo.

Por outro lado, se a transferência metálica ocorre sobre a poça de fusão gerada pelo arco pulsado à frente no caso deste estudo, com uma velocidade de alimentação de 9,1

m/min há um volume considerável de material líquido no qual o curto-circuito irá atuar, despejando gotas metálicas. Essa condição altera a DBCP, devido à altura variável do material depositado. Como consequência, os parâmetros ajustados para o curto-circuito operando como arame mestre podem não ser adequados nessa nova configuração. Além disso, a variação da DBCP ao longo do processo exige que o arco eleve ligeiramente a tensão para manter a altura ideal e evitar respingos ou defeitos típicos do modo de transferência por curto-circuito. Outra justificativa que pode contribuir para o aumento da tensão está relacionada à menor quantidade de ligações metálicas já formadas, o que reduz a condutividade térmica e aumenta a resistência elétrica. Como consequência, há um acréscimo na tensão do processo. Isso ocorre porque, ao invés de o curto-circuito incidir diretamente sobre uma região sólida, ele está acontecendo na parte líquida da poça de fusão, onde a resistência elétrica é naturalmente maior (SCOOT e PONOMAREV, 2014; MODENESI, 2012; LANCASTER, 1987)

### ***5.1.3 Exploratório da Liga 30%H70%I***

- **Parâmetros de Pulso para a liga operando com maior Valim (INCONEL 625)**

A determinação dos parâmetros de pulso seguiu a mesma metodologia empregada para a liga 70%H/30%I, a qual, por sua vez, foi baseada nos parâmetros de pulso da liga 50H/50I. Essa escolha se deve ao fato de a liga 50H/50I ter sido a primeira estudada e de ambas as ligas operarem no modo pulsado.

Além disso, foram mantidas as mesmas especificações em relação à altura do arco, fixada em 5 mm, com o objetivo de garantir um arco rígido e uma maior estabilidade do processo. A corrente e o tempo de pulso foram mantidos constantes, ajustando-se apenas os parâmetros da base, a fim de se obter a corrente adequada que proporcionasse a taxa de fusão do arame e mantivesse a altura do arco definida. A Tabela 18 apresenta os parâmetros selecionados durante os testes exploratórios.

Tabela 18 – Parâmetros de pulso da liga 30%H/70%I

Parâmetros de pulso da liga 625									
Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb(ms)	Im (A)	U (V)	Vsol (mm/min)	E (kJ/mm)	Valim (m/min)	Arame
355	3,7	80	10	154,2701	28,5	40	0,6595046	9,1	625

Fonte: Elaboração própria (2025).

Os resultados indicam que a energia envolvida no processo, quando comparada à outra liga, se mantém em níveis próximos (0,7608 para a liga 70%H/30%I e 0,6595 para a 30%H/70%I). Apesar das diferenças na composição das ligas, as variações nos parâmetros de soldagem não resultaram em alterações significativas na energia do arco.

As soldagens exploratórias para as ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I foram conduzidas com o modo pulsado aplicado ao arame mestre. Os parâmetros de base, estabelecidos em 80 A e 10 ms, asseguraram a manutenção da altura do arco em 5 mm. Além disso, devido ao fato de um dos arames operar no modo curto-circuito, não foi visualmente detectada deflexão do arco durante a execução do processo, pelo menos enquanto um dos eletrodos operava no modo pulsado.

- **Parâmetros de Curto – Circuito**

Para a apresentação dos resultados da exploração do curto-circuito, foram destacadas as análises estatísticas obtidas para ambos os materiais, com o eletrodo da liga Hasteloy 276 operando no modo curto-circuito, tanto como arame mestre quanto como arame seguidor.

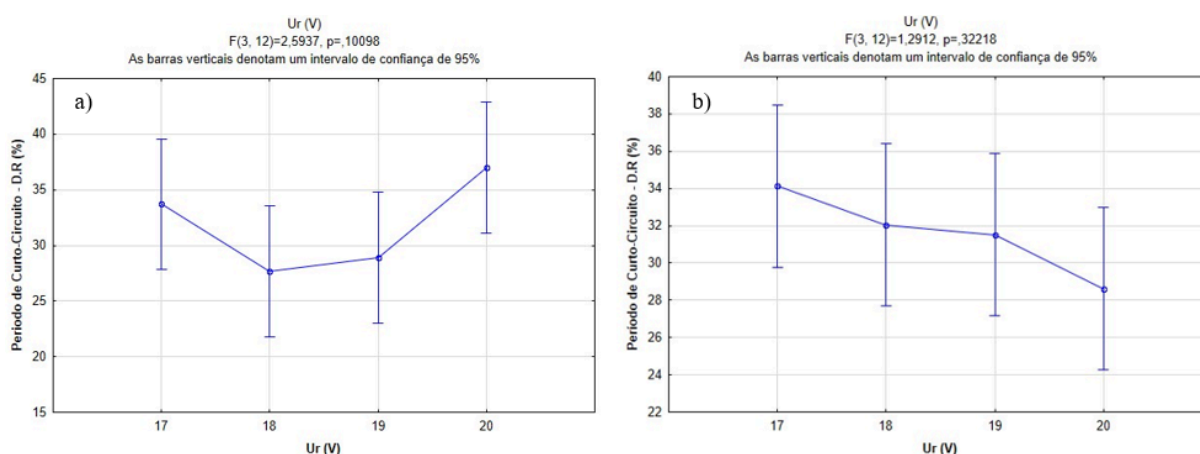
Na primeira etapa do estudo voltado para essa liga, foram gerados gráficos representando a tensão de referência durante o período de curto-circuito, considerando as configurações em que o arame operava na frente e como arame seguidor. Os resultados referentes ao período de arco estão disponíveis no Anexo A deste trabalho.

A Figura 48(a) ilustra a variação de D.R (%) para o período de curto-circuito, para a liga 30%H/70%I operando como arame mestre. Observa-se o menor valor de D.R (%) e, portanto, uma maior repetitividade do processo quando a soldagem foi realizada com uma tensão de 18 V. Para a configuração com o arame operando como seguidor (b), os dados indicam que a repetitividade do processo foi maior quando utilizada uma tensão de 20 V.

Essa tendência foi observada tanto na liga 70%H/30%I quanto na liga 30%H/70%I. No caso do curto-circuito operando com o arame seguidor, a tensão tende a

aumentar, pois a transferência metálica ocorre diretamente na poça de fusão devido ao efeito do arco pulsado no arame mestre, em vez de ocorrer diretamente no metal de base. Esse comportamento já foi discutido anteriormente para a liga 70%H/30%I e pode ser aplicado de forma análoga à liga 30%H/70%I. Vale destacar também que os resultados estatísticos para o período de arco, também seguiram a mesma tendência para o período de Curto-Circuito, com a tensão de 18 V tendo maior repetitividade quando o CC operou como arame mestre, e 20 V quando o CC operou como arame seguidor.

Figura 48 – Relação entre a  $U_r$  e o D.R. (%) para o período de curto-circuito a) com o Curto-Circuito operando como arame mestre b) com o Curto-Circuito operando como arame seguidor para a liga 30%H/70%I

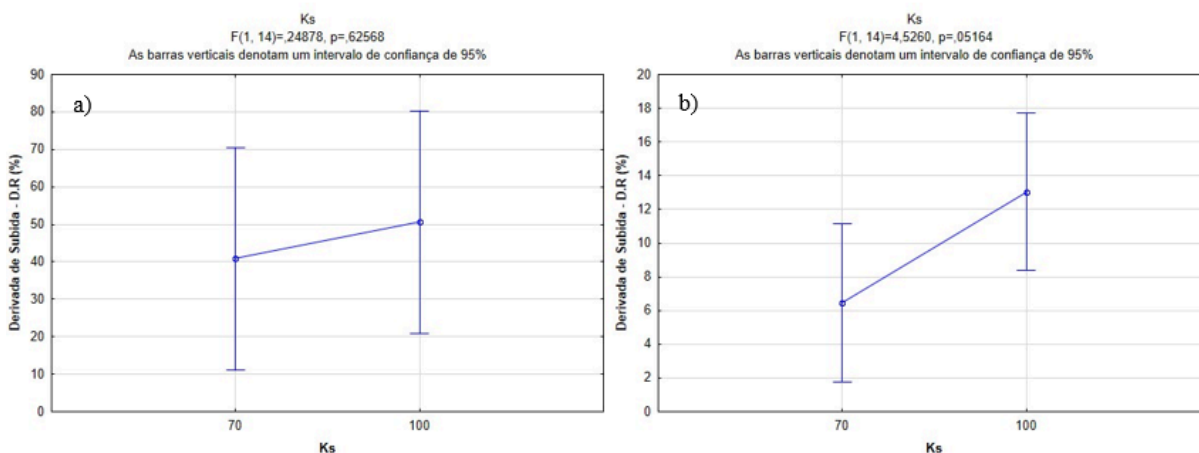


Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 49 (a) e (b), são apresentadas as relações entre o parâmetro  $K_s$  e a dispersão relativa (D.R. %) para o curto-circuito operando como arame mestre e arame seguidor, respectivamente. Observa-se que, em ambos os casos, a maior repetitividade do processo ocorreu quando  $K_s = 70$ . Embora os resultados não tenham sido estatisticamente significativos, com valores de  $p = 0,62568$  e  $p = 0,05164$ , a tendência de estabilidade foi mais evidente quando o arame operou como seguidor.

Apesar da ausência de significância estatística ao nível de 95% de confiança, é importante destacar que, caso o intervalo de confiança fosse reduzido para 90%, a condição com  $K_s = 70$  apresentaria significância estatística, pelo menos para o arame operando como seguidor. Esse fato reforça a hipótese de que esse valor de  $K_s$  proporciona maior repetitividade no processo de transferência metálica, minimizando variações na corrente.

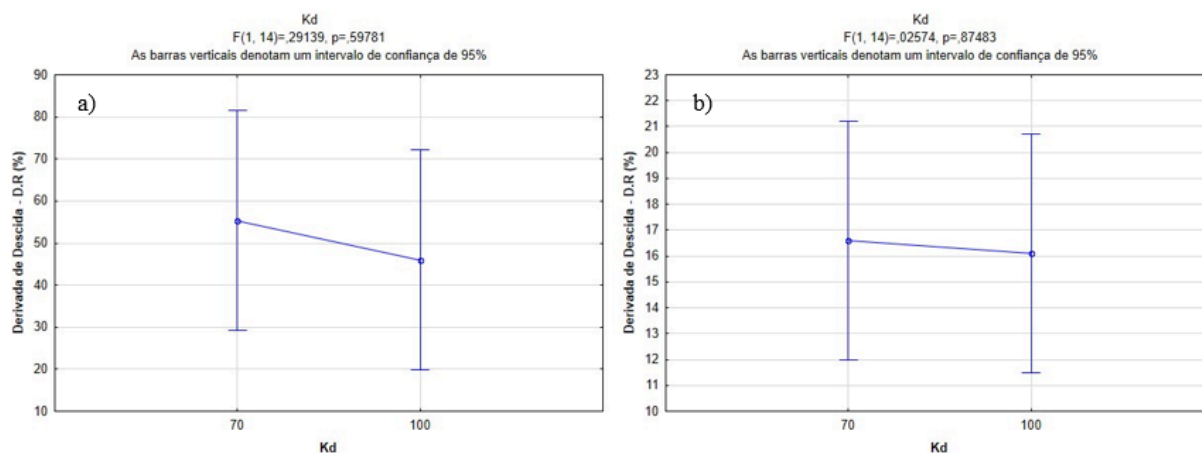
Figura 49 – Relação entre  $K_s$  e D.R. (%) para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como a) arame mestre b) arame seguidor para a liga 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

Na Figura 50 (a) e (b), são apresentadas as relações entre o parâmetro  $K_d$  e a dispersão relativa (D.R. %) para o curto-circuito operando como arame mestre e arame seguidor, respectivamente. Observa-se que, em ambos os casos, não houve relevância estatística, com valores de  $p$  elevados ( $p = 0,59781$  e  $p = 0,87843$ ), indicando que a variação de  $K_d$  não teve um impacto significativo na repetitividade do processo. Apesar da ausência de significância estatística ao nível de 95% de confiança, verificou-se que, para ambos os casos,  $K_d = 100$  proporcionou a maior repetitividade do processo. Conforme já discutido anteriormente, neste trabalho os valores dos parâmetros são definidos não apenas com base na significância estatística, mas também considerando a tendência de maior estabilidade observada nos resultados. Dessa forma, se escolheu  $K_d = 100$ .

Figura 50 – Relação entre Kd e D.R. (%) para derivada de subida para o Curto-Circuito operando como a) arame mestre b) arame seguidor para a liga 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

Após a análise completa realizada para a liga 30%H/70%I, apresenta-se na Tabela 19 os níveis selecionados para cada configuração em que o curto-circuito esteve operando. Vale destacar que, para evitar repetições na apresentação dos resultados, os gráficos contendo informações detalhadas sobre as demais variáveis estudadas (D.R. (%) do período de Curto-Circuito e de arco para o Ks e Kd) estão disponíveis no ANEXO A. Além disso, as variáveis que não foram incluídas diretamente neste tópico seguiram a mesma tendência observada nos gráficos apresentados, reforçando a consistência dos resultados obtidos ao longo do estudo.

Tabela 19 – Melhores parâmetros de curto-circuito da liga 30%H/70%I

Disposição	Ur (V)	I (A)	Vsol (cm/min)	E (kJ/mm)	Valim	Ks	Kd
Mestre	18	73	40	0,2	3,9	70	100
Seguidor	20	80	40	0,24	3,9	70	100

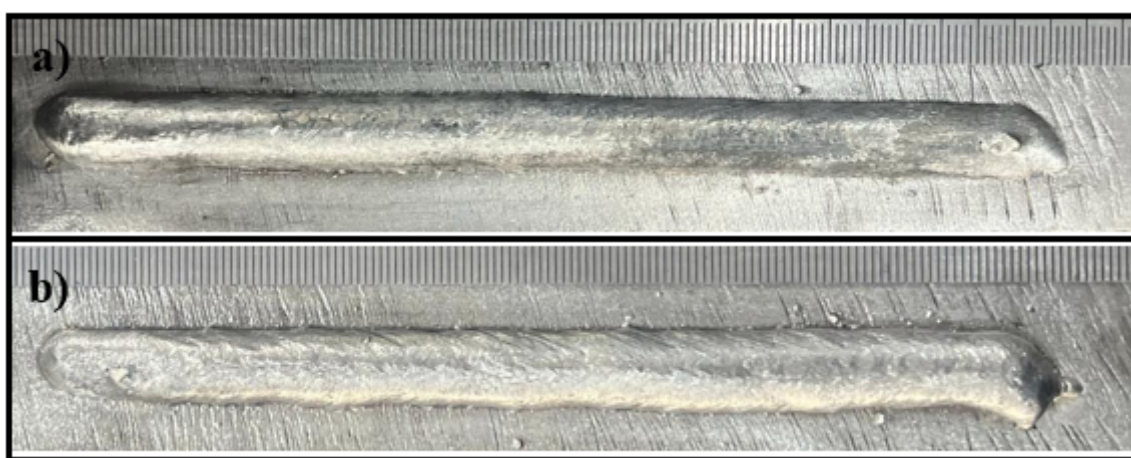
Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 51 apresenta os cordões isolados da liga 30%H/70%I, obtidos nas melhores condições selecionadas para o curto-circuito operando como arame mestre e como arame seguidor.

A análise das imagens revela que os cordões apresentam boas características superficiais, sem a presença de respingos ou defeitos visuais. Além disso, é importante destacar que todos os cordões produzidos na matriz de ensaios exploratórios do curto circuito

para ambas as ligas 30%H/70%I e 70%H/30%I exibiram características bastante semelhantes. Pode se conjecturar que o principal fator que determina as características superficiais do cordão é a liga operando no modo pulsado, que possui a maior velocidade de alimentação (9,1 m/min). Como os parâmetros do modo pulsado já haviam sido previamente otimizados, a principal variação entre os cordões esteve relacionada à quantidade de respingos gerados pelos diferentes ajustes dos parâmetros do curto-circuito.

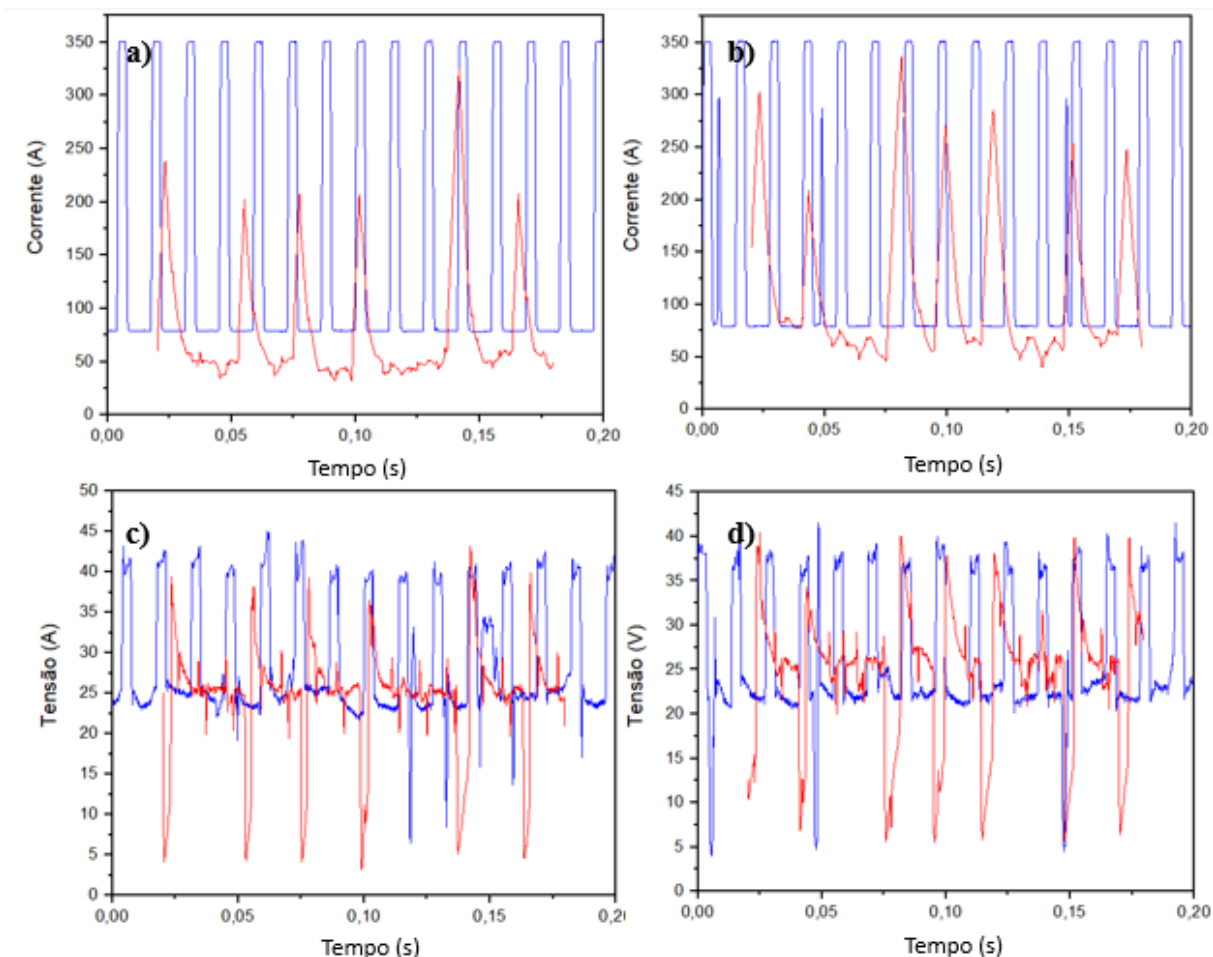
Figura 51 – Cordão isolado da liga 30%H/70%I com a) CC como arame mestre b) CC como arame seguido



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 52 apresenta os oscilogramas de corrente e tensão adquiridos durante a soldagem, comparando as melhores configurações de parâmetros identificadas neste estudo. Observa-se que, para ambas as condições curto-circuito operando como arame mestre e como arame seguidor, a incidência de curto-circuito é mais recorrente e repetitiva, principalmente quando se considera o período de curto-circuito, o que indica um processo mais estável e controlado, resultado do ajuste otimizado dos parâmetros de soldagem. O comportamento do oscilograma segue uma tendência semelhante à observada na liga anterior (70%H/30%I), reforçando a coerência dos ajustes realizados.

Figura 52 – Oscilogramas das melhores condições de soldagem da produção da liga 30%H/70%I, com o curto circuito como arame a) corrente x tempo do arame mestre b) corrente x tempo do arame seguidor c) tensão x tempo do arame mestre b) tensão x tempo do arame seguidor



Fonte: Elaboração própria (2025).

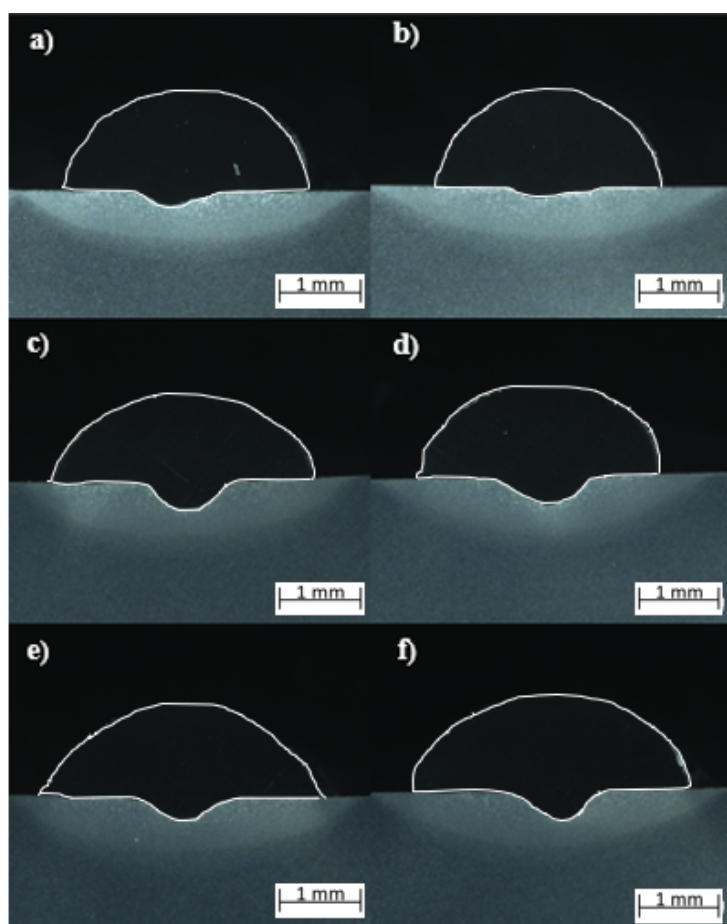
#### ***5.1.4 Exploratório da disposição dos eletrodos em relação ao sentido de deslocamento da soldagem***

Após uma abordagem detalhada na seleção de parâmetros, tanto para o eletrodo operando como arame mestre quanto como arame seguidor, este tópico teve como objetivo determinar a melhor disposição dos eletrodos em relação ao sentido de deslocamento da soldagem para cada liga, com base na geometria do cordão de solda e na análise da mistura dos materiais depositados. Ou seja, buscou-se definir qual eletrodo seria posicionado como mestre e qual seria o seguidor.

A Figura 53 apresenta as macrografias obtidas nas melhores condições de soldagem para cada liga, considerando diferentes configurações de eletrodos. Observa-se que,

independentemente da disposição utilizada, a penetração do metal de solda no metal de base resultou na formação do efeito “taça”, característico do uso do argônio como gás de proteção, devido ao seu impacto na forma da poça de fusão e na estabilidade do arco elétrico.

Figura 53 – Macrografias dos cordões de solda para as três ligas a) 50%H/50%I com a liga 625 como arame mestre b) 50%H/50%I com a liga C-276 como arame mestre c) 70%H/30%I com o CC na frente d) 70%H/30%I com o pulsado na frente e) 30%H/70%I com o CC na frente f) 30%H/70%I com o pulsado na frente



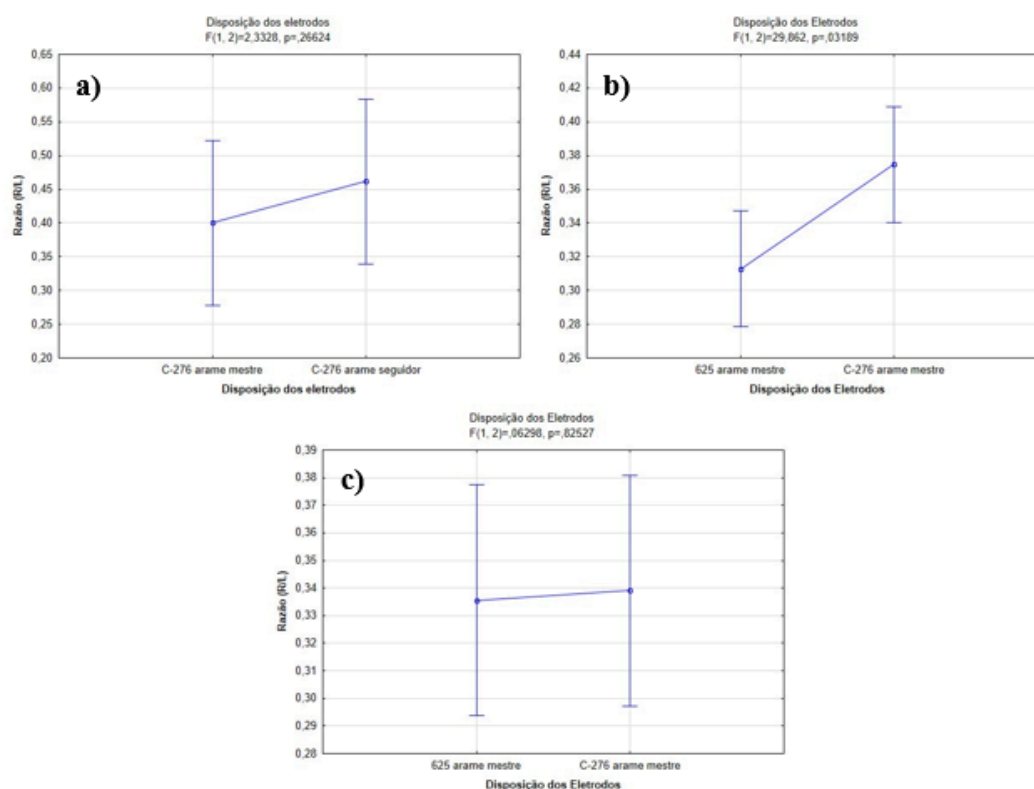
Fonte: Elaboração própria (2025).

Já na Figura 54, é analisada a influência da disposição dos eletrodos na razão R/L dos passes, principal parâmetro estudado neste tópico, uma vez que o processo de soldagem foi realizado em camadas. As análises revelaram que, para as ligas 50%H/50%I e 30%H/70%I, não houve relevância estatística, indicando que a posição dos eletrodos não teve um impacto significativo nesses casos. No entanto, para a liga 70%H/30%I, o efeito da disposição dos eletrodos apresentou significância estatística, com um valor de  $p = 0,03189$ . Nesse caso, a liga Inconel 625 operando à frente em curto-circuito resultou em uma redução da razão R/L.

Segundo Aguiar (2010), em processos de soldagem para revestimentos, deve-se evitar altos valores de R/L, pois isso tende a gerar cordões com elevada convexidade, o que pode resultar em defeitos no pé do cordão, como mordedura.

Essa significância estatística indica que, para essa composição específica, a posição dos eletrodos pode influenciar a geometria do cordão. Contudo, apesar desse resultado, a análise geométrica isolada não é suficiente para determinar a melhor disposição dos eletrodos apenas com base na estatística. É necessário considerar outros fatores alinhados com os estudos, como avaliar essa disposição na homogeneização.

Figura 54 – Razão R/L para as três ligas a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

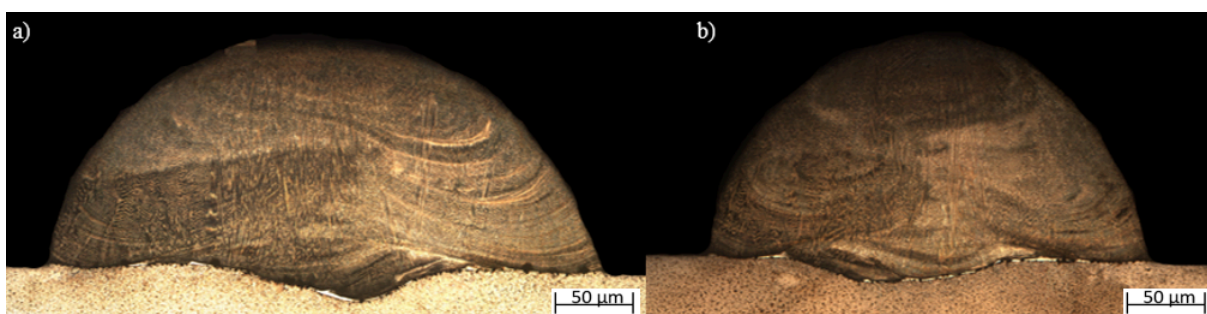
Conforme mencionado anteriormente, a análise da geometria do cordão não foi suficiente para determinar a melhor disposição entre os eletrodos. Para complementar essa investigação, foi realizada uma análise da mistura por meio de ataque químico no cordão isolado, permitindo uma avaliação crítica da composição final da liga produzida. O objetivo dessa análise foi verificar se a disposição dos eletrodos influencia na formação de macrossegregações ou até mesmo em uma possível falta de mistura entre os materiais

depositados. A Figura 55 apresenta as imagens do cordão isolado para a liga 50%H/50%I, considerando as configurações a) Inconel 625 na frente b) Hasteloy C-276 na frente.

Em ambas as condições, observa-se a presença de macrossegregações no cordão isolado, evidenciada pela distinção de cores entre regiões mais claras e mais escuras. Esse resultado indica que, independentemente da disposição dos eletrodos, a mistura dos materiais ocorreu de forma heterogênea.

Outro ponto relevante é que, nesta condição, ambos os arames operaram no modo pulsado, o que sugere que o regime de transferência também pode ter contribuído para a formação das macrossegregações.

Figura 55 – Macrografia no MO pós ataque na liga 50%H/50%I para análise do grau de mistura das entre as duas ligas em relação a disposição dos eletrodos a) 625 na frente b) C-276 na frente

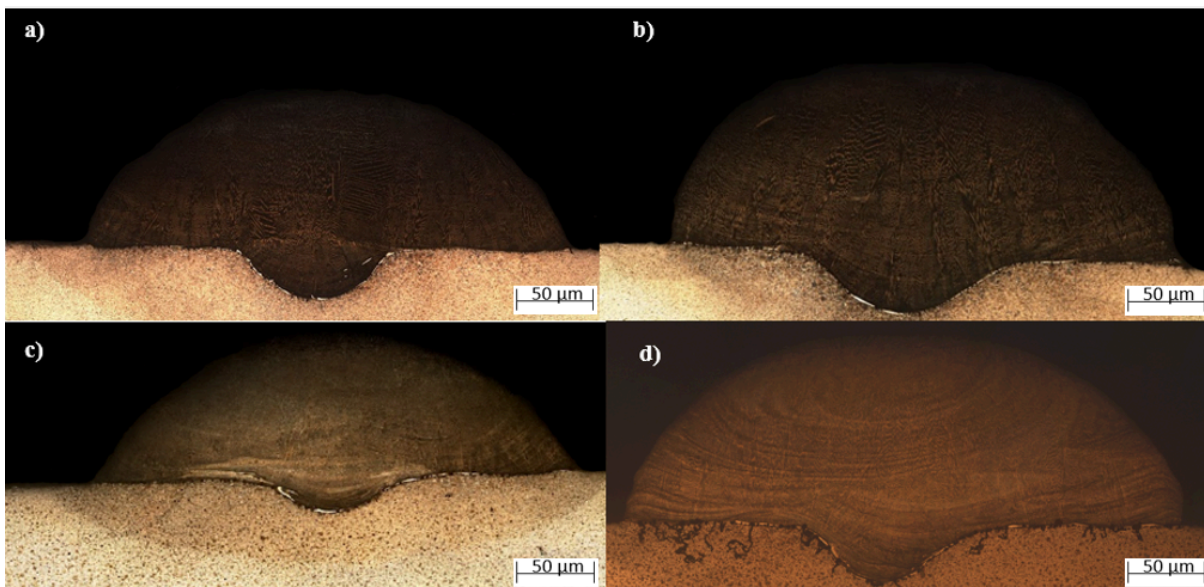


Fonte: Elaboração própria (2025).

Para as outras duas ligas, a Figura 56 evidencia que, independentemente da disposição dos eletrodos seja como arame mestre ou seguidor, foi obtida uma mistura mais homogênea dos elementos de liga. Esse resultado contrasta com o comportamento observado na liga 50%H/50%I, que apresentou maior heterogeneidade. A diferença observada pode estar diretamente relacionada ao modo de transferência metálica empregado em cada condição ou à diferença nas proporções dos arames. A presença majoritária da liga depositada com 70% de na poça fundida pode ser uma das explicações pela aparência mais homogênea da mistura.

Outra possível explicação para o fenômeno está na influência do curto-circuito na dinâmica da poça de fusão. Como o arco no modo curto-circuito possui uma pressão menor sobre a poça (devido a menor corrente), ele pode ter promovido uma alteração nos movimentos das linhas de convecção durante a solidificação, favorecendo uma melhor homogeneização dos materiais depositados (DAI *et al.*, 2018, LANCASTER, 1987.)

Figura 56 – Macrografia no MO pós ataque para análise do grau de mistura das entre as duas ligas em relação a disposição dos eletrodos a) liga 70%H/30%I com o CC na frente b) liga 70%H/30%I com o pulsado na frente c) liga 30%H/70%I com o CC na frente d) liga 30%H/70%I com o pulsado na frente



Fonte: Elaboração própria (2025).

Com base na análise do cordão isolado para as três ligas, não foi possível identificar uma influência significativa da disposição dos eletrodos na formação da mistura final. Dessa forma, a definição da melhor configuração requer uma avaliação crítica, buscando maximizar a homogeneidade da liga produzida.

A análise geométrica do cordão não apresentou respostas conclusivas para determinar a melhor posição dos eletrodos, tornando necessário um estudo mais aprofundado da mistura entre as ligas. Nesse sentido, verificou-se que a liga 50%H/50%I mostrou tendência à formação de macrossegregações, independentemente da disposição dos eletrodos. Isso ficou evidente pela distinção visual de regiões no cordão isolado, indicando separação entre as ligas durante a solidificação. Já as ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I não evidenciaram segregação significativas, sugerindo uma mistura mais eficiente entre os materiais.

Com base nesses fatores, definiu-se a seguinte disposição dos eletrodos para cada liga:

Liga 50%H/50%I: Optou-se por utilizar o C-276 como arame mestre e o Inconel 625 como arame seguidor. Como a macrossegregação ocorre independentemente da disposição, essa configuração foi escolhida para o procedimento dos próximos ensaios.

Ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I: A melhor configuração foi determinada com o Curto-circuito como arame mestre e o Pulsado como arame seguidor. Como essas ligas não

apresentaram macrossegregação evidente, a escolha foi baseada na garantia de maior estabilidade do arco e melhor controle da transferência metálica sem a geração de respingos se o curto circuito incidir diretamente na poça de fusão.

#### ***5.1.5 Efeito do Tecimento na mistura das ligas***

O estudo do tecimento foi conduzido com o objetivo de investigar estratégias complementares de soldagem capazes de promover uma maior homogeneização entre as ligas durante o processo de deposição. A abordagem adotada teve caráter exploratório e foi aplicada especificamente à liga 50%H/50%I, conforme descrito na metodologia. Essa escolha se deve aos resultados menos satisfatórios observados na análise da disposição dos eletrodos para essa composição, além de permitir a redução no número total de ensaios, uma vez que se espera que o comportamento observado seja representativo para as demais ligas, dado que todas compartilham os mesmos materiais-base.

Conforme descrito na metodologia, foram realizados cordões isolados com diferentes parâmetros de tecimento, seguidos de ataque químico para análise da qualidade da mistura entre as ligas. A avaliação foi feita de forma qualitativa, por meio da atribuição de notas com base na homogeneização observada nas macrografias, é importante ressaltar que as imagens foram capturadas por meio de microscopia óptica (MO). Como a magnificação do microscópio óptico é superior à de um estereoscópio, não foi possível obter a macrografia completa do cordão em uma única imagem. Para contornar essa limitação, várias imagens foram registradas e posteriormente unidas, permitindo a formação de uma única macrografia representativa do cordão atacado, possibilitando a identificação das regiões de macrossegregação com maior precisão.

A Tabela 20, apresentada a seguir, mostra as notas atribuídas por cada pesquisador para cada uma das condições ensaiadas.

Tabela 20 – Notas atribuídas para cada parâmetro de tecimento

Exploratório Tecimento liga 50%H/50%I				
Vsol (cm/min)	f (Hz)	A (mm)	Ensaio	Notas
40	1	4	TT1 - A1	1
40	1	4	TT1 - A2	1
30	1	4	TT2 - A1	1,5
30	1	4	TT2 - A2	2
40	2	4	TT5 - A1	2,5
40	2	4	TT5 - A2	2
30	2	4	TT6 - A1	1
30	2	4	TT6 - A2	2,5
40	1	8	TT3 - A1	4
40	1	8	TT3 - A2	4
30	1	8	TT4 - A1	4,5
30	1	8	TT4 - A2	4
40	2	8	TT7 - A1	4,7
40	2	8	TT7 - A2	4
30	2	8	TT8 - A1	4,8
30	2	8	TT8 - A2	4

Fonte: Elaboração própria (2025).

Após a atribuição das notas pelos avaliadores, foi realizada uma análise estatística por meio da ANOVA, com o objetivo de identificar quais fatores exerceram influência significativa na homogeneização das ligas. A análise considerou os efeitos principais de três variáveis do processo de tecimento, velocidade de soldagem, frequência e amplitude, bem como as interações entre esses fatores. Os resultados da ANOVA estão apresentados na Tabela 21, permitindo avaliar a relevância estatística de cada parâmetro e suas combinações no comportamento da mistura entre as ligas.

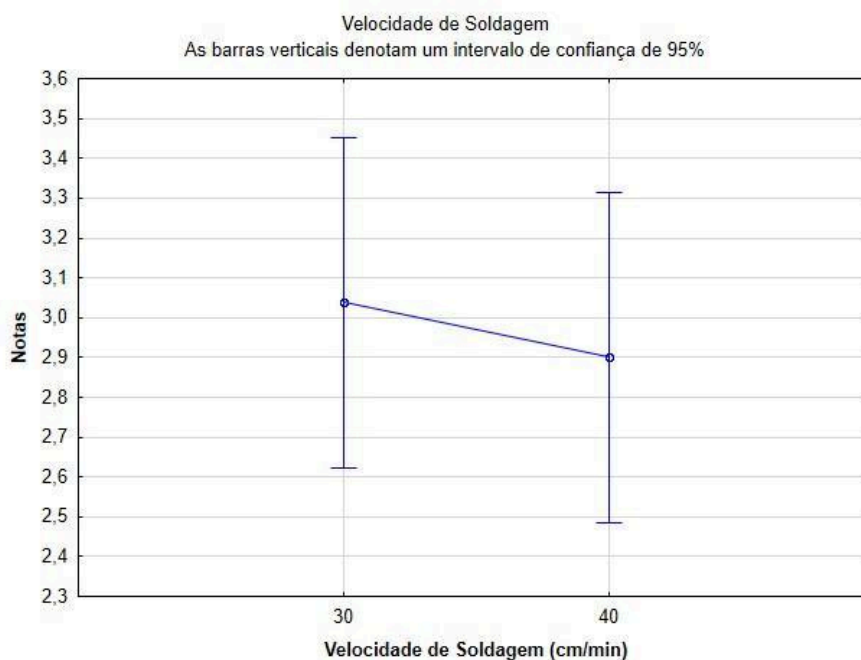
Tabela 21 – ANOVA referente a cada variável usada na análise do tecimento

Efeito	"p"
Velocidade	0,6030
Frequência	0,123
Amplitude	1
Interação Amplitude*Velocidade	0,932
Interação Amplitude*Frequência	0,482
Interação Velocidade de Soldagem*Frequência	0,191
Interação Amplitude*Velocidade*Frequência	0,332

Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 57 apresenta a análise estatística da avaliação, na qual se observa que a velocidade de soldagem não teve efeito significativo na mistura das ligas, com um valor de  $p = 0,6030$ .

Figura 57 – Efeito da velocidade de soldagem na mistura das ligas



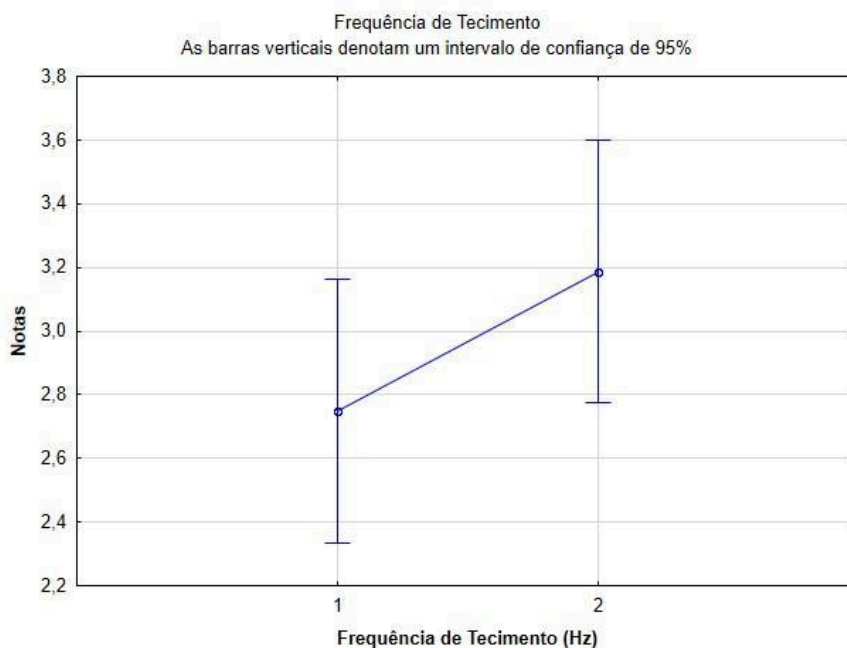
Fonte: Elaboração própria (2025).

Em teoria, velocidades de soldagem mais baixas proporcionam um tempo maior para a interação das ligas na poça de fusão, favorecendo a homogeneização dos elementos devido à movimentação das linhas de convecção térmica. Esse efeito, em geral, contribui para uma melhor mistura e reduz a formação de macrossegregações. Por essa razão, neste trabalho, optou-se por utilizar velocidades menores em comparação com o estudo de Santiago (2018), que empregou velocidades mais elevadas. Em tese, velocidades mais altas reduzem o tempo de fusão, resultando em uma solidificação mais rápida dos materiais, o que pode limitar a difusão entre as ligas e aumentar a formação de macrossegregações.

Entretanto, no presente estudo, a velocidade de soldagem não demonstrou impacto significativo na mistura, independentemente de ser alta ou baixa. Isso indica que, para essas ligas específicas, a obtenção de uma mistura homogênea não está diretamente associada à velocidade de soldagem, mas sim a outros fatores que exercem maior influência na interação dos materiais durante a fusão.

Os resultados estatísticos apresentados na Figura 58 indicam que a frequência de tecimento não teve um efeito significativo na qualidade da mistura, com um valor de  $p = 0,123$ . Esse resultado, obtido a partir das notas atribuídas às macrografias analisadas, confirma que o aumento da frequência de oscilação da tocha em alguns ensaios uma contribui para uma maior interação entre os materiais fundidos.

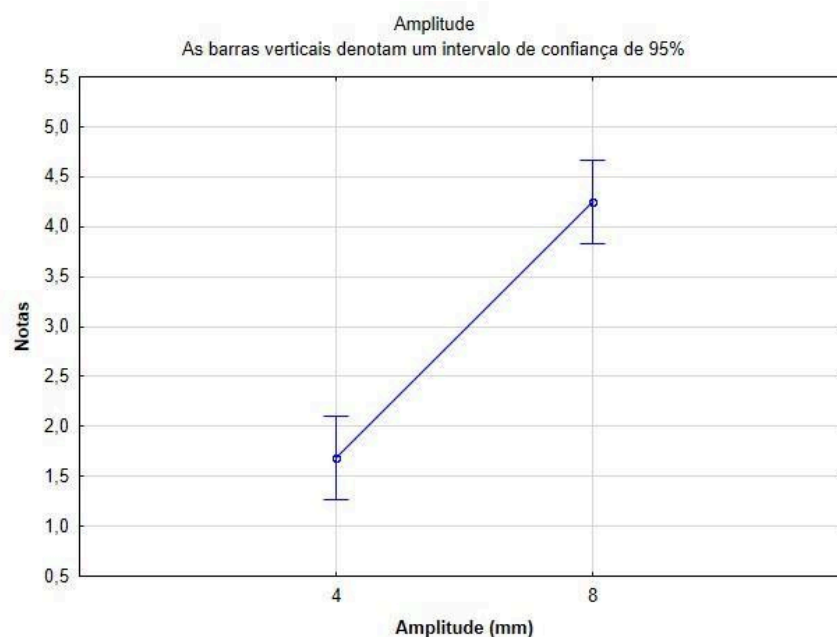
Figura 58 – Efeito da frequência de tecimento na mistura das ligas



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 59 apresenta a análise dos efeitos da amplitude de tecimento sobre a homogeneização das ligas, com base nas notas atribuídas aos cordões de solda de acordo com seu grau de mistura. Os resultados revelam uma significância estatística expressiva, com valor de  $p = 0,00001$ , indicando que a amplitude teve um impacto substancial na qualidade da mistura entre as ligas superior, por exemplo, ao ser observado para a frequência. Observa-se que os cordões soldados com amplitude de 8 mm apresentaram os melhores níveis de homogeneização, sendo considerados ideais para a aplicação proposta.

Figura 59 – Efeito da amplitude de tecimento na mistura das ligas



Fonte: Elaboração própria (2025).

Assim pode-se concluir para esses ensaios exploratórios que tecimento influencia na mistura ao modificar a dinâmica da poça de fusão, intensificando a agitação do material líquido e favorecendo a interação entre as ligas. Quando se utiliza o tecimento, maior a movimentação/vibração da poça, o que pode auxiliar na quebra de gradientes de concentração e minimizar a ocorrência de macrossegregações, Dehmlaei *et al.* (2008), Cui *et al.* (2006) e Lancaster (1999), afirmam que a vibração da poça de fusão também é usada para reduzir ou eliminar a zona não misturada em soldas, além de melhorar as propriedades da solda durante a soldagem. Esse efeito reforça a importância da aplicação dessa técnica para otimizar a homogeneização das ligas, especialmente em processos em que a simples variação da velocidade de soldagem não se mostrou suficiente para promover a fusão uniforme dos materiais.

A influência do tecimento na mistura das ligas foi comprovada, pelo menos para o cordão isolado, por meio da análise estatística. Como o estudo do tecimento está sendo realizado de forma individualizada, ou seja, considerando separadamente cada fator de controle diretamente relacionado a essa técnica, foi possível avaliar o impacto específico de cada efeito de tecimento na homogeneização da liga.

A amplitude de tecimento pode ser um fator que influencia diretamente a dinâmica da poça de fusão, afetando tanto a distribuição térmica quanto a movimentação do metal líquido. Quando se utiliza uma amplitude maior, o arco oscila sobre uma área mais

extensa, proporcionando uma distribuição mais uniforme de calor e evitando regiões de superaquecimento ou resfriamento localizado. Isso favorece um resfriamento mais equilibrado e uma solidificação mais controlada, reduzindo a ocorrência de falta de mistura. Além disso, essa maior oscilação do arco gera perturbações mais intensas na poça de fusão, aumentando a movimentação do metal líquido e promovendo uma mistura mais eficiente dos metais adicionados (Jinchia *et al.*, 2018; Kudryashova *et al.*, 2019) No contexto das ligas estudadas, essa ação ajudou a minimizar a macrossegregação dos elementos em regiões específicas do cordão de solda.

Outro aspecto fundamental está relacionado às linhas de convecção térmica dentro da poça de fusão. Durante a soldagem, o fluxo de convecção durante a solidificação ocorre devido às diferenças de temperatura e às forças térmicas atuantes no metal líquido (Garcia, 2006). Com uma amplitude menor, essas correntes de convecção permanecem mais localizadas, restringindo a interação entre os materiais fundidos. Já com uma amplitude maior, o arco induz fluxos de convecção mais intensos e amplos, fazendo com que o metal líquido circule mais ativamente dentro da poça. Esse fenômeno reduz os gradientes químicos e favorece a fusão completa dos materiais, evitando a formação de regiões com composição desigual e diminuindo a influência das densidades das ligas (Duvall, 1968; Barreto, 2018; Santiago, 2018). Este efeito também pode ser refletido no processo de solidificação do cordão de solda. Como a solidificação acontece das bordas para o centro da poça de fusão, se a amplitude for pequena, os elementos podem não se misturar completamente antes da solidificação, resultando na formação de macrossegregações.

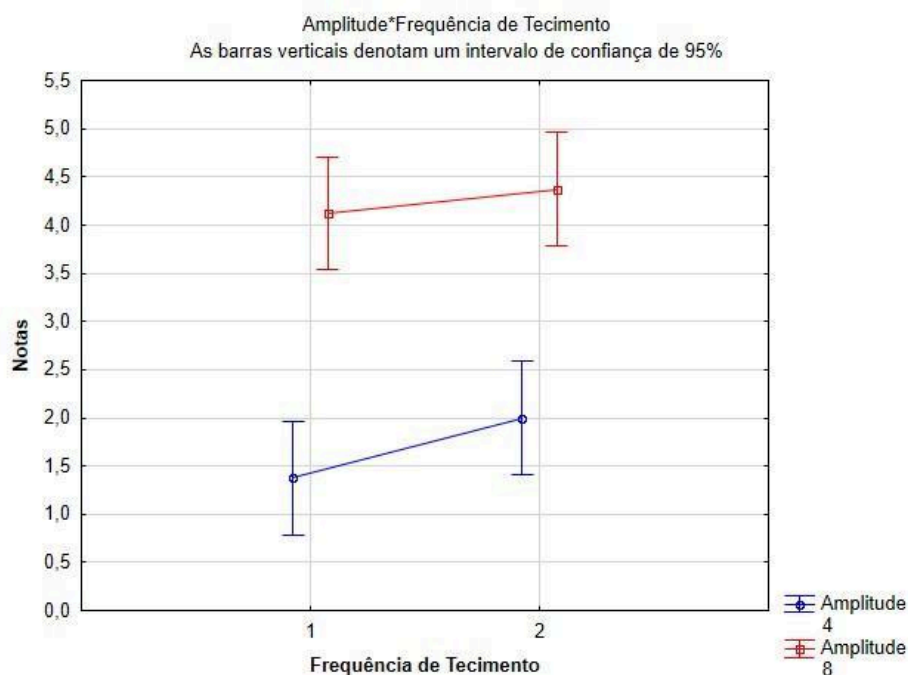
Por outro lado, ao combinar uma amplitude maior com uma frequência adequada, há mais tempo para que os materiais interajam na fase líquida. Isso permite uma distribuição química mais homogênea antes da nucleação e crescimento dos grãos, reduzindo a heterogeneidade da liga formada (Garcia, 2006; Kim *et al.*, 2021; Murphy *et al.*, 2021, Dong, *et al.*, 2022)

Comparando os efeitos da amplitude e da frequência de tecimento, observa-se que não houve significância estatística para a interação entre esses dois fatores, como indica o valor de  $p = 0,482$ . O gráfico evidencia de forma clara o impacto isolado da amplitude nos resultados das notas atribuídas à homogeneização dos cordões.

Diante desses dados, conclui-se que, no presente estudo, a amplitude foi o fator mais determinante na promoção da mistura entre as ligas, superando a influência da frequência de tecimento. Esse comportamento sugere que a redistribuição espacial da energia térmica, associada ao maior deslocamento do arco proporcionado por amplitudes maiores,

intensifica os fluxos de convecção na poça de fusão (Chirita, 2009). Como consequência, há uma melhoria na dispersão dos elementos de liga, favorecendo uma homogeneização mais eficiente dos materiais depositados.

Figura 60 – Comparação entre a amplitude e a frequência por meio da ANOVA



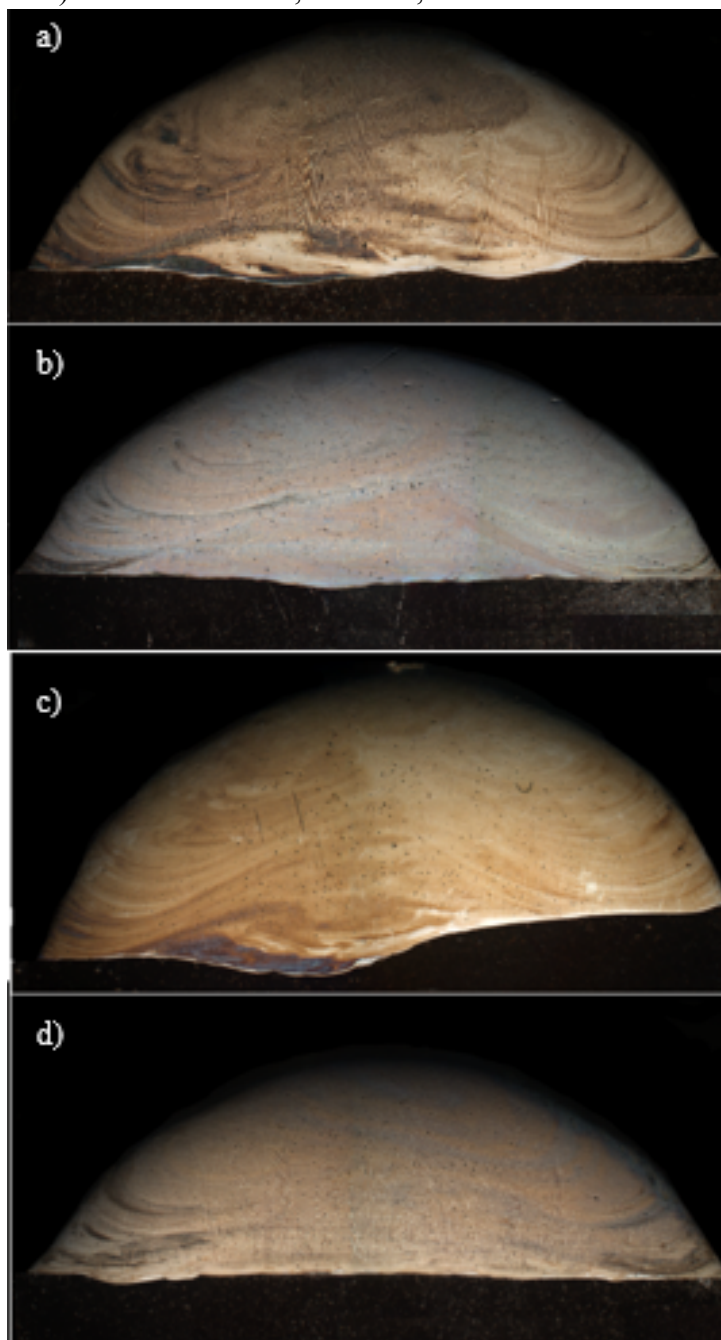
Fonte: Elaboração própria (2025).

Portanto, a amplitude de tecimento mostrou-se essencial para intensificar a movimentação do metal líquido, reforçar as correntes de convecção e ampliar o tempo e o espaço disponíveis para a interação dos elementos químicos antes da solidificação. Esse efeito melhora a redistribuição térmica e reduz a formação de macrossegredações, resultando em uma liga mais homogênea. Assim, os resultados reforçam não apenas a importância da amplitude, mas também do tecimento como um fator-chave para garantir a mistura eficiente das ligas estudadas.

As Figura 61 apresenta imagens representativas de alguns cordões de solda obtidos nos ensaios com variação dos parâmetros de tecimento, evidenciando visualmente o impacto da amplitude na homogeneização entre as ligas. As Figuras 60(a) e 60(b) mostram cordões produzidos com velocidade de 40 cm/min e frequência de 1 Hz, variando apenas a amplitude de oscilação: 4 mm em Figura 60 (a) e 8 mm em Figura 60 (b). Nas soldas das Figuras 60(c) e 60(d), a frequência foi elevada para 2 Hz, mantendo as demais condições constantes. A comparação entre as imagens destaca que os cordões com amplitude de 8 mm

apresentaram uma mistura significativamente mais homogênea, independentemente da frequência adotada. Esses resultados confirmam que a amplitude foi o fator com maior influência na qualidade da mistura.

Figura 61 – Imagens do cordão isolado pós-ataque para verificar o grau de mistura a)  $V_{sol}=40$  cm/min,  $f = 1$  Hz,  $A = 4$ mm b)  $V_{sol}=40$  cm/min,  $f = 1$  Hz,  $A = 8$ mm c)  $V_{sol}=40$  cm/min,  $f = 2$  Hz,  $A = 4$ mm d)  $V_{sol}=40$  cm/min,  $f = 2$  Hz,  $A = 4$ mm



Fonte: Elaboração própria (2025).

Dessa forma, para o prosseguimento dos ensaios para a produção das ligas deste trabalho, foram usados os seguintes parâmetros de tecimento apresentados na Tabela 22:

Tabela 22 – Parâmetros de tecimento selecionados para produção das três ligas

Parâmetros para o tecimento		
Velocidade (cm/min)	Frequência (Hz)	Amplitude (mm)
40	2	8

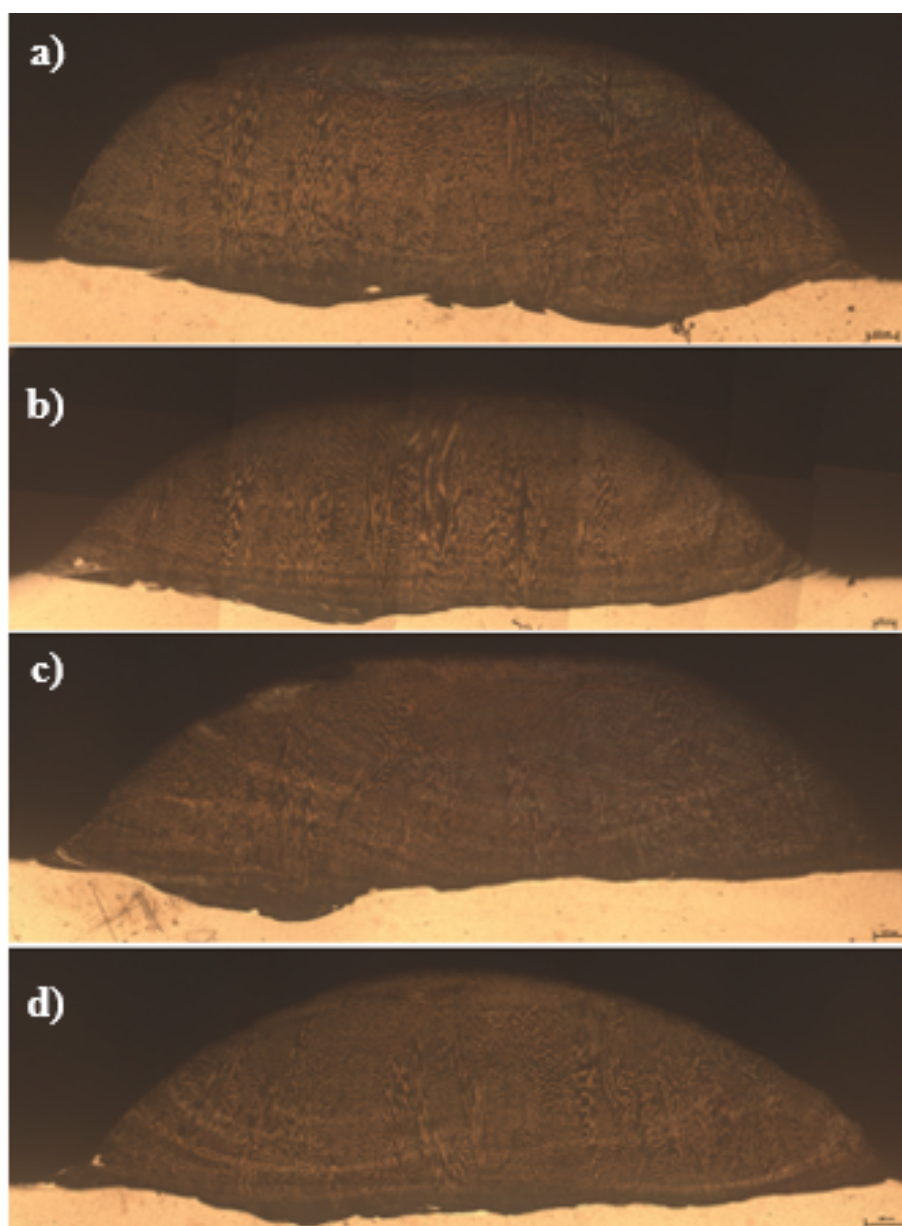
Fonte: Elaboração própria (2025).

Como a velocidade de soldagem não apresentou efeito significativo nos resultados, optou-se por utilizar o valor de 40 cm/min, visando otimizar a produtividade do processo.

Para complementar a análise, foi realizada a investigação dos melhores parâmetros de tecimento para as demais ligas, uma vez que essa avaliação inicial foi conduzida apenas para a liga 50%H/50%I. Embora os parâmetros de disposição dos eletrodos já tenham sido selecionados, foram realizadas soldagens tanto para o arame mestre quanto para o arame seguidor, com o intuito de verificar possíveis interações entre esses dois fatores.

Conforme ilustrado na Figura 62, as análises visuais das duas ligas adicionais, considerando ambas as disposições dos eletrodos, demonstraram que a aplicação dos melhores parâmetros de tecimento, determinados nas soldagens da liga 50%H/50%I resultou em um padrão de solidificação semelhante ao observado anteriormente. Esse efeito promoveu uma maior mistura entre os materiais, independentemente de qual fio estivesse na posição de arame mestre ou arame seguidor. Esses resultados reforçam ainda mais que o tecimento é uma das técnicas mais eficazes para promover a homogeneização entre as ligas durante o processo de soldagem.

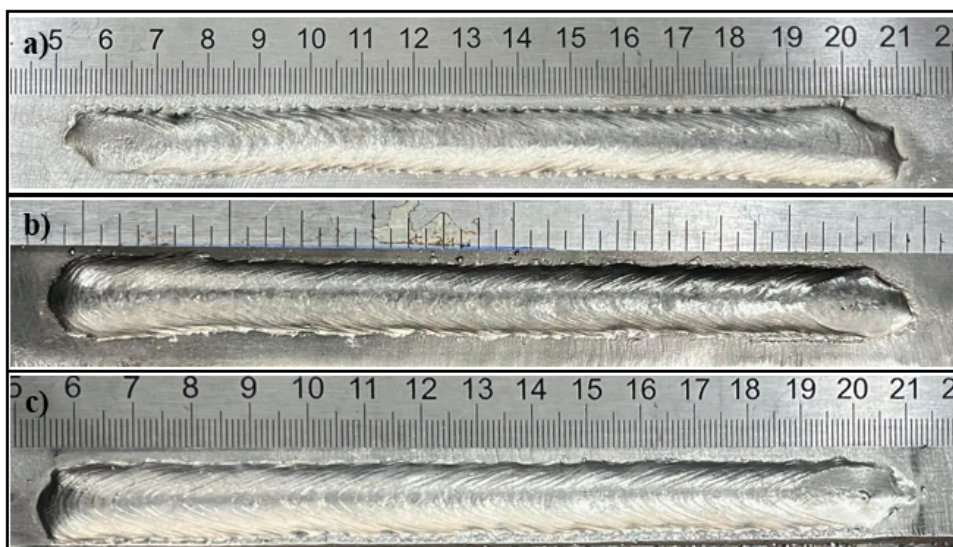
Figura 62 – Macrografia após ataque químico das ligas usando o melhor parâmetro de tecimento a) 70%H/30%I Pulsado na frente b) 70%H/30%I CC na frente c) 30%H/70%I Pulsado na frente d) 30%H/70%I CC na frente



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 63 apresenta as imagens dos cordões isolados das três ligas após a aplicação dos parâmetros otimizados, incluindo o uso do tecimento. Esses parâmetros foram ajustados para garantir a melhor homogeneização possível entre as ligas e serão empregados na confecção das ligas propostas. Visualmente, os cordões apresentam um bom acabamento superficial, superior ao observado nas condições sem tecimento, além da ausência de defeitos visíveis.

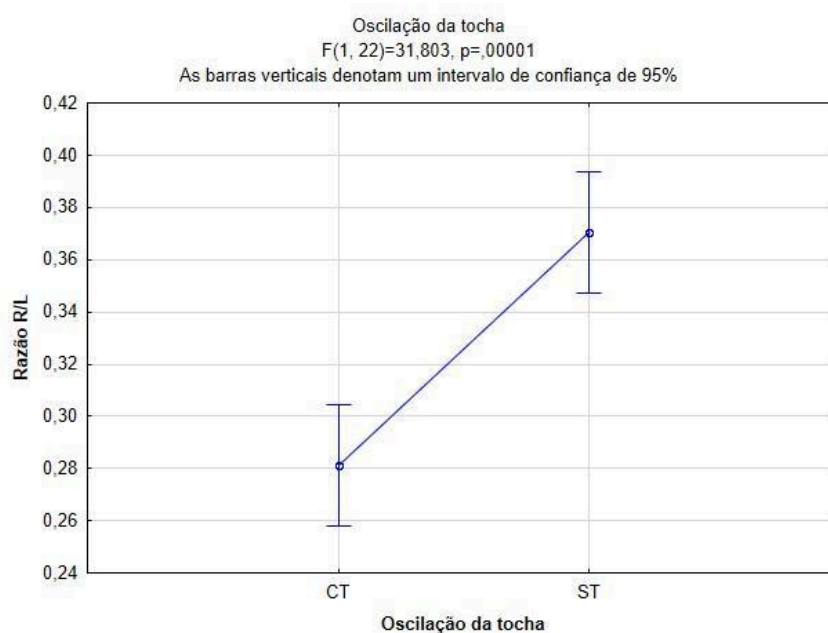
Figura 63 – Cordões definitivos com os parâmetros de tecimento selecionados e usados para a produção das três ligas a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

Para ampliar ainda mais a compreensão dos benefícios do uso do tecimento, foi realizada uma análise comparativa da razão R/L (razão entre largura e reforço do cordão) das três ligas, com e sem a aplicação dessa técnica. Os resultados dessa análise estão apresentados na Figura 64, e indicam um efeito estatisticamente significativo do tecimento na geometria do cordão, com um valor de  $p = 0,0001$ .

Figura 64 – Efeito do Tecimento na razão R/L das ligas



Fonte: Elaboração própria (2025).

Os gráficos foram elaborados a partir dos valores geométricos obtidos para as três ligas nas condições sem tecimento e com a aplicação da melhor combinação de frequência e amplitude de tecimento. Observou-se que, com o uso do tecimento, houve uma melhoria significativa na distribuição do material depositado, resultando em uma razão R/L menor. Esse efeito é fundamental, pois altas razões R/L podem levar a cordões excessivamente convexos, aumentando o risco de defeitos como mordeduras e falta fusão nas bordas. Assim, os resultados reforçam que o tecimento não apenas melhora a mistura entre as ligas, mas também desempenha um papel essencial na otimização da geometria do cordão de solda, o que é importante para a fabricação das ligas, onde se busca maior reforço e largura ao mesmo tempo.

#### ***5.1.6 Soldagens exploratórias para confecção de camadas subsequentes***

No contexto deste trabalho, que envolve a produção de ligas utilizando soldagem em camadas, a primeira etapa do processo ocorre sobre um substrato de aço A-36, que serve como cordão de ancoragem e base para a primeira camada de deposição. No entanto, à medida que a soldagem avança e novas camadas são adicionadas, ocorre uma mudança no metal de base, pois as camadas subsequentes passam a ser depositadas sobre o próprio material à base de níquel.

Essa transição de substrato exige uma nova exploração de parâmetros para garantir a qualidade e a homogeneidade das ligas ao longo da soldagem multicamadas. Assim como foi feito para a definição dos parâmetros da primeira camada, foi necessário um estudo para a segunda camada, ainda que de forma mais simplificada, uma vez que os parâmetros iniciais já haviam sido estabelecidos.

Para essa nova etapa, os parâmetros de pulso previamente determinados foram utilizados como base para a exploração, garantindo uma continuidade no processo e permitindo ajustes específicos conforme necessário. A Tabela 23 abaixo apresenta apenas os valores dos parâmetros de pulso utilizados para as três ligas na soldagem de camadas subsequentes, refletindo a adaptação do processo para a deposição de níquel sobre níquel. Para a Liga 50%H/50%I as variáveis indicadas por 1 se refere ao o arame que foi a frente no caso a liga C-276 e 2 para a liga indo como seguidor Inconel 625, a escolha desses mesmos parâmetros usados no metal de base no níquel sobre níquel se justifica pelo fato do comportamento da homogeneização não ser afetada pela disposição entre os eletrodos, vale

lembrar que a defasagem foi mantida a mesma apesar da mudança de substrato do aço carbono para o níquel. A mesma ideia foi feita com as outras duas ligas com o CC na frente e o pulsado como arame seguidor.

Tabela 23 – Parâmetros de pulso das três ligas para as soldagens multicamadas

Parâmetros das três ligas operando no modo pulsado										
50%H/50 %I	Ip1 (A)	tp1 (ms)	Ib1 (A)	tb1 (ms)	Im1 (A)	U1 (V)	Vsol	E1	Valim	Arame
							(mm/min)	(kJ/mm)	(m/min)	C-276
	355	3,9	57	10	118,49	23,1	40	0,410575	6,5	
50%H/50 %I	Ip2 (A)	tp2 (ms)	Ib2 (A)	tb2 (ms)	Im2 (A)	U2 (V)	Vsol	E2	Valim	Arame
							(mm/min)	(kJ/mm)	(m/min)	I-625
	355	3,9	65	15	124,8413	24,4	40	0,456919	6,5	
70%H/30 %I	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb(ms)	Im (A)	U (V)	Vsol	E	Valim	Arame
							(mm/min)	(kJ/mm)	(m/min)	C-276
	355	3,9	90	10	164,3525	25,2	40	0,621252	9,1	
30%H/70 %I	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb(ms)	Im (A)	U (V)	Vsol	E	Valim	Arame
							(mm/min)	(kJ/mm)	(m/min)	I-625
	355	3,9	75	15	132,7778	24,9	40	0,495925	9,1	

Fonte: Elaboração própria (2025).

Como os parâmetros de soldagem já haviam sido previamente definidos, a única variável ajustada para as camadas subsequentes foi a corrente de base (Ib). Essa alteração se mostrou suficiente para a exploração deste tópico, pois permitiu alcançar uma altura de arco de 5 mm, que foi o critério adotado para o trabalho, que foi medido através de análise visuais.

Observou-se que os valores explorados dos parâmetros de pulso não sofreram mudanças abruptas, uma vez que as variações foram pequenas e controladas, garantindo uma energia relativamente constante nos cordões depositados, independentemente da camada. Essa abordagem assegura uma deposição uniforme e estável ao longo da soldagem multicamadas, minimizando variações significativas na geometria e na qualidade do revestimento e evitando ciclos térmicos diferentes durante as soldagens que possa afetar diretamente na performance das ligas.

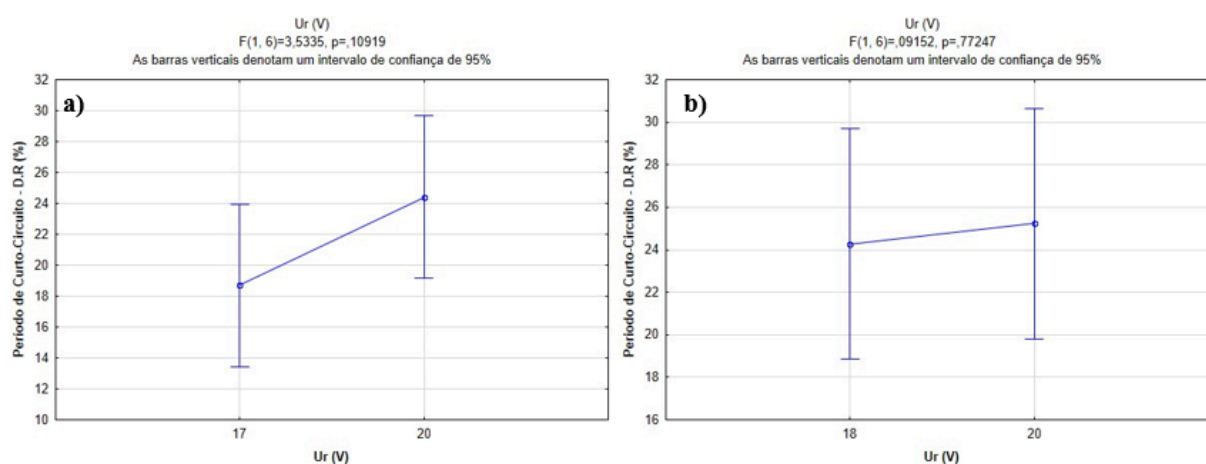
Com relação aos parâmetros do modo curto-circuito para cada liga, os procedimentos adotados foram os mesmos utilizados na deposição da primeira camada, porém com uma quantidade reduzida de ensaios. No caso da tensão de referência, foram avaliadas apenas a melhor e a pior condição para cada liga que utilizou o processo de curto-circuito,

juntamente com os valores de  $K_s$  e  $K_d$ , a fim de verificar se o comportamento se repetia nas camadas subsequentes.

A Figura 65 apresenta os valores de D.R. (%) do período de curto-circuito para as ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I quando depositadas sobre níquel. Foram analisadas duas condições de tensão para cada liga e, para ambas, a análise estatística não apontou diferenças significativas entre os valores médios de D.R.(%) para as duas tensões analisadas, confirmadas pelos valores de  $p$  iguais a 0,10919 e 0,77247, respectivamente.

No entanto, observou-se que, nos dois casos, a repetitividade dos valores de D.R. (%) tendeu para os mesmos valores de tensão inicialmente explorados na primeira camada. Dessa forma, como não houve relevância estatística e os valores da D.R. (%) mantiveram uma tendência próxima aos resultados previamente obtidos, optou-se por manter os mesmos valores de tensão para todas as camadas subsequentes, independentemente do substrato, ou seja, 17 V para a liga 70%H/30%I e 18 V para a liga 30%H/70%I. Vale ressaltar também que a análise do período de arco encontra-se no ANEXO B deste trabalho, uma vez que os resultados apresentados por tal fator também seguiram as mesmas tendências do período de curto-circuito.

Figura 65 – Relação entre D.R. (%) do período de curto-circuito e a  $U(r)$  do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I



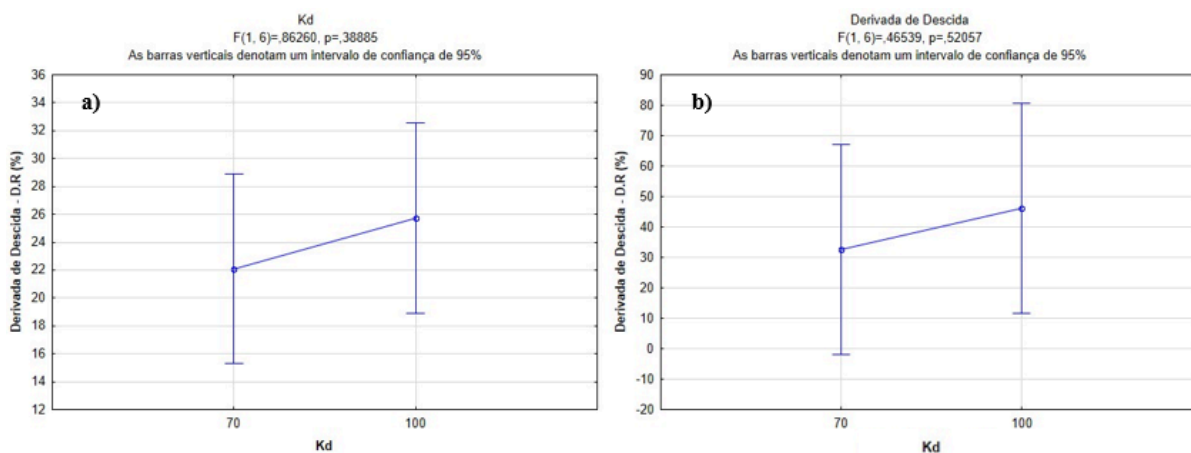
Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 66 apresenta os resultados obtidos do D.R. (%) para a derivada de subida ( $K_d$ ). Os resultados não indicaram relevância estatística, com valores de  $p$  iguais a 0,38885 para a liga 70%H/30%I e 0,5257 para a liga 30%H/70%I.

As linhas de tendência mostraram que, em ambos os casos, houve maior repetitividade para as duas ligas, com um valor de  $K_d$  próximo de 70, o mesmo obtido na

deposição da primeira camada. Dessa forma, o valor de Kd permaneceu fixo em 70 para as camadas subsequentes, garantindo a manutenção das características do processo ao longo da deposição multicamada.

Figura 66 - Relação entre D.R.(%) da derivada de descida e o Kd do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I



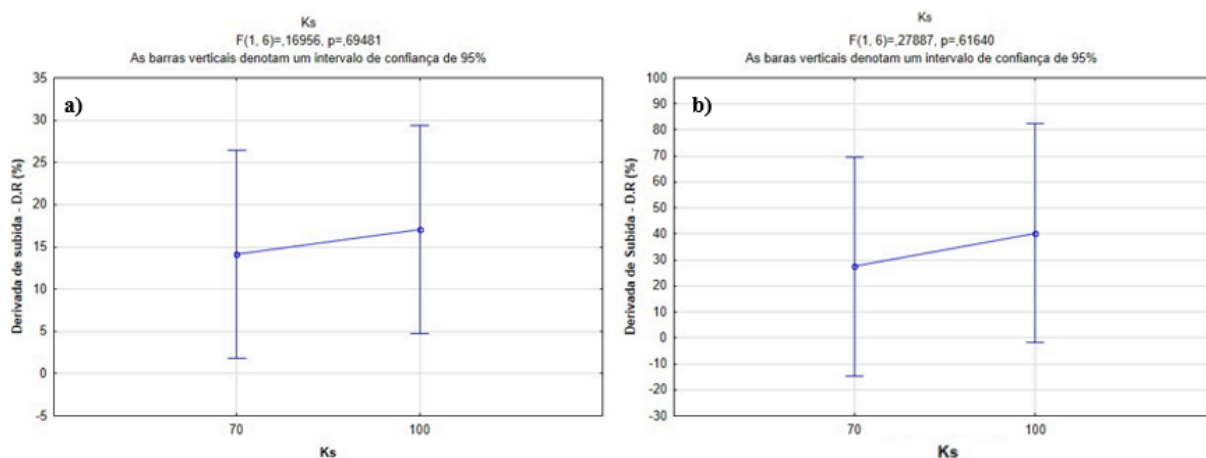
Fonte: Elaboração própria (2025).

O último parâmetro explorado foi a derivada de subida (Ks), cujos resultados estão apresentados na Figura 67. A análise estatística mostrou que não houve relevância estatística para nenhuma das duas ligas, com valores de p iguais a 0,69481 para a liga 70%H/30%I e 0,61640 para a liga 30%H/70%I.

Apesar da ausência de efeito estatístico significativo, os resultados indicaram uma tendência semelhante à observada na primeira camada depositada sobre o substrato de aço carbono. Dessa forma, assim como ocorreu com a derivada de subida (Kd), os parâmetros de Ks não foram modificados para as camadas subsequentes, garantindo a continuidade do processo sem alterações nos valores inicialmente estabelecidos.

Vale destacar que, além dos resultados de Ks e Kd, as análises de outras variáveis do processo, como o período de curto-circuito e o período de arco, também seguiram a mesma tendência e podem ser encontradas no ANEXO B deste trabalho.

Figura 67 – Relação entre D.R.(%) da derivada de subida e o Ks do níquel sobre níquel para a a) liga 70%H/30%I B) liga 30%H/70%I

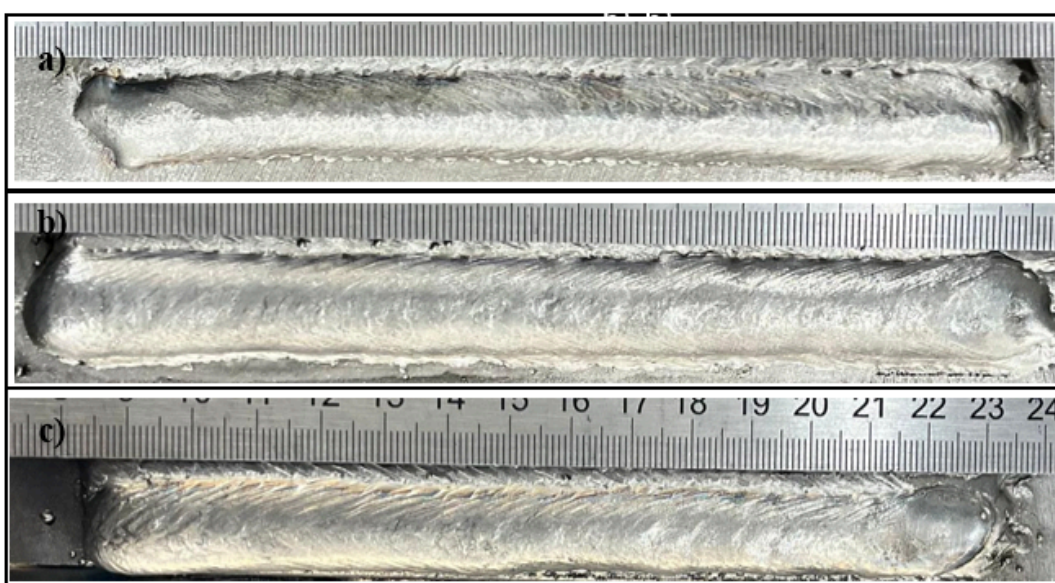


Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 68 apresenta as imagens dos cordões utilizados na confecção das camadas subsequentes. Cabe destacar que os parâmetros de disposição entre os eletrodos, previamente definidos na primeira camada, foram mantidos para esta etapa do processo.

Além disso, assim como observado nos casos anteriores, os cordões apresentaram boas características superficiais e geométricas, sem a presença de defeitos visíveis. Isso reforça a consistência dos parâmetros estabelecidos, garantindo a qualidade da deposição nas camadas subsequentes.

Figura 68 – Cordões usados para a produção das três ligas nas camadas posteriores a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

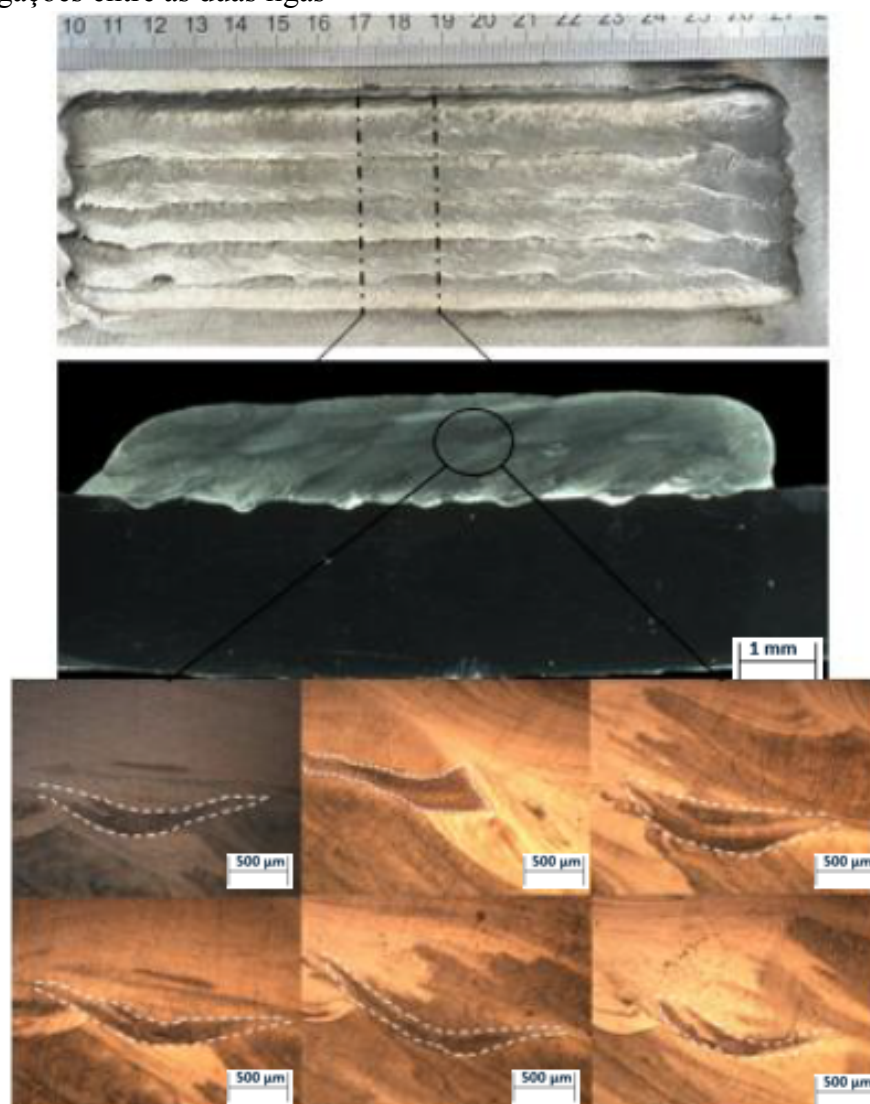
### ***5.1.7 Influência da distância entre os eletrodos na mistura entre as ligas***

Antes da produção de revestimentos definitivos para a confecção das três ligas usando os melhores parâmetros explorados até aqui, foi avaliada uma variável específica do processo de duplo arame para analisar a ocorrência de macrossegregação ao utilizar essas duas ligas em particular: a distância entre os eletrodos. Como mencionado anteriormente, o objetivo deste estudo é viabilizar a aplicação do duplo arame na produção de ligas *in situ*, garantindo alto grau de mistura, boas propriedades mecânicas e um custo-benefício otimizado devido ao uso simultâneo de dois arcos elétricos.

A Figura 69 apresenta a soldagem de revestimento com duas camadas, utilizando exclusivamente a liga 50%H/50%I para essa análise, bem como as respectivas macrografias do metal de solda, obtidas por microscopia óptica após o ataque químico. Nesse experimento, foi adotada uma distância de 15 mm entre os eletrodos.

É importante ressaltar que, para esta avaliação, o parâmetro foi analisado de forma isolada, ou seja, não foi utilizado o tecimento, uma vez que esse foi o fator que apresentou a maior influência na homogeneização das ligas nos ensaios anteriores. Observa-se que, para essa distância entre os eletrodos, houve a formação de macrossegregações, comportamento semelhante ao relatado nos trabalhos de Santiago (2018) e Barreto (2018).

Figura 69 – Influência da distância entre os eletrodos de 15 mm na formação de macrossegreações entre as duas ligas



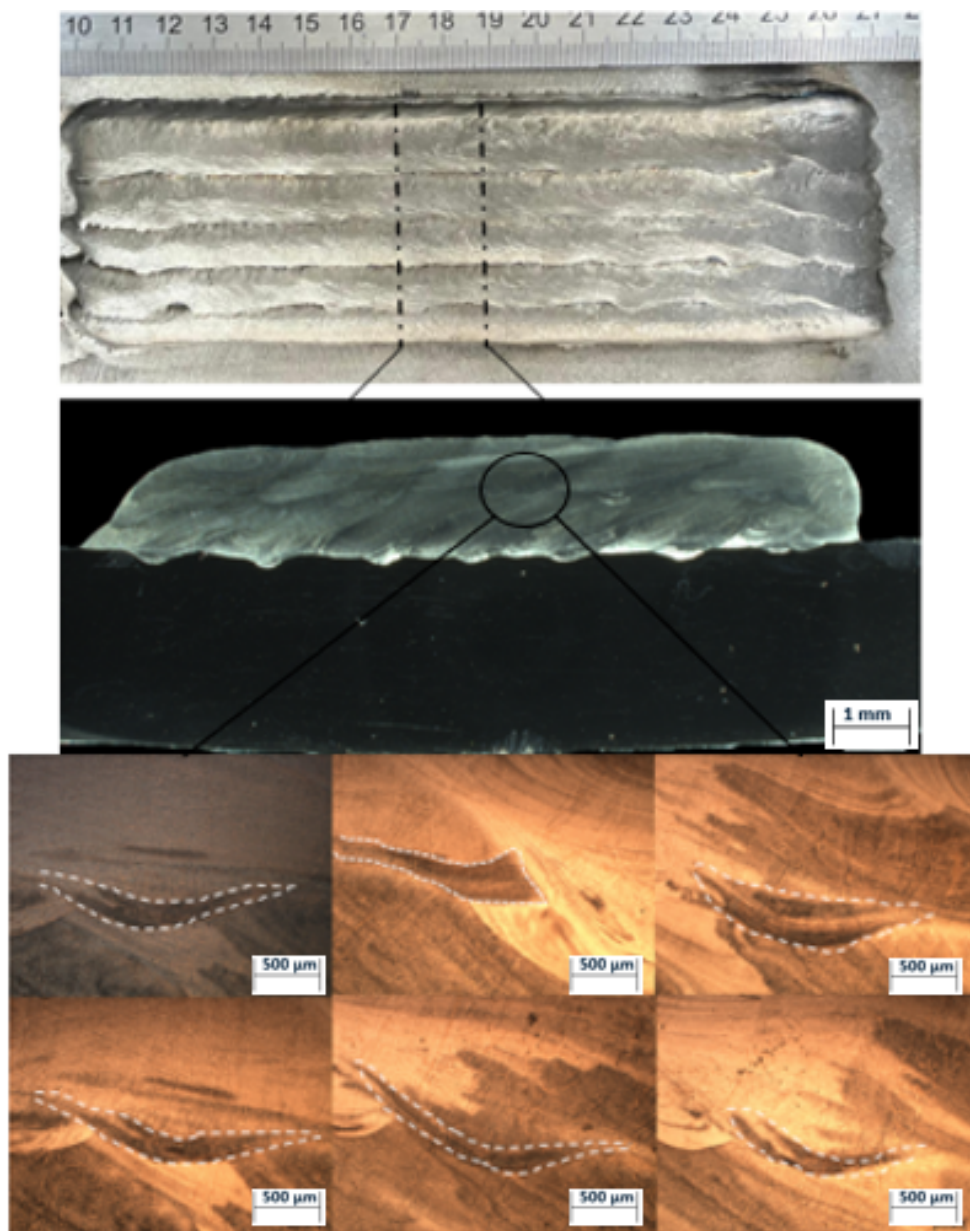
Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 70 apresenta o mesmo procedimento de soldagem de revestimento, porém com macrografias obtidas para uma distância entre os eletrodos de 8 mm. Apesar da redução da distância, as imagens evidenciam a presença de regiões com falta de mistura entre os passes, indicando que a variação desse parâmetro não teve influência significativa na formação de macrossegreações.

Os resultados demonstram que, independentemente da distância utilizada seja 15 mm ou 8 mm, a ocorrência de macrossegreações permanece presente, sugerindo que esse fator não é determinante para a promoção da mistura entre as ligas. Dessa forma, a escolha da distância entre os eletrodos pode ser feita com base em outros critérios operacionais e de

estabilidade do processo. No presente trabalho, optou-se pela distância de 8 mm para a confecção das ligas.

Figura 70 – Influência da distância entre os eletrodos de 8 mm na formação de macrossegreações entre as duas ligas

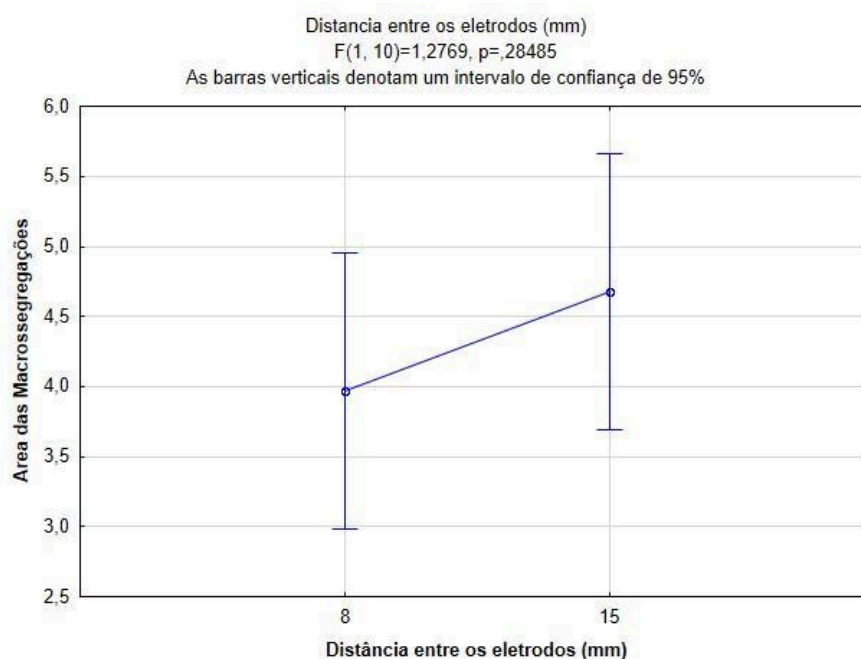


Fonte: Elaboração própria (2025).

A influência da distância entre os eletrodos na formação de macrossegreações foi avaliada por meio da análise das áreas segregadas com auxílio do software *ImageJ*. A Figura 71 apresenta os resultados estatísticos obtidos para cada condição de distância avaliada. Contudo, mesmo após a quantificação das áreas segregadas, não foi possível identificar efeito

significativo desse parâmetro, já que o valor de  $p$  obtido foi de 0,284. Esse resultado indica que a distância entre os eletrodos não exerce influência relevante sobre a formação das macrosegregações, as quais se mantiveram presentes e com áreas semelhantes em todas as condições testadas.

Figura 71 – Análise estatística relacionando as distancias entre os eletrodos e as áreas das macrosegregações



Fonte: Elaboração própria (2025).

Mesmo que a variação da distância entre os eletrodos não tenha eliminado a ocorrência de macrosegregações, algumas considerações importantes podem ser feitas a partir dessa análise. A avaliação desse parâmetro específico do processo de soldagem com duplo arame mostrou que, dentro da faixa estudada (8 mm e 15 mm), a distância entre os eletrodos não teve impacto estatisticamente significativo na redução ou eliminação das macrosegregações.

Inicialmente, supôs-se que, quanto maior a distância entre os eletrodos, maior a possibilidade de formação de duas poças de fusão independentes. Especificamente, na distância de 15 mm, quase o dobro de 8 mm, essa separação poderia favorecer a solidificação sequencial das ligas, em que uma se solidificaria primeiro e a outra seria depositada posteriormente, preenchendo a poça de fusão com metal líquido. Tal cenário, teoricamente,

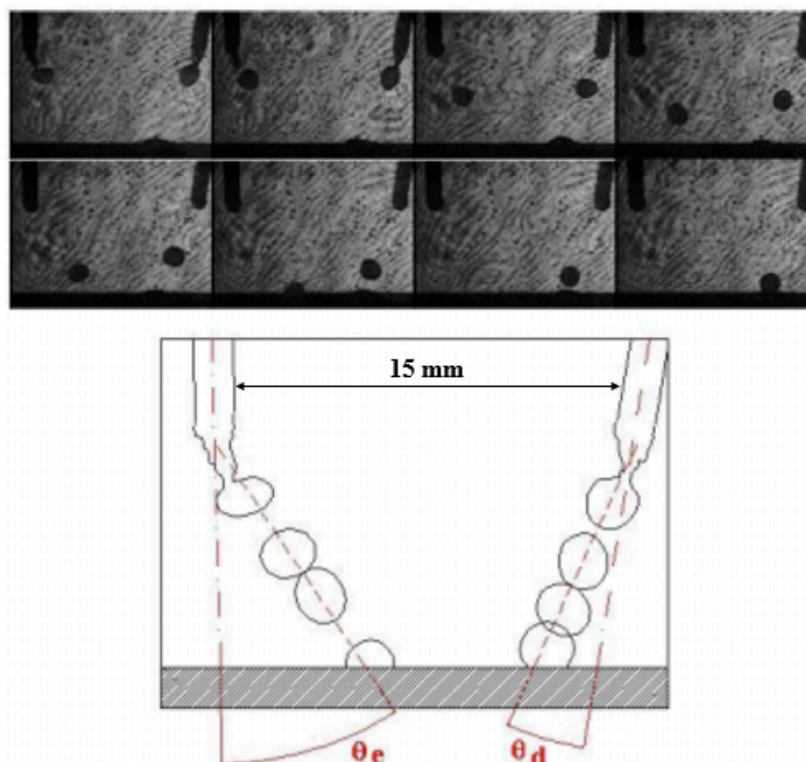
resultaria em má distribuição dos elementos químicos, favorecendo a ocorrência de macrossegregações.

No entanto, é importante destacar que os resultados experimentais não confirmaram essa hipótese. As macrossegregações formaram-se de maneira semelhante nas duas condições, o que sugere que a faixa de distância avaliada pode não ter sido suficiente para promover alterações relevantes no processo de mistura. Assim, não é possível afirmar que distâncias menores (por exemplo, 6 mm ou 4 mm) ou maiores que 15 mm não poderiam apresentar resultados distintos. O fator limitante para a escolha da distância mínima de 8 mm esteve relacionado à necessidade de manter a estabilidade dos arcos e evitar curtos indesejados, garantindo a execução controlada do processo.

Outro ponto importante é que o fenômeno analisado por Motta (2002) pode ser relacionado com este processo também. Segundo o autor, a interação eletromagnética entre os arcos influencia a estabilidade do arco e a transferência metálica, mas não necessariamente a homogeneização química. Ainda assim, no contexto deste trabalho, esse comportamento pode até atuar de forma positiva, uma vez que a deflexão dos arcos e a aceleração das gotas em direção à região central da poça tendem a favorecer a mistura. Esse efeito é ilustrado esquematicamente na Figura 72, em que as trajetórias das gotas variam segundo os ângulos  $\theta_e$  e  $\theta_d$ .

Dessa forma, pode-se concluir que, dentro dos limites analisados, a distância entre os eletrodos não foi um fator determinante para a redução da macrossegregação. Entretanto, não se descarta a possibilidade de que outras configurações geométricas, fora da faixa testada, possam influenciar a homogeneização da poça de fusão.

Figura 72 – Deposição da gota metálica através da deflexão magnética entre os dois arcos



Fonte: Adaptado de Motta (2002)

Mesmo que a variação da distância entre os eletrodos não tenha eliminado a ocorrência de macrossegregações, algumas considerações importantes podem ser feitas. Os resultados mostraram que, mesmo em uma distância relativamente grande de 15 mm, ainda houve interação entre os arcos e a formação de uma única poça de fusão, o que impediu a solidificação sequencial e a formação de duas poças independentes. Esse comportamento está em conformidade com a literatura, pois a formação de duas poças de fusão separadas só seria esperada em distâncias significativamente maiores, onde não haveria interação eletromagnética entre os arcos — um cenário pouco comum na soldagem com duplo arame.

No entanto, é importante ressaltar que os dados obtidos neste trabalho não são suficientes para afirmar de forma definitiva que a distância entre os eletrodos não influencia a formação de macrossegregações em todas as condições. A faixa testada (8 mm e 15 mm) pode não ter sido ampla o bastante para revelar variações mais expressivas. Distâncias menores, como 6 mm ou 4 mm, poderiam gerar comportamentos diferentes, assim como valores muito superiores a 15 mm. O limite inferior de 8 mm foi adotado em função da necessidade de manter a estabilidade dos arcos e evitar curtos indesejados, garantindo a execução controlada do processo.

Assim, os resultados sugerem que, dentro das condições analisadas, a distância entre os eletrodos não foi determinante para reduzir a ocorrência de macrosegregações. Isso indica que o problema pode estar menos relacionado ao parâmetro geométrico em si e mais à interação específica entre as ligas utilizadas. Dessa forma, a solução para minimizar esse efeito está possivelmente na adoção de técnicas de soldagem que otimizem a homogeneização da mistura metálica, como o controle refinado da transferência metálica e a aplicação adequada de de tecimento.

Além disso, os resultados obtidos estão alinhados com a literatura, que aponta a diferença de densidade entre as ligas como um fator que pode influenciar a formação dessas regiões segregadas. Santiago (2018) e Barreto (2018) basearam suas análises no modelo proposto por Garcia (2006), que discute o impacto da densidade dos materiais na segregação durante a solidificação, análise esta que foi abordado no referencial teórico deste trabalho.

Os estudos desses autores demonstraram que as regiões com menor grau de mistura apresentaram um maior percentual de elementos característicos da liga Hastelloy C-276, o que levou Barreto (2018) a denominar essas áreas como "zonas H", associando-as diretamente à presença dessa liga.

Nas análises realizadas para as três ligas deste estudo, independentemente da variação de velocidade de deposição, os dados de solidificação indicaram que a liga Hastelloy C-276 possui uma faixa de solidificação mais estreita do que a liga Inconel 625. Além disso, simulações realizadas por Santiago (2018) mostraram que a Hastelloy C-276 possui maior densidade do que todas as ligas analisadas.

Com base no modelo de Garcia (2006), entende-se que, durante o processo de soldagem, a liga Hastelloy C-276 tende a se deslocar para a parte inferior da poça de fusão, devido à sua maior densidade em relação aos demais materiais fundidos. Nessa região, o material sofre menor influência das forças de convecção e, como a Hastelloy C-276 solidifica mais rapidamente do que o Inconel 625, ela acaba ficando estagnada no fundo do cordão, resultando na formação das macrosegregações observadas.

## **5.2 Soldagem de Revestimentos para a produção das ligas**

Após a definição dos melhores parâmetros de soldagem e a aplicação de técnicas para aumentar a homogeneidade da mistura entre as ligas, iniciou-se a etapa de produção das ligas propriamente ditas. Esse processo foi realizado por meio da soldagem por revestimento em multicamadas, seguindo um conceito semelhante ao da manufatura aditiva. No entanto,

diferentemente da manufatura aditiva tradicional onde se busca uma geometria de um corpo específico, o objetivo deste trabalho foi demonstrar a viabilidade do processo de soldagem com duplo arame não apenas em termos de produtividade, mas também como uma técnica eficaz para a produção in situ de ligas metálicas, sem a necessidade de processos mais demorados, como a fundição.

Um dos principais desafios da soldagem de revestimento para a produção de ligas pelo para o caso de estudo deste trabalho é garantir a homogeneidade química do material depositado. A técnica explorada neste estudo mostrou-se promissora nesse aspecto, tornando-se uma alternativa viável para aplicações industriais.

A Figura 73 apresenta a soldagem da primeira camada de cada uma das três ligas produzidas. De maneira geral, todas as ligas apresentaram um excelente acabamento superficial, sem a presença de defeitos visuais ou trincas de solidificação, demonstrando a viabilidade técnica do processo e a eficiência dos parâmetros adotados, os resultados encontrados estão parecidos com as soldagens de revestimentos obtidas com na literatura, Aguiar (2010), Silva (2010), Miranda (2014) e Pessoa (2014).

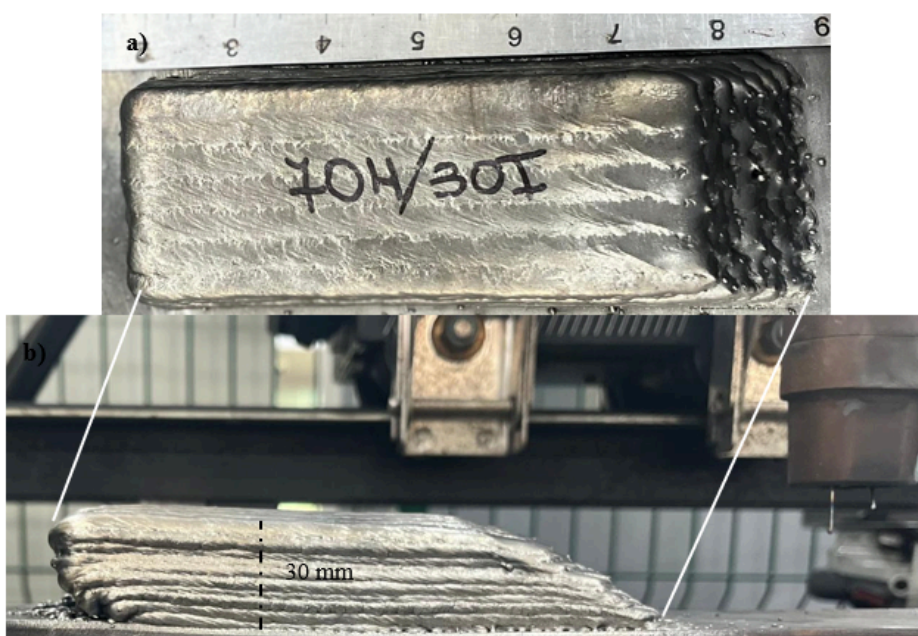
Figura 73 – Soldagens de revestimentos de uma camada para as três ligas a) 50%H/50%I b) 70%H/30%I c) 30%H/70%I



A Figura 74 apresenta a soldagem em almofada realizada para uma das ligas, destacando uma imagem da seção longitudinal para indicar a altura final obtida ao término do processo. Observa-se que a soldagem resultou em um bom acabamento superficial, confirmando a estabilidade do processo.

Embora a imagem exiba apenas uma das ligas, o mesmo procedimento foi reproduzido para as outras duas, garantindo a repetibilidade do processo. A altura final das camadas obtidas foi aproximadamente 30 mm, com um total de oito camadas por liga para a sua confecção. O processo de deposição seguiu o mesmo padrão para todas as ligas, uma vez que as velocidades de alimentação dos arames foram mantidas constantes. Além disso, houve um cuidado específico para que a quantidade de material adicionado permanecesse uniforme e constante entre as ligas, assegurando a padronização dos revestimentos.

Figura 74 – Representação da soldagem de almofada realizada em uma das ligas para retirada dos corpos de provas, a imagem mostra a almofada produzida para a liga 70%H/30%I

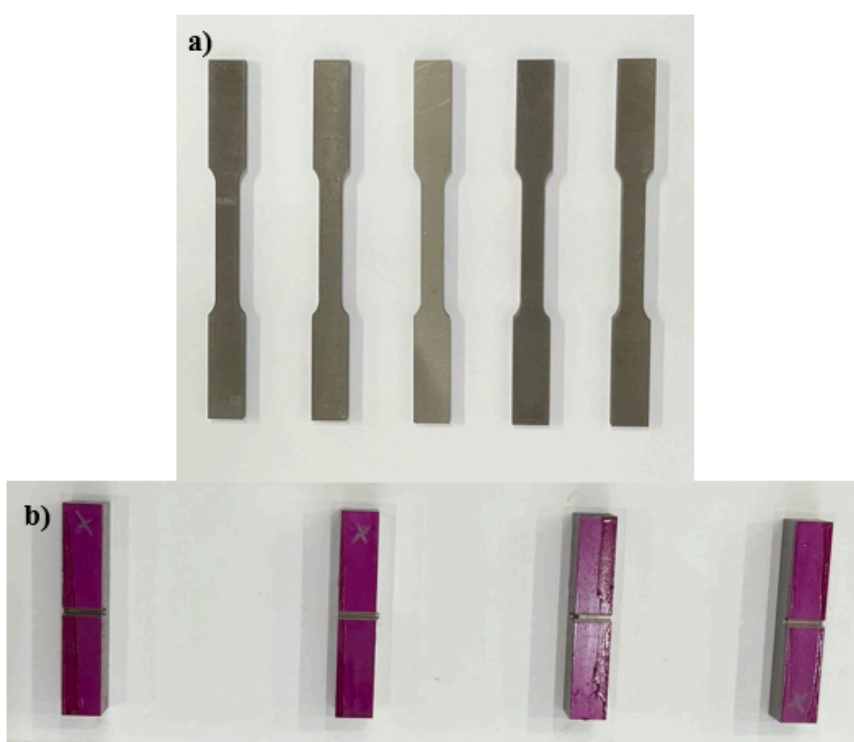


Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 75 apresenta as amostras dos corpos de prova retirados por eletroerosão a fio para a realização dos ensaios de tração e charpy, vale destacar que a posição de retirada dos corpos de prova está detalhada na metodologia. A partir das imagens, é possível realizar uma análise visual da superfície dos cordões de solda depositados para a produção das ligas.

Observa-se que não houve a formação de trincas de solidificação, porosidade ou falta de fusão, características que poderiam comprometer a qualidade dos ensaios mecânicos subsequentes. A ausência dessas discontinuidades indica que os parâmetros de soldagem adotados foram eficazes na obtenção de cordões com boa qualidade, garantindo a adequada fusão e deposição do material.

Figura 75 – Corpos de provas retirados através das soldagens de almofada o meio da eletroerosão a fio a) Tração b) Charpy



Fonte: Elaboração própria (2025).

### ***5.2.1 Análise macrográfica das camadas soldadas com as ligas produzidas***

Após a deposição, uma seção transversal das amostras foi removida para investigação detalhada. O objetivo foi avaliar se, nas regiões de sobreposição entre os cordões de solda, independentemente da camada, ocorreram heterogeneidades químicas, como macrossegregação.

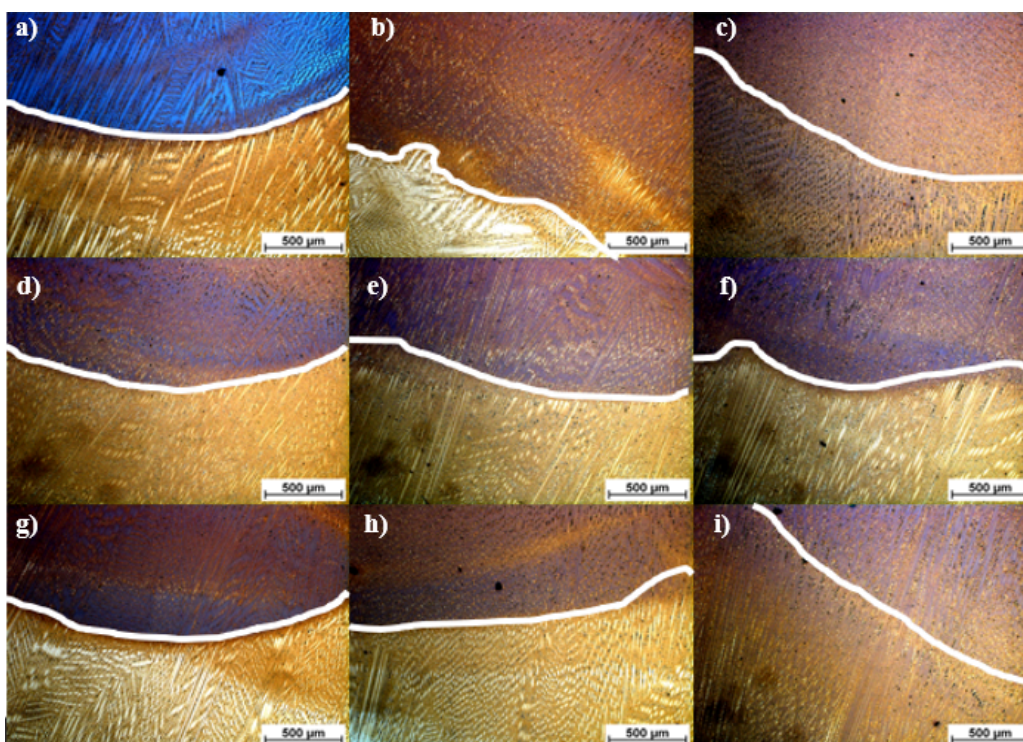
Como a identificação da macrossegregação pode ser relativamente menos complexa por meio da microscopia óptica (MO), foram obtidas imagens das interfaces entre os cordões em uma amostragem de três camadas, garantindo uma análise representativa da homogeneidade do material depositado.

A Figura 76 apresenta as macrografias obtidas das regiões entre os passes da segunda, terceira e quarta camada de soldagem para as três ligas estudadas. Os traços em branco indicam a separação entre os diferentes passes depositados. Observando as imagens, percebe-se que não há diferenças visíveis na coloração das bordas dos cordões adjacentes, o que indica uma transição homogênea entre os passes. Essa característica foi identificada tanto nos cordões isolados da liga 50%H/50%I quanto nas regiões de sobreposição dos passes no revestimento multicamada.

Esse resultado sugere que os problemas de macrossegregação anteriormente observados foram mitigados, principalmente devido às técnicas de soldagem aplicadas neste estudo, com destaque para o tecimento. A análise realizada demonstrou que essa técnica foi estatisticamente eficaz na promoção da mistura homogênea entre as ligas, ao contrário da disposição e da distância entre os eletrodos, que não apresentaram influência significativa nesse aspecto. Embora não tenha sido conduzida uma análise estatística específica para esse parâmetro, a avaliação visual dos resultados, aliada às discussões anteriores, indica que não havia necessidade de uma investigação mais aprofundada sobre esse fator.

No entanto, é importante ressaltar que, apesar dos resultados promissores obtidos neste trabalho, não é possível afirmar com certeza que as mesmas técnicas de soldagem terão o mesmo efeito em outras combinações de ligas “*in situ*”. A aplicabilidade dessas estratégias para diferentes materiais, como aços inoxidáveis, por exemplo, ainda precisa ser investigada. Estudos futuros são recomendados para avaliar se a macrossegregação observada foi um problema específico das ligas utilizadas ou se a aplicação de técnicas adicionais de soldagem será necessária para garantir a homogeneização química em outras composições metálicas.

Figura 76 – Regiões interpasse entre comadas das três ligas produzidas, a) Sobrepasse da primeira camada 50%H/50%I b) Sobrepasse da segunda camada 50%H/50%I c) Sobrepasse da terceira camada 50%H/50%I d) Sobrepasse da primeira camada 70%H/30%I e) Sobrepasse da segunda camada 70%H/30%I f) Sobrepasse da terceira camada 70%H/30%I g) Sobrepasse da primeira camada 30%H/70%I h) Sobrepasse da segunda camada 30%H/70%I i) Sobrepasse da terceira camada 30%H/70%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

Como discutido anteriormente, a utilização do tecimento durante a deposição das ligas demonstrou ser uma estratégia eficaz para reduzir a ocorrência de macrossegregação e promover uma melhor homogeneização da mistura entre os metais depositados.

Embora diversas forças atuem durante o processo de soldagem, promovendo intensa agitação no metal líquido dentro da poça de fusão, a região próxima à linha de fusão pode apresentar fluxo laminar ou até mesmo estagnação, dificultando a completa mistura dos elementos (SAVAGE *et al.*, 1976). Nesse contexto, a aplicação do tecimento influencia diretamente os fenômenos térmicos e fluidodinâmicos da poça de fusão durante a solidificação, favorecendo uma melhor redistribuição dos constituintes da liga ao longo do volume depositado. Essa técnica aumenta o tempo de interação entre os metais líquidos, intensifica o movimento convectivo e melhora a homogeneidade química do material solidificado, tornando-se uma alternativa viável para minimizar os efeitos da segregação durante a deposição das ligas (Campbell, 1981)

O primeiro mecanismo responsável por essa melhora na mistura é o aumento da convecção na poça de fusão. O movimento oscilatório do eletrodo gera um fluxo mais intenso de material fundido dentro da poça, promovendo a redistribuição dos elementos químicos e dificultando a segregação da liga mais densa. Além disso, a oscilação prolonga o tempo de fusão do material, permitindo uma maior difusão dos constituintes antes do início da solidificação, o que favorece uma composição mais homogênea ao longo da camada depositada (Campbell, 1981; Wang, 2021; Li, 2023). Outro fator relevante é a interrupção da solidificação diferenciada das ligas. sem o tecimento, a Hastelloy C-276 tende a se solidificar rapidamente na parte inferior do cordão, formando zonas segregada devido ao seu menor intervalo de solidificação (Santiago, 2018).

É possível inferir, com base na literatura, que a utilização do tecimento promove uma redistribuição térmica mais eficiente na poça de fusão, uma vez que o movimento oscilatório do arco intensifica a convecção no metal líquido, favorecendo a circulação de calor e a homogeneização dos elementos de liga. Essa dinâmica contribui para a redução da formação de regiões segregadas e, conseqüentemente, para uma maior uniformidade química ao longo do revestimento. Tal comportamento está em concordância com os resultados obtidos nos ensaios de cordões isolados, nos quais a aplicação do tecimento demonstrou reduzir de forma significativa as macrossegregações.

### **5.3 Análise da composição química das ligas puras produzidas e microestrutural**

Após a análise detalhada sobre a formação das macrossegregações e a investigação dos fenômenos envolvidos no processo de soldagem, foi possível compreender melhor a origem dessas discontinuidades e avaliar como as técnicas de soldagem poderiam mitigar esse problema nas ligas estudadas. A partir desse entendimento, deu-se início a uma nova etapa do estudo, focada na caracterização das ligas produzidas.

A análise da composição química foi realizada utilizando dois instrumentos distintos: um espectrômetro de emissão óptica e uma pistola de fluorescência de raios X (FRX). O objetivo dessa abordagem não foi apenas comparar os resultados entre os equipamentos, mas também aumentar a confiabilidade e a precisão das medições. No entanto, conforme mencionado anteriormente, não foi possível complementar essa análise com medições por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) devido à indisponibilidade do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Os resultados da composição química das três ligas produzidas são apresentados nas Tabelas 24, 25 e 26, nas quais foram quantificados os seis elementos de maior proporção em cada liga. A análise dos dados indica que, para todas as medições realizadas com ambos os instrumentos, os valores obtidos apresentaram um erro relativo inferior a 7% em relação às composições teóricas calculados através da Equação 04 citado na metodologia, o que é considerado um resultado bastante satisfatório.

Esses achados reforçam a viabilidade do processo de soldagem MIG Duplo Arame para a produção de ligas in situ, demonstrando que a técnica permite a obtenção de composições químicas próximas às desejadas, sem estar restrita a processos convencionais, como fundição. Além disso, evidencia-se uma vantagem significativa em relação ao próprio processo MIG/MAG Duplo Arame, operando com ambos os arames no modo pulsado, com correntes médias distintas, que possui limitações na defasagem entre as correntes dos arames, restringindo variações mais amplas na velocidade de alimentação. No presente estudo, essa flexibilidade foi explorada com sucesso ao utilizar diferentes modos de transferência metálica para as ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I, permitindo um controle mais preciso da deposição e da mistura dos materiais.

Tabela 24 – Composição química da liga 50%H/50%I

Composição da liga Produzida pela soldagem de almofada da liga 50%H/50%I							
Elemento	C-276	625	Teórica	Espectrômetro	Erro (%)	FRX	Erro (%)
Ni	59,04	64,9 6	62	61,79	0,3	61,79	0,3
Cr	14,71	21,3 4	18,02	17,6	2,4	18,90	4,7
Mo	16,92	8,66	12,79	12,6	1,5	12,06	6,1
Fe	4,61	0,91	2,76	2,93	5,7	2,86	3,4
W	3,65	0,15	1,90	1,88	1,5	1,78	6,9
Nb	0,02	3,71	1,87	1,9	1,6	1,87	0,03

Fonte: Elaboração própria (2025).

Tabela 25 – Composição química da liga 70%H/30%I

Composição da liga Produzida pela soldagem de almofada da liga 70%H/30%I							
Elemento	C-276	625	Teórica	Espectrômetro	Erro (%)	FRX	Erro (%)
Ni	59,04	64,96	60,81	60,8	0,02	60,5	0,52
Cr	14,71	21,34	16,69	16,28	2,57	16,88	1,07
Mo	16,92	8,66	14,44	14,32	0,85	14,57	0,87
Fe	4,614	0,91	3,50	3,67	4,54	3,68	4,80
W	3,65	0,15	2,60	2,53	2,74	2,45	6,35
Nb	0,02	3,71	1,13	1,11	1,35	1,07	5,80

Fonte: Elaboração própria (2025).

Tabela 26 – Composição química da liga 30%H/70%I

Composição da liga Produzida pela soldagem de almofada da liga 30%H/70%I							
Elemento	C-276	625	Teórica	Espectrômetro	Erro (%)	FRX	Erro (%)
Ni	59,04	64,96	63,18	62,87	0,49	62,48	1,12
Cr	14,71	21,34	19,35	18,98	1,95	19,94	2,95
Mo	16,92	8,66	11,14	11,48	2,96	10,92	2,01
Fe	4,61	0,91	2,02	2,15	6,26	2,02	0,09
W	3,65	0,15	1,20	1,16	3,82	1,25	3,48
Nb	0,02	3,71	2,60	2,53	3,03	2,44	6,62

Fonte: Elaboração própria (2025).

Os resultados da composição química obtidos para as ligas produzidas neste trabalho estão em conformidade com os reportados por Barreto (2018) e Santiago (2018), que também investigaram a liga 50%H/50%I. No entanto, devido às limitações do processo MIG/MAG Duplo Arame, soldando com corrente pulsada, especialmente no que se refere à sincronização da frequência para a defasagem dos pulsos de corrente, as ligas obtidas pelos referidos autores apresentaram composições finais de 63%H/37%I e 36%H/64%I, divergindo das proporções originalmente desejadas. A principal dificuldade enfrentada foi a necessidade de sincronizar a defasagem dos arcos elétricos para garantir uma deposição estável e homogênea.

A abordagem adotada neste trabalho, que consistiu no uso de modos de transferência metálica distintos para cada arame, surgiu justamente da necessidade de contornar essa limitação. No processo convencional, quando ambos os arames operam no modo pulsado, há uma dependência crítica da defasagem para obter cordões de solda com boa qualidade superficial e geométrica, além da minimização de respingos. Por outro lado, ao empregar modos de transferência diferentes para cada arame (pulsada em um arame e curto-circuito no outro), essa necessidade de sincronização é eliminada, permitindo maior controle sobre a deposição e a composição final da liga. Com os ajustes adequados dos

parâmetros de soldagem, foi possível alcançar composições químicas específicas e mais próximas das proporções desejadas para cada aplicação.

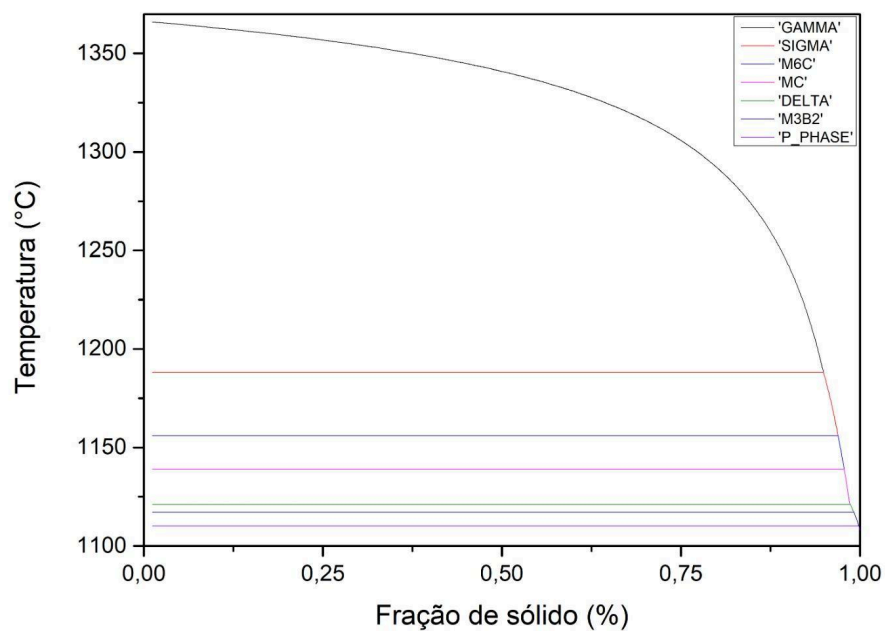
Na literatura, o único trabalho identificado que empregou modos distintos de transferência metálica em um processo MIG/MAG Duplo Arame foi realizado por Caimacan (2015). Entretanto, o autor direcionou sua análise para uma avaliação técnico-econômica do processo em soldagens de passes de enchimento na posição plana, aplicando o modo operacional Curto-Circuito Controlado (CCC) no arame seguidor e o pulsado no arame mestre. Cabe ressaltar que o estudo tratou de soldagem similar, utilizando o mesmo tipo de metal de adição em ambos os eletrodos, não explorando, portanto, a possibilidade de produção de ligas “*in situ*”.

Para uma caracterização metalúrgica básica, baseada nas composições químicas obtidas, foram realizadas simulações termodinâmicas utilizando o software JMatPro para gerar os diagramas de solidificação Scheil-Gulliver. O objetivo dessas simulações foi compreender as rotas de solidificação de cada liga e identificar as temperaturas nas quais ocorrem diferentes transformações microestruturais, incluindo a formação de precipitados.

No caso específico da liga 50%H/50%I, Santiago (2018) realizou uma simulação semelhante utilizando o software Thermo-Calc®. Para fins de comparação, este trabalho também realizou a simulação dessa liga, permitindo uma análise mais abrangente dos resultados.

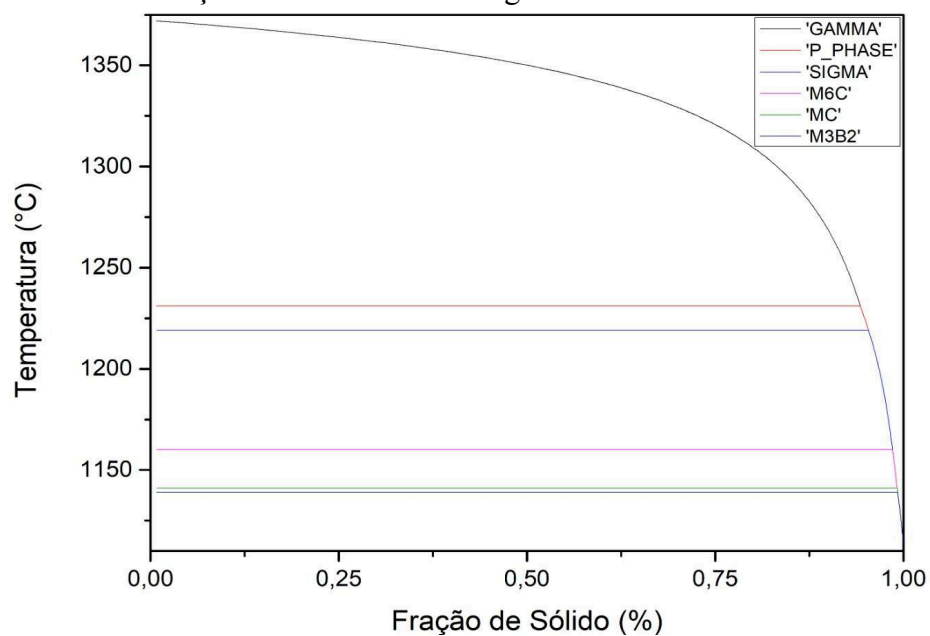
As Figuras 77, 78 e 79 apresentam os diagramas de solidificação obtidos para cada uma das ligas produzidas, fornecendo informações essenciais sobre o comportamento térmico e a evolução microestrutural durante a solidificação.

Figura 77 – Simulação termodinâmica da liga 50%H/50%I



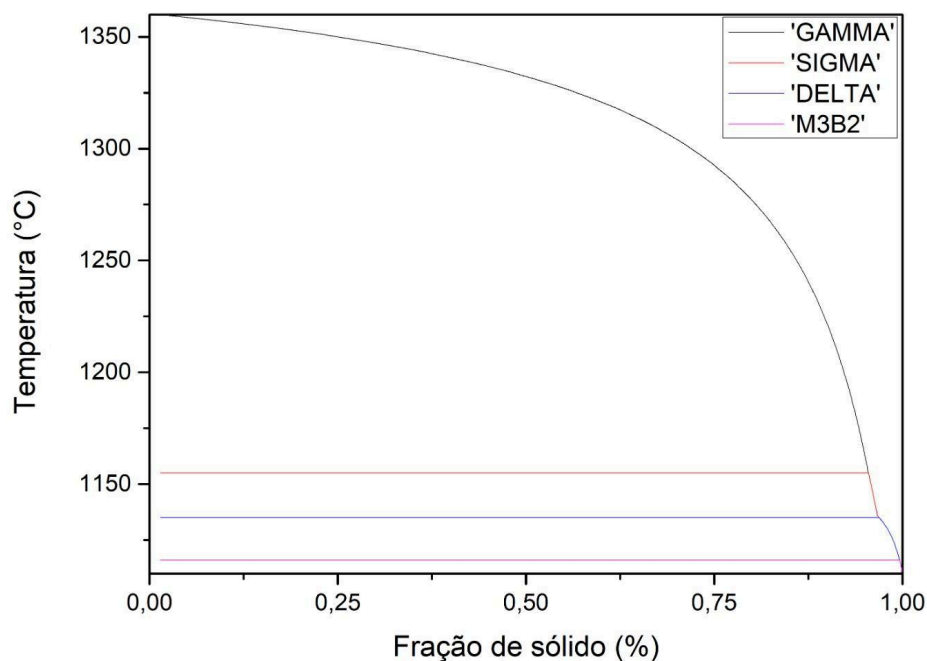
Fonte: Elaboração própria (2025).

Figura 78 – Simulação termodinâmica da liga 70%H/30%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

Figura 79 – Simulação termodinâmica da liga 30%H/70%I



Fonte:

Fonte: Elaboração própria (2025).

Com base nos resultados obtidos nos diagramas de solidificação, observa-se que todas as ligas apresentam uma matriz predominantemente austenítica ( $\gamma$ ), acompanhada da formação de fases secundárias ao longo do processo de solidificação. Os precipitados identificados são ricos em Mo, Cr, W e Nb, elementos que possuem elevada afinidade com o carbono, favorecendo a formação de carbonetos do tipo MC.

Embora este trabalho não tenha realizado uma caracterização metalúrgica detalhada das ligas produzidas, estudos anteriores de Barreto (2018) e Santiago (2018) investigaram ligas com composições químicas similares. Segundo esses autores, não foi observada a precipitação da fase laves com alta participação de nióbio, conforme descrito na literatura para a liga Inconel 625. Em vez disso, os precipitados predominantes foram carbonetos de nióbio contendo titânio, além da identificação da fase P e nitreto de titânio.

Com base nas análises realizadas por Santiago (2018), a autora propôs uma rota de solidificação para as ligas estudadas, a qual pode ser considerada como referência para as ligas deste trabalho, uma vez que apresentam composições químicas próximas. No entanto, é importante destacar que, dependendo da liga e das condições de processamento, algumas fases previstas por cálculos termodinâmicos, como os obtidos via Thermo-Calc, podem não se manifestar experimentalmente, seja em razão das elevadas taxas de resfriamento do processo

de soldagem, seja por limitações cinéticas de difusão. Assim, a sequência de solidificação deve ser interpretada como uma tendência, sendo que a principal diferença entre as ligas analisadas provavelmente está associada às temperaturas de formação e estabilidade dos precipitados, influenciadas pelas variações na composição química.



Com base nas simulações termodinâmicas obtidas, foi possível determinar o intervalo de solidificação de cada liga, conforme apresentado na Tabela 27. A partir dessas simulações, também foi possível extrair um parâmetro crítico para as ligas estudadas: o Bridging Temperature Range (BTR). Esse parâmetro representa a faixa de temperatura durante a solidificação em que o material permanece parcialmente sólido e, portanto, suscetível à formação de trincas de solidificação.

O BTR foi determinado com base na diferença entre a temperatura correspondente a 80% da solidificação ( $T(0,8)$ ) e a temperatura de término da solidificação ( $T(1,0)$ ). Esse intervalo é fundamental na soldagem, pois influencia diretamente a susceptibilidade do material a defeitos metalúrgicos, como trincas a quente e segregação de elementos de liga.

Os resultados indicam que a liga composta por 70% Hastelloy C-276 e 30% Inconel 625 apresentou o maior BTR (196 °C), sugerindo uma maior vulnerabilidade a falhas durante a solidificação. Esse comportamento pode estar relacionado à presença de elementos de baixa solubilidade, que prolongam a zona pastosa e favorecem a formação de discontinuidades estruturais. Dessa forma, essa liga requer um controle mais rigoroso dos parâmetros térmicos para minimizar a ocorrência de defeitos metalúrgicos.

A liga com 50% Hastelloy C-276 e 50% Inconel 625 apresentou um BTR intermediário (184 °C), o que indica um comportamento de solidificação menos crítico em comparação à liga com maior teor de Hastelloy C-276. No entanto, ainda é necessário um controle rigoroso dos parâmetros de soldagem para reduzir a formação de trincas e garantir a homogeneidade da liga.

Por outro lado, a liga composta por 30% Hastelloy C-276 e 70% Inconel 625 apresentou o menor BTR (165 °C), demonstrando maior estabilidade durante a solidificação. A menor faixa crítica de temperatura sugere uma transição mais suave do estado líquido para o sólido, reduzindo a probabilidade de trincas a quente. Esse comportamento pode estar relacionado à maior proporção de Inconel 625 na composição, que favorece a

homogeneização dos elementos de liga e minimiza as diferenças de solubilidade durante a solidificação.

Dessa forma, os resultados indicam que a liga com maior proporção de Inconel 625 apresenta menor risco metalúrgico, sendo a mais favorável para aplicação sem a necessidade de tratamentos pós-soldagem. Já a liga com maior proporção de Hastelloy C-276 demanda uma análise mais detalhada dos parâmetros operacionais para garantir a integridade do material produzido.

É importante destacar que o trabalho de Santos (2020) não tratou da soldagem de ligas puras, mas sim de uniões dissimilares envolvendo Inconel 625, Hastelloy C-276 e aço. Essa diferença de configuração possui implicações práticas significativas, uma vez que a diluição com o aço altera de forma substancial a solidificação do cordão, podendo favorecer a formação de fases frágeis, modificar a segregação de elementos de liga e aumentar a suscetibilidade a trincas. Portanto, os resultados desse estudo não podem ser extrapolados diretamente para a soldagem entre ligas de níquel, devendo ser interpretados com cautela.

Ainda assim, os achados de Santos (2020) indicaram que o metal de adição Hastelloy C-276 apresenta pior soldabilidade em comparação ao Inconel 625, o que corrobora parcialmente as tendências observadas nas simulações deste trabalho. Nesse sentido, recomenda-se que futuras investigações explorem de maneira mais detalhada a soldabilidade dessas ligas em uniões similares, por exemplo, por meio do ensaio Trans-Varestraint, que permitiria avaliar com maior precisão a suscetibilidade à trinca a quente e outros defeitos associados à solidificação.

Tabela 27 – Intervalos e Solidificação de cada liga e seus respectivos intervalos de fragilização

Liga	Ti	Tf	$\Delta T$	T (0,8)	T (1,0)	BTR
50%H/50%I	1383	1108	275	1292	1108	184
70%H/30%I	1372	1113	259	1309	1113	196
30%H/70%I	1360	1111	249	1276	1111	165

Fonte: Elaboração própria (2025).

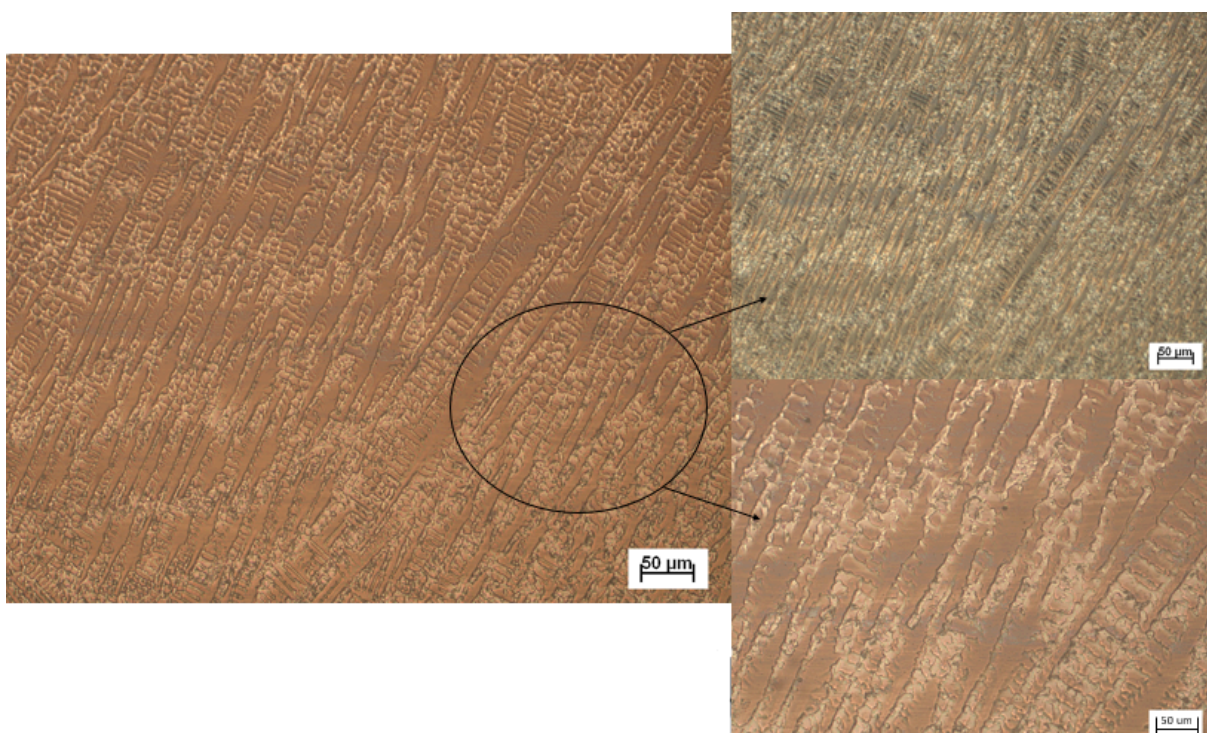
A caracterização metalúrgica das soldas foi focada na análise microestrutural da região do metal de solda. A Figura 88 ilustra a microestrutura típica das ligas formadas. Nas três ligas in situ obtidas por meio do processo MIG/MAG duplo arame, com alimentação simultânea das ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276, verificou-se que a matriz do metal de

solda apresenta predominantemente uma fase sólida rica em níquel, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC).

Estudos anteriores, como os de Barreto (2018) e Santiago (2019), identificaram a presença de fases secundárias nas regiões interdendríticas por meio de análises em microscopia eletrônica de varredura (MEV). Considerando a semelhança na composição química das ligas produzidas neste trabalho, espera-se um comportamento microestrutural semelhante, o que aponta uma necessidade de estudos futuros de uma abordagem mais detalhadas da presença destas fases e quantificação das mesmas.

Além disso, os modos de solidificação identificados foram do tipo celular dendrítico e colunar dendrítico, comportamentos típicos para esse tipo de liga. A Figura 80 ilustra a microestrutura da liga 70%H/30%I, onde essas características são evidentes. Esse mesmo padrão de solidificação foi observado nas outras duas ligas produzidas.

Figura 80 – Microestruturas da 70%H/30%I



Fonte: Elaboração própria (2025).

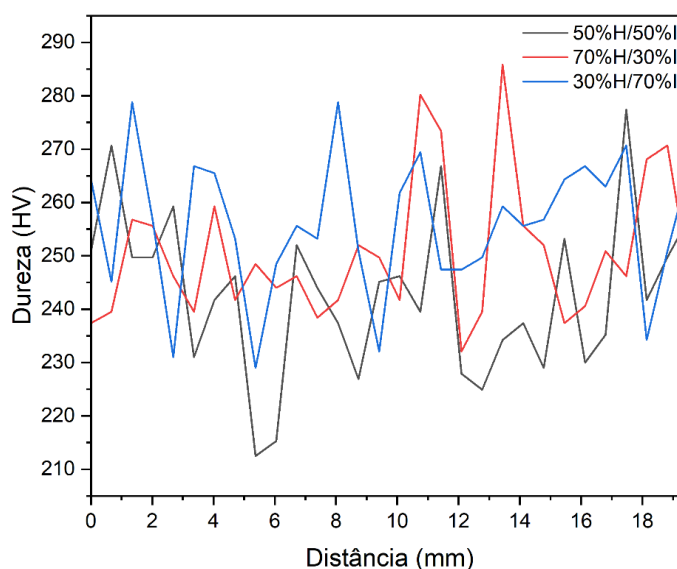
## 5.4 Análise das propriedades mecânicas das ligas

### 5.4.1 Ensaios de Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram realizados nas mesmas amostras utilizadas para a análise da composição química, sendo extraídos corpos de prova da camada mais superficial do revestimento. O objetivo dessa abordagem foi avaliar exclusivamente a microdureza da liga depositada, sem influência do metal de base, garantindo assim a análise da mistura efetiva entre as ligas.

Para cada liga, foi realizado um perfil de microdureza contendo 30 medições individuais. A Figura 81 apresenta os gráficos com os valores obtidos para as três ligas estudadas. Observa-se que, em todas as amostras, há variações consideráveis nos valores de microdureza, com regiões exibindo tanto valores elevados quanto reduzidos. Essa dispersão pode estar associada à presença de precipitados, que, dependendo da sua composição química e distribuição, podem influenciar significativamente a resposta mecânica da liga, resultando em oscilações nos valores de dureza medidos.

Figura 81 – Perfil de microdureza realizados nas 03 ligas puras



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Tabela 28 apresenta os valores extremos obtidos nos perfis de microdureza para cada uma das ligas "in situ" produzidas. Os valores variaram em torno de 212 HV para a liga

50%H/50%I e 286 HV para as ligas 70%H/30%I e 30%H/70%I. Comparando com a literatura, Pessoa (2014) obteve valores extremos entre 200 e 260 HV porém esses valores podem ter sido influenciados pela diluição com o metal de base já que não foram usadas soldagens em camadas, enquanto Barreto (2018) registrou variações entre 206 e 338 HV na produção de ligas similares.

Em todos os casos analisados por esses autores, os valores médios de dureza ultrapassaram 260 HV, o que diverge dos resultados encontrados neste estudo. Aqui, o maior valor obtido foi aproximadamente 255 HV, sugerindo que fatores como diferenças na microestrutura, distribuição de precipitados e condições térmicas durante a solidificação podem ter influenciado a dureza final das ligas produzidas, para esse estudo existe uma necessidade de uma abordagem mais aprofundada em termos de quantificação de fases e análises microestrutural para ter uma explicação de uma análise mais conclusiva.

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza das ligas produzidas indicam uma correlação direta entre a composição química e a dureza média medida. A liga 50%H/50%I apresentou uma dureza média de 242 HV, enquanto a liga 70%H/30%I obteve o menor valor, com 232 HV. Por outro lado, a liga 30%H/70%I, que contém a maior proporção de Inconel 625, registrou o maior valor de dureza média, 255 HV. Essa tendência sugere que a presença de maiores teores de níquel (Ni) e cromo (Cr), provenientes do Inconel 625, contribui significativamente para o aumento da dureza do material.

O níquel (Ni) e o cromo (Cr) influenciam a dureza das ligas por meio de dois mecanismos principais: endurecimento por solução sólida e formação de precipitados duros. O endurecimento por solução sólida ocorre quando átomos de diferentes tamanhos se dissolvem na matriz metálica, distorcendo a rede cristalina e dificultando o movimento das discordâncias, o que aumenta a resistência mecânica (TANCRED *et al.*, 2003). No caso do Inconel 625, o alto teor de níquel estabiliza a fase austenítica, tornando a estrutura mais resistente à deformação plástica.

Além disso, o cromo (Cr), em combinação com elementos como molibdênio (Mo) e nióbio (Nb), favorece a formação de carbonetos e fases intermetálicas endurecedoras, que atuam como barreiras ao movimento das discordâncias, aumentando a dureza do material (Fleisher, 1963). Esse efeito é particularmente evidente na liga 30%H/70%I, que contém uma proporção maior de Inconel 625, promovendo uma maior formação dessas fases e justificando os valores mais elevados de microdureza observados nessa amostra.

Adicionalmente, Silva (2010), ao realizar análises metalúrgicas na liga Inconel 625 depositada por soldagem de revestimento, identificou que o Cr é o único elemento que

permanece constantemente distribuído desde a matriz até os precipitados formados. Os demais elementos sofrem uma significativa redução de concentração no interior dessas fases, reforçando o papel fundamental do cromo na estabilidade e no endurecimento do material. Por outro lado, a liga 70%H/30%I, que apresenta maior proporção de Hastelloy C-276, obteve a menor microdureza média. Isso pode ser atribuído ao menor teor de cromo e nióbio na sua composição, resultando em uma menor quantidade de carbonetos e, conseqüentemente, em uma menor resistência mecânica. Já a liga 50%H/50%I apresentou um valor intermediário de microdureza, refletindo sua composição balanceada entre os dois sistemas de liga.

Dessa forma, os resultados confirmam que a composição química das ligas "in situ" produzidas exerce influência direta na microdureza final do material, e que o uso do Inconel 625, com seu elevado teor de Níquel e Cromo, contribui significativamente para o aumento da dureza, tornando a liga mais resistente.

Tabela 28 – Valores obtidos através dos Ensaio de Microdureza

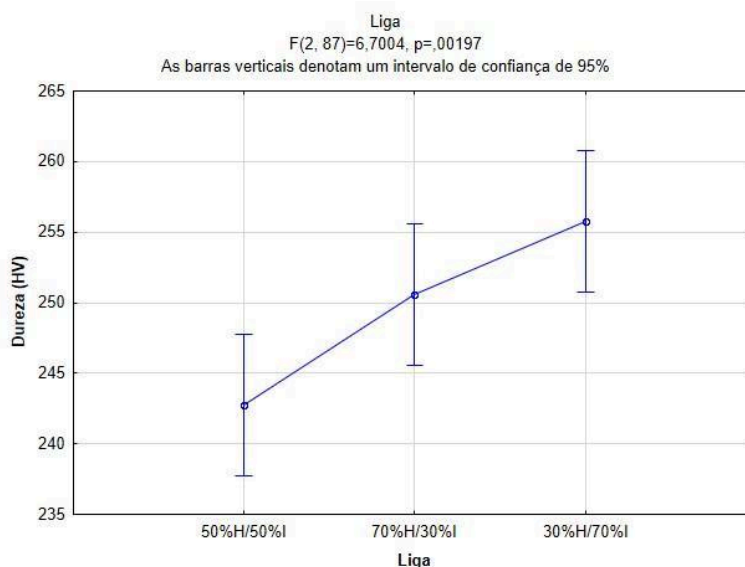
Liga	Menor Valor (HV)	Maior Valor (HV)	Média (HV)
50%H/50%I	212	277	242
70%H/30%I	251	286	232
30%H/70%I	229	279	255

Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 82 apresenta os valores médios e dispersão dos valores de microdureza para cada liga produzida. Os resultados indicam que houve relevância estatística entre as amostras, com um valor de  $p = 0,00197$ , reforçando ainda mais as diferenças nas médias de microdureza devido à variação na composição química das ligas. A distribuição de elementos-chave, como níquel, cromo, molibdênio e nióbio, desempenha um papel crucial na influência das propriedades mecânicas do material, justificando as diferenças observadas.

Em comparação com outros estudos, Barreto (2018) analisou ligas produzidas pelo processo MIG/MAG Duplo Arame e, embora suas composições fossem próximas com a deste trabalho, o autor não identificou relevância estatística entre os valores de microdureza obtidos. Já Santiago (2018) encontrou diferenças estatisticamente significativas nos valores de microdureza em seu estudo, porém, isso pode ser atribuído à aplicação de tratamento térmico de envelhecimento usado pela autora, que promove transformações metalúrgicas e influencia diretamente o comportamento mecânico das ligas.

Figura 82 – Análise de Variância das ligas em relação e dureza



Fonte: Elaboração própria (2025).

#### 5.4.2 Ensaios de impacto

A Tabela 29 apresenta os resultados da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para cada liga produzida. Os valores médios obtidos foram 147,3 J para a liga 50%H/50%I, 144,7 J para a liga 70%H/30%I e 157,2 J para a liga 30%H/70%I. Os ensaios foram realizados à temperatura de  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Observa-se que a liga com maior percentual de Inconel 625 (30%H/70%I) apresentou a maior energia absorvida, indicando uma maior capacidade de absorção de impacto antes da fratura.

Os valores obtidos neste estudo são comparáveis aos resultados apresentados por Barreto (2018), que realizou ensaios nas mesmas condições experimentais, obtendo valores próximos aos verificados neste trabalho. Além disso, Silva (2018) produziu soldas utilizando a liga Inconel 625, submetendo as amostras ao ensaio Charpy em temperatura  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e os resultados encontrados ficaram em torno de 150 J, um valor muito próximo ao obtido para a liga 30%H/70%I, que possui maior proporção de Inconel 625. Infelizmente devido as limitações da máquina de Charpy não foi possível realizar os ensaios instrumentados para a obtenção das curvas Força vs Deflexão

Tabela 29 – Resultados de Energia absorvida (J) para cada liga a partir dos ensaios Charpy realizados a temperatura de -196 ° C

Liga	Ensaio	Energia Absorvida (J)
50%H/50%I	1	157,3
50%H/50%I	2	143,4
50%H/50%I	3	144,2
50%H/50%I	4	144,2
Média		147,2
70%H/30%I	1	143,6
70%H/30%I	2	132,2
70%H/30%I	3	155,7
70%H/30%I	4	147,3
Média		144,7
30%H/70%I	1	149,2
30%H/70%I	2	151,4
30%H/70%I	3	155,4
30%H/70%I	4	162,8
Média		154,7

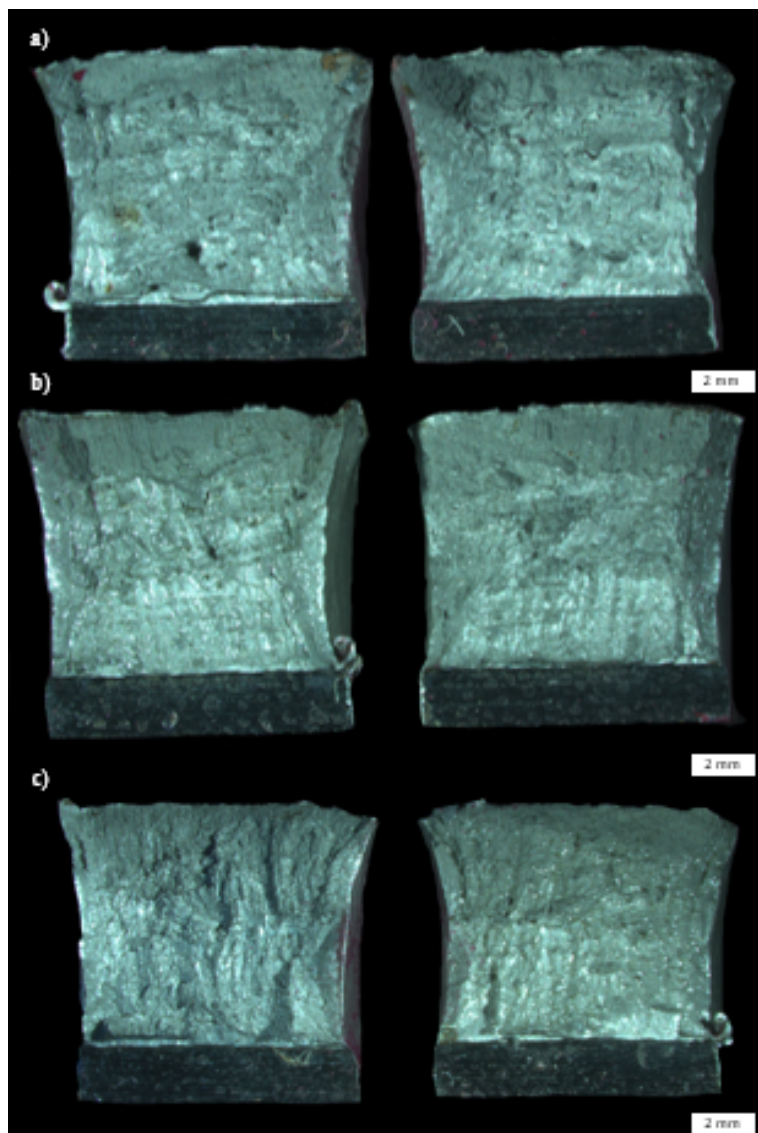
Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 83 apresenta a fractografia dos corpos de prova após o ensaio de impacto. Observa-se que todas as fraturas exibiram aspectos superficiais semelhantes, evidenciando deformação visível na extremidade oposta ao entalhe, um indicativo do comportamento dúctil das ligas.

Estudos anteriores, como o de Santiago (2018), analisaram a fractografia de ligas similares produzidas por soldagem e identificaram a presença de dimples em todas as condições avaliadas, confirmando o caráter dúctil das fraturas. Considerando as semelhanças entre as composições químicas e os processos utilizados, é provável que o mesmo fenômeno ocorra nas ligas estudadas neste trabalho.

Além disso, Santiago (2018) destaca que esses microvazios, típicos de fraturas dúcteis, apresentam maior representatividade na região intragranular, o que sugere que a nucleação e coalescência desses defeitos ocorrem principalmente dentro dos grãos, contribuindo para o mecanismo de fratura identificado

Figura 83 – Fractografia dos corpos de provas pós ensaio a) liga 50%H/50%I b) liga 70%H/30%I c) liga 30%H/70%I

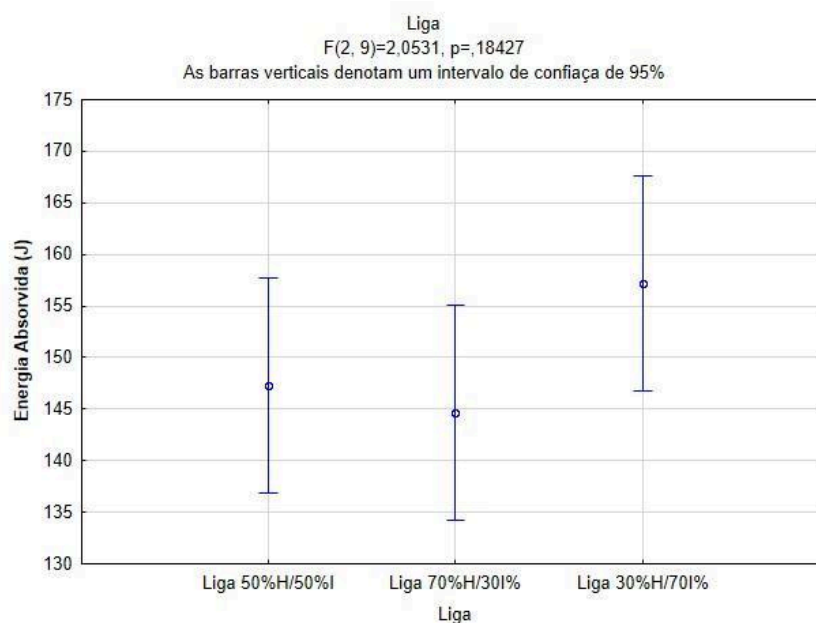


Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 84 apresenta os resultados da análise estatística da aplicada aos dados do ensaio de impacto para avaliar a influência da composição química das ligas na tenacidade. Os resultados indicam que não houve relevância estatística entre as energias absorvidas pelas ligas analisadas, uma vez que o valor de  $p$  obtido foi de 0,18427.

Esses achados estão de acordo com os resultados obtidos por Barreto (2018), que também não identificou diferenças estatisticamente significativas nas ligas produzidas por soldagem MIG/MAG duplo arame.

Figura 84 – ANOVA dos valores absorvido de energia para as três ligas



Fonte: Elaboração própria (2025).

### 5.4.3 Ensaios de tração

A Tabela 30 apresenta os resultados obtidos a partir da aquisição de dados dos ensaios de tração, indicando os valores médios das propriedades mecânicas referentes ao limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (Al) para as ligas 50%H/50%I, 70%H/30%I e 30%H/70%I.

Foram realizados cinco ensaios para cada liga, exceto para a liga 30%H/70%I, na qual, devido a problemas durante a retirada dos corpos de prova na eletroerosão a fio, foi possível obter apenas quatro corpos de prova.

Os valores médios obtidos para cada propriedade em cada liga foram:

- 50%H/50%I: LE = 459 MPa, LRT = 726 MPa, Al = 51%
- 70%H/30%I: LE = 449 MPa, LRT = 730 MPa, Al = 49,62%
- 30%H/70%I: LE = 431,9 MPa, LRT = 731,9 MPa, Al = 49,29%

Os resultados indicam que todas as ligas apresentam resistência mecânica semelhante, com valores de LRT próximos entre si, sendo a liga 30%H/70%I a que apresentou a menor resistência ao escoamento.

Tabela 30 – Resultados do Ensaio de Tração para as três liga produzidas

Propriedades da Liga 50%H/50%I			
Ensaio	Limite de escoamento $\sigma_e$ (Mpa)	Limite de Resistência a tração (Mpa)	Alongamento (%)
1	440,47	709,10	51,4
2	415,87	685,69	50,32
3	600,08	866,16	50,44
4	414,60	670,25	51
5	427,80	701,64	51,6
Media	459,76	726,57	50,95
Propriedades da Liga 70%H/30%I			
Ensaio	Limite de escoamento $\sigma_e$ (Mpa)	Limite de Resistência a tração (Mpa)	Alongamento (%)
1	422,24	702,10	51,48
2	465,63	742,91	49,58
3	438,36	721,65	49,44
4	450,66	731,38	48,44
5	471,16	752,57	49,16
Media	449,61	730,12	49,62
Propriedades da Liga 30%H/70%I			
Ensaio	Limite de escoamento $\sigma_e$ (Mpa)	Limite de Resistência a tração (Mpa)	Alongamento (%)
1	407,58	744,03	49,24
2	455,12	740,85	49,32
3	431,78	724,18	49,72
4	433,21	718,75	48,88
Media	431,92	731,95	49,29

Fonte: Elaboração própria (2025).

As Figuras 85, 86 e 87 apresentam as imagens dos corpos de prova após a realização dos ensaios de tração. Observa-se que todos os corpos de prova sofreram estrição durante o ensaio, o que confirma os elevados níveis de alongamento obtidos nos resultados apresentados na tabela anterior. Além disso, a presença de fraturas com características dúcteis nos ensaios de impacto Charpy corrobora a elevada ductilidade das ligas produzidas, evidenciada pelos altos índices de alongamento.

Figura 85 – Corpos de prova de tração da liga 50%H/50%I pós ensaio



Fonte: Elaboração própria (2025).

Figura 86 – Corpos de prova de tração da liga 70%H/30%I pós ensaio



Fonte: Elaboração própria (2025).

Figura 87 – Corpos de prova de tração da liga 30%H/70%I pós ensaio

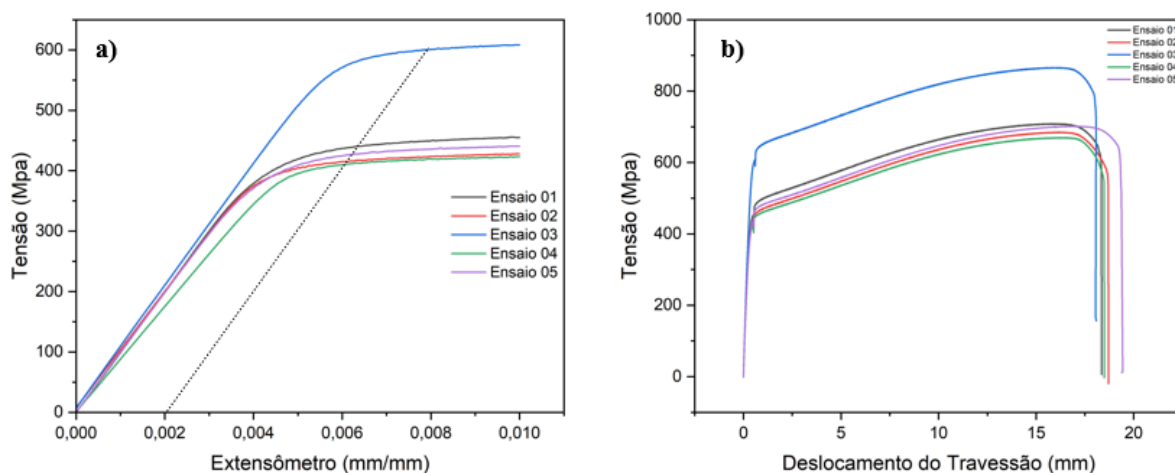


Fonte: Elaboração própria (2025).

As Figuras 88, 89 e 90 apresentam os gráficos obtidos a partir dos ensaios de tração das ligas produzidas. Para cada ensaio, foram gerados dois gráficos: o primeiro corresponde aos valores medidos até o limite do extensômetro, que registrou 1% da deformação total para a determinação do limite de escoamento; em seguida, o extensômetro foi removido, permitindo a continuidade do ensaio até a ruptura, resultando no gráfico completo da curva tensão-deformação, representados pelas Figura 88 b), Figura 89 b) e Figura 90 b).

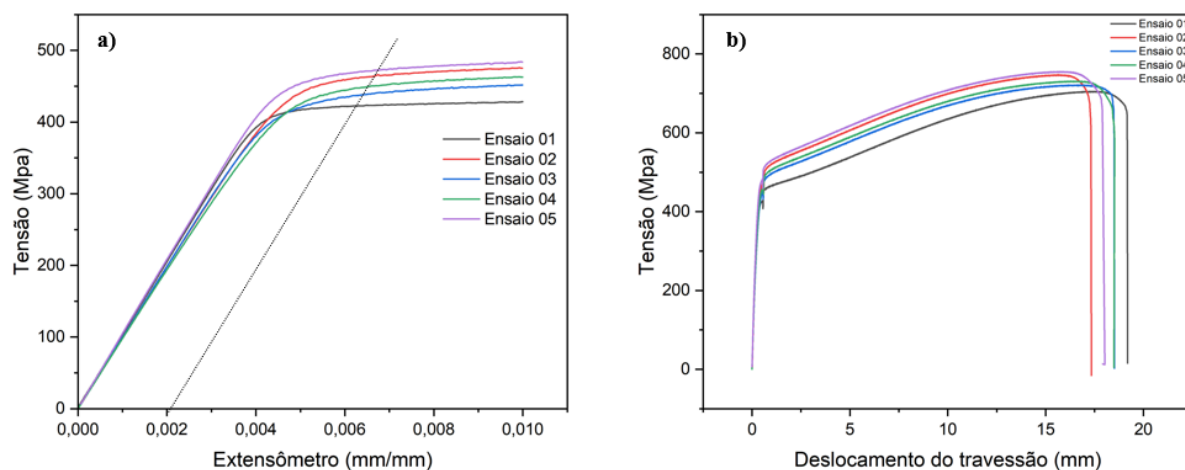
Observou-se que a resistência à tração dos corpos de prova extraídos das três ligas apresentou variações discretas, independentemente da composição de cada liga. No entanto, essas diferenças não foram estatisticamente significativas. Esse comportamento pode ser explicado pelos diferentes níveis de efeito térmicos por conta dos ciclos a que cada camada da peça foi submetida durante o processo de deposição. Como consequência, a microestrutura pode sofrer variações ao longo da região analisada, influenciando as propriedades mecânicas do material (Ayan, 2024).

Figura 88 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 50%H/50%I a) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm) b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)



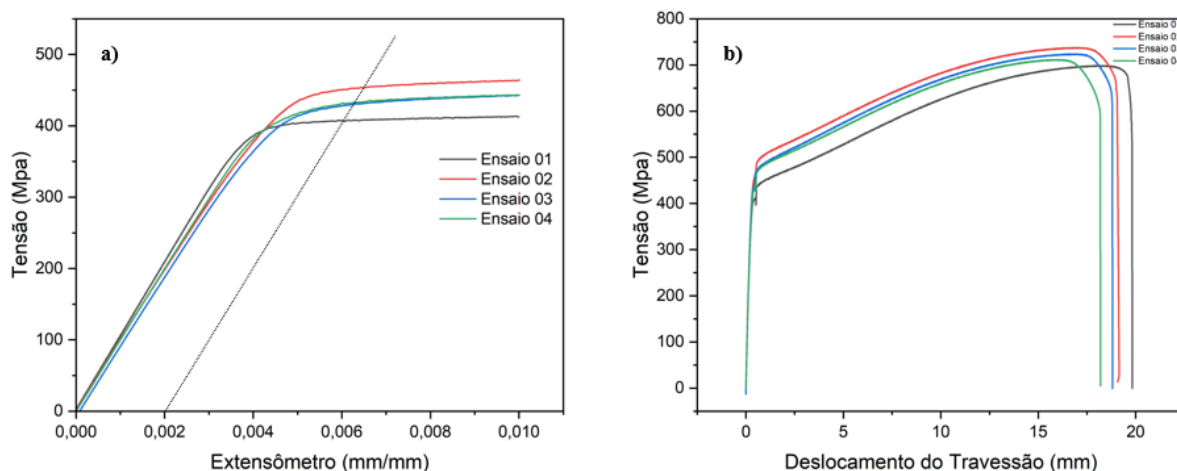
Fonte: Elaboração própria (2025).

Figura 89 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 70%H/30%I a) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm) b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)



Fonte: Elaboração própria (2025).

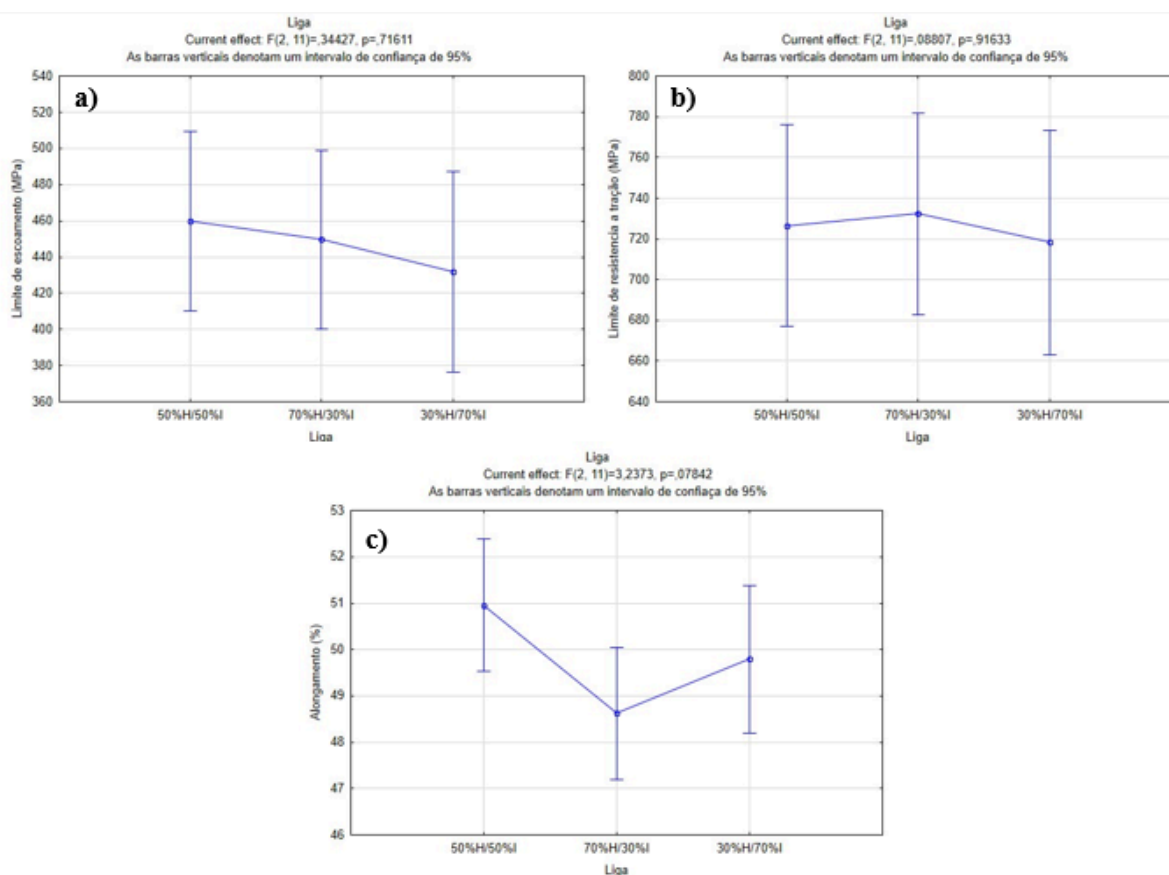
Figura 90 – Gráficos dos ensaios obtidos da liga 30%H/70%I a) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do extensômetro (mm) b) Tensão (Mpa) vs Deslocamento do Travessão (mm)



Fonte: Elaboração própria (2025).

A análise das propriedades mecânicas das três ligas revelou que nenhuma delas apresentou efeito estatisticamente significativo. Os valores de “p” obtidos foram 0,71611 para o limite de escoamento, 0,91633 para o limite de resistência à tração e 0,07842 para o alongamento percentual. Esses resultados indicam que, apesar das diferenças estatisticamente significativas observadas nos valores de microdureza entre as ligas, essas variações não foram expressivas o suficiente para impactar significativamente as propriedades mecânicas globais em ensaios de tração. Isso sugere que a variação na composição química entre as ligas não influenciou de maneira substancial o comportamento mecânico sob carga estática.

Figura 91 – Análise de Variância dos resultados de cada propriedade em relação a liga produzida



Fonte: Elaboração própria (2025).

A Figura 92 apresenta uma comparação das propriedades mecânicas das ligas produzidas com outras ligas de níquel convencionais, incluindo as ligas utilizadas na mistura. A partir do banco de dados MatWeb, foram obtidas as propriedades das ligas Inconel 625, Hastelloy C-276 e Inconel 686. A escolha da liga 686 como referência se deve ao fato de que, ao ajustar as velocidades de alimentação dos arames durante a deposição, é possível alcançar uma composição química próxima a essa liga.

A análise da Figura 100 indica que as ligas produzidas neste estudo apresentaram propriedades mecânicas semelhantes entre si, o que é coerente com a ausência de significância estatística nos ensaios mecânicos. Além disso, os valores obtidos também se mostraram comparáveis aos da liga 686, evidenciando que a metodologia utilizada foi eficaz para atingir as propriedades desejadas.

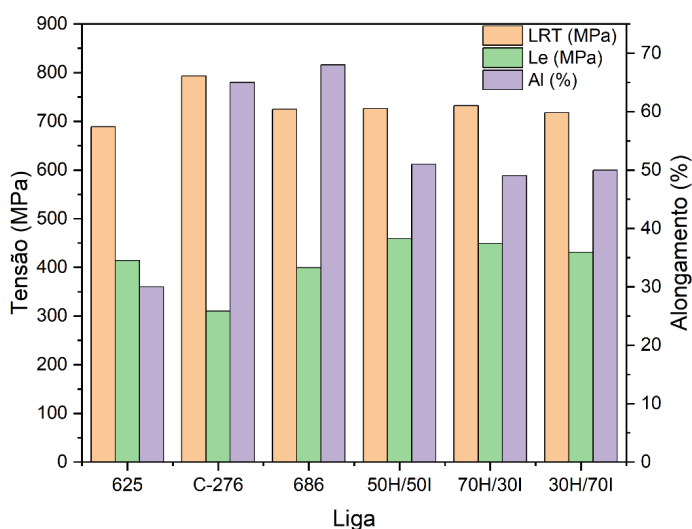
Observa-se ainda que a liga Inconel 625 apresentou o menor alongamento entre as ligas comparadas, enquanto a liga Hastelloy C-276 exibiu o maior alongamento. Esse comportamento pode ser atribuído à diferença na concentração de molibdênio (Mo) e

tungstênio (W) entre as ligas. O Hastelloy C-276 contém um teor significativamente maior desses elementos, que de acordo com os resultados apresentados indicaram que pode melhorar a resistência mecânica, mas também podem influenciar a ductilidade quando presentes em teores muito elevados um forte formador de fases topologicamente compactas (TCP), as quais são nocivas às propriedades de resistência mecânica (Tancred, 2003; Dupont *et al.*, 2009; Asm 1993b; Asm 1993c)

Quando as ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276 são combinadas, a nova composição atinge um equilíbrio entre resistência e ductilidade, resultando em propriedades mecânicas próximas às da liga 686. Isso ocorre porque o Hastelloy C-276 fornece maiores quantidades de Mo (~15-17%) e W (~3-4%), enquanto o Inconel 625, com menor teor desses elementos (Mo ~8-10% e sem W), que a adição de elementos de liga de forma controlada pode garantir uma matriz mais estável. A combinação dessas ligas permite que a nova composição incorpore teores intermediários de Mo e W, favorecendo um comportamento mecânico semelhante a 686.

Essa interação entre os elementos de liga justifica a semelhança das propriedades mecânicas obtidas com as da liga 686, que possui aproximadamente 16% de Mo e 4% de W, combinando resistência mecânica elevada com boa ductilidade. Assim, os resultados obtidos confirmam que o processo de mistura das ligas por soldagem com duplo arame permite alcançar composições químicas e propriedades mecânicas específicas, possibilitando a produção de materiais com desempenho semelhante às ligas comerciais de alto desempenho.

Figura 92 – Comparação das Propriedades entre as outras ligas de Níquel



Fonte: Elaborado pelo autor e MatWeb (2025).

## 6 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo avaliar a viabilidade do processo MIG/MAG duplo arame na produção de ligas in situ a partir da combinação de Inconel 625 e Hastelloy C-276, considerando os efeitos dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas. Com base nos resultados obtidos, podem-se destacar as seguintes conclusões:

- Foi possível estabelecer parâmetros adequados para o processo MIG/MAG duplo arame no modo pulsado, viabilizando a produção da liga 50% Inconel 625 / 50% Hastelloy C-276 com composição química controlada, boa homogeneidade e ausência de macrosegregações significativas.
- A utilização de modos distintos de transferência metálica (pulsado e curto-circuito) demonstrou ser uma estratégia eficiente para controlar a distribuição dos metais de adição na poça de fusão. Essa configuração possibilitou a obtenção das ligas 70% Inconel 625 / 30% Hastelloy C-276 e 30% Inconel 625 / 70% Hastelloy C-276, evidenciando que o ajuste das velocidades de alimentação, aliado à escolha do modo de transferência, é determinante para alcançar composições químicas próximas das teóricas.
- A análise dos parâmetros operacionais mostrou que o posicionamento relativo dos eletrodos não exerceu impacto significativo na qualidade da mistura. Em contrapartida, o uso do tecimento se revelou essencial para promover maior homogeneização na poça de fusão, reduzir a formação de macrosegregações e melhorar a geometria dos cordões.
- Todas as ligas produzidas apresentaram homogeneidade química após a sobreposição dos passes de revestimento, reforçando a robustez do processo na produção de ligas in situ sem evidências de segregação em escala macroscópica.
- As análises químicas confirmaram que as composições experimentais se mantiveram próximas dos valores teóricos projetados, validando a eficiência da metodologia de soldagem proposta.
- A caracterização microestrutural revelou que o metal depositado apresentou matriz de níquel de estrutura FCC, com crescimento celular-dendrítico e colunar, típico de ligas Ni-Cr-Mo soldadas, o que está em conformidade com a literatura.

- Em relação às propriedades mecânicas, os ensaios de microdureza não indicaram diferenças significativas do ponto de vista prático entre as ligas, embora estatisticamente algumas variações tenham sido registradas. Ensaios de tração e tenacidade mostraram que as ligas produzidas possuem comportamento comparável ao da liga comercial Inconel 686, reforçando a viabilidade do processo para aplicações industriais.

Dessa forma, conclui-se que a soldagem MIG/MAG duplo arame é uma alternativa altamente eficiente para a produção de ligas in situ, permitindo a fabricação de materiais com composições químicas controladas e propriedades mecânicas ajustáveis de forma ágil e precisa. A possibilidade de utilizar diferentes modos de transferência metálica e técnicas de tecimento mostrou-se fundamental para otimizar a mistura entre as ligas, garantindo a homogeneidade da zona fundida e reduzindo a ocorrência de macrosegregações.

Além disso, o processo se destaca por sua elevada taxa de deposição, o que o torna uma solução atrativa para aplicações industriais que demandam alta produtividade na fabricação de revestimentos resistentes à corrosão. Comparado a métodos convencionais de produção de ligas, como a fundição, a abordagem baseada no duplo arame apresenta vantagens significativas, incluindo a redução de custos, a possibilidade de personalização da composição química e a eliminação de etapas adicionais de processamento.

Os resultados deste estudo evidenciam que o controle preciso dos parâmetros de soldagem permite produzir ligas com características próximas às de materiais comerciais de alto desempenho, como o Inconel 686, mas com maior flexibilidade na adaptação para diferentes aplicações. Assim, o uso do processo MIG/MAG duplo arame pode ser uma estratégia promissora para a fabricação de revestimentos e componentes avançados na indústria, proporcionando não apenas maior produtividade, mas também qualidade e confiabilidade nos materiais obtidos.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- **Explorar novas proporções na composição das ligas:** Investigar a produção de ligas in situ com diferentes combinações de Inconel 625 e Hastelloy C-276, como a proporção 80/20, analisando sua influência na microestrutura e propriedades mecânicas.
- **Realizar uma análise microestrutural mais aprofundada:** Utilizar técnicas avançadas de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS) para caracterizar fases secundárias, segregações e morfologias de solidificação com maior precisão.
- **Avaliar a resistência à corrosão comparando com a liga Inconel 686:** Conduzir ensaios de corrosão, como imersão em meios agressivos e testes eletroquímicos (potenciostático e potenciodinâmico), para determinar a resistência das ligas produzidas e compará-las diretamente com a liga Inconel 686, que é amplamente reconhecida por sua excelente resistência à corrosão. Essa análise permitirá verificar o potencial das ligas in situ como alternativas viáveis para aplicações em ambientes altamente agressivos.
- **Estudar a influência do curto-circuito controlado:** Comparar o desempenho do processo ao substituir a transferência metálica por curto-circuito convencional pelo curto-circuito controlado, analisando o impacto na mistura das ligas, microestrutura e propriedades mecânicas.

## REFERÊNCIAS

AGARWAL, D.; HERDA, W. The “C” family of Ni-Cr-Mo alloys’ partnership with the chemical process industry: the last 70 years. **Materials and Corrosion**, [s.l.], v. 48, n. 8, p. 542–548, 1997. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/maco.19970480810>. Acesso em: 15 out. 2025.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor petróleo e gás natural**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ARULMURUGAN, B.; MANIKANDAN, M. Development of welding technology for improving the metallurgical and mechanical properties of 21st century nickel-based superalloy 686. **Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 691, p. 126–140, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509317303325>. Acesso em: 15 out. 2025

ASM INTERNATIONAL. Nickel and nickel alloys. *In*: ASM INTERNATIONAL. **Casting**. Ohio: ASM International, 1993b. p. 815–823.

ASM INTERNATIONAL. **Properties and selection: irons, steels and high performance alloys**. Ohio: ASM International, 1993a.

AYAN, Y. Fabrication and characterization of a new high-strength alloy via WAAM using GMAW + cold wire feeding. **Materials Chemistry and Physics**, [s.l.], v. 328, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.130038>. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.130038>. Acesso em: 15 out. 2025.

BAESLACK, W.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments. **Welding Journal**, [s.l.], v. 58, n. 6, p. 168, 1979. Disponível em: <https://www.osti.gov/biblio/6299345>. Acesso em: 18 out. 2025.

BARRETO, A. S. **Estudo de ligas de níquel produzidas In-situ pela deposição simultânea das ligas Inconel 625 e Hastelloy C276 por soldagem MIG/MAG com duplo arame**. 2018. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018.

BEAUNGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTO, M. F. Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities form Mitigation. *In*: **CORROSION 2009**. Atlanta: NACE, 2009.

BELTRÃO, R. L. C. *et al.* Challenges and new technologies for the development of the presalt cluster. *In*: **OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE**. Texas: Offshore Technology Conference, 2009.

BIAMINO, S. *et al.* Electron beam melting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation. **Intermetallics**, [s.l.], v. 19, n. 6, p. 776–781, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.017> . Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0966979510004802>. Acesso em: 18 out. 2025.

BROOKS, C. R. **Heat treatment, structure, and properties of nonferrous alloys**. Novelty: ASM International, 1982.

BURILLE, A. *et al.* Hydrogen embrittlement of single-phase strain-hardened nickel-based UNS N08830 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 803, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140486>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509320315495>. Acesso em: 17 out. 2025.

CAIMACAN, D.; MISHCHENKO, A.; SCOOTI, A. Assessment of controlled short-circuiting application in filling passes with MIG/MAG doublewire process. **Welding International**, [s.l.], v. 31, n.2, p. 90-99, 2016. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09507116.2016.1218604>. Acesso em: 18 out. 2025.

CAMPBELL, J. Effects of vibration during solidification. **SageJournals**, [s.l.], v. 26, p.71–108, 1981. DOI: <https://doi.org/10.1179/imtr.1981.26.1.71>. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/10.1179/imtr.1981.26.1.71?icid=int.sj-abstract.citing-articles.2>. Acesso em 17 out. 2025.

CARON, P.; KHAN, T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications. **Aerospace Science and Technology**, [s.l.], v. 3, n. 8, p. 513–523, 1999. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1270-9638\(99\)00108-X](https://doi.org/10.1016/S1270-9638(99)00108-X). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S127096389900108X>. Acesso em: 18 out. 2025.

CHEN, J.; CHEN, X.; LUO, Z. Effect of mechanical vibration on microstructure and properties of cast AZ91D alloy. **Results in Physics**, [s.l.], v. 11, p. 1022–1027, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211379718323593>. Acesso em: 18 out. 2025.

CHIRITA, G. *et al.* Influence of vibration on the solidification behaviour and tensile properties of an Al–18wt%Si alloy. **Materials & Design**, [s.l.], v. 30, n. 5, p. 1575–1580, 2009. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908003841>. Acesso em: 18 out. 2025.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T.J.; KOLLIE, T.; ROMIG, A. D. A melting and solidification study of alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 19, n. 9, p. 2319-2331, 1988. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02645056>. Acesso em: 18 out. 2025.

CIESLAK, M. J. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. **Welding Research Supplement**, [s.l.], p. 49-56, 1991.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; ROMIG, A. D. The Welding Metallurgy of Hastelloy Alloys C-4, C-22 and C276. **Metallurgical Transactions A**, [s.l. ], v. 17, p. 2035- 2047,

1986. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02645001>. Acesso em: 18 out. 2025.

CUI, Y.; XU, C. L.; HAN, Q. Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 55, n. 11, p. 975-978, 2006. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S135964620600621X#:~:text=Ultrasonic%20vibration%20was%20applied%20to,by%20high%2Dintensity%20ultrasonic%20vibrations>. Acesso em: 18 out. 2025.

DAI, H.; SHEN, X.; WANG, H. Study on the arc pressure of TIG welding under the condition of Ar–Ar and Ar–He supply alternately. **Results in Physics**, [s.l.], v. 10, p. 917–922, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211379718315055>. Acesso em: 18 out. 2025.

DEBARBADILLO, J. J.; MANNAN, S. K. Alloy 718 for oilfield applications. **JOM**, [s.l.], v. 64, n. 2, p. 265–270, 2012. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11837-012-0238-z>. Acesso: 18 out. 2025.

DEHMOLAEI, R.; SHAMANIAN, M.; KERMANPUR, A. Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 59, n. 12, p. 1814-1817, 2008. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1044580308001393>. Acesso em: 18 out. 2025.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: a technical guide**. Novelty: ASM international, 2002.

DONG, B.; PAN, Z.; SHEN, C. Fabrication of Copper-Rich Cu-Al Alloy Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process. **Metallurgical and Materials Transactions**, [s.l.], v. 48, p. 3143–3151, 2017. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-017-1071-0>. Acesso em: 20 out. 2025.

DONG, Q.; *et al.* Formation mechanism of macrosegregation in dissimilar-filler welding of aluminum alloys. **Journal of Materials Research and Technology**, [s.l.], v. 20, p. 26–34, 2022. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785422011139>. Acesso em: 18 out. 2025.

DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. **Welding Journal**, [s.l.], v. 71, p. 55–60, 1992. Disponível em: <https://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=12040&tip=sid&clean=0>. Acesso em: 22 out. 2025.

DUPONT, J. N. Solidification of an alloy 625 weld overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 27, n. 11, p. 3612-3620, 1996. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02595452>. Acesso em: 18 out. 2025.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys. **Welding journal**, [s.l.], v. 77, n. 10, p. 417s-431s, 1998. Disponível em: <https://www.ctia.com.cn/TungstenNews/2009/22461.html>. Acesso em: 21 out. 2025.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2009.

DURAND-CHARRE, M. **The microstructure of superalloys**. Boca Raton: CRC Press, 2017.

DUVALL, D. S.; OWCZARSKI, W. A. Fusion-line composition gradients in an arc-welded alloy. **Welding Journal**, [s. l.], v. 47, n. 3, 1968.

EISELSTEIN, H. L.; TILLACK, T. J. The Invention and Definition of Alloy 625. **Superalloys 718**, [s. l.], v. 718, n. 625, p. 1-14, 1991. Disponível em: [https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1991/Superalloys\\_1991\\_1\\_14.pdf](https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1991/Superalloys_1991_1_14.pdf). Acesso em: 20 out. 2025.

FLEISCHER, R. L. Substitutional solution hardening Durcissement de solution par substitution Verfestigung in substitutionsmischkristallen. **Acta metallurgica**, Elsevier, v. 11, n. 3, p. 203–209, 1963. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/000161606390213X>. Acesso em: 20 out. 2025.

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

GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG, X. **Superalloys: alloying and performance**. [S. l.]: ASM International, 2010.

GOECKE, S.; HEDEGARD, J.; LUNDIN, M.; KAUFMANN, H. Tandem MIG/MAG Welding. **Svetsaren**, United States, n. 2-3, p. 24-28, 2001. Disponível em: [https://www.academia.edu/51950733/Tandem\\_MIG\\_MAG\\_Welding](https://www.academia.edu/51950733/Tandem_MIG_MAG_Welding). Acesso em: 21 out. 2025.

GOHR JR, R. **Desenvolvimento de Novos Métodos de Controle da Soldagem MIG/MAG**. 2002. 150 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.

GONZÁLEZ, A. M. R.; DUTRA, J. C. Análise e Desenvolvimento do Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potencial Único. *In*: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 11., 1999, Minas Gerais. **Anais** [...]. Minas Gerais: ABS, 1999. p. 1-15. Disponível em: [https://labsolda.ufsc.br/publicacoes/artigos/ents\\_1999\\_aldo.pdf](https://labsolda.ufsc.br/publicacoes/artigos/ents_1999_aldo.pdf). Acesso em: 21 out. 2025.

GROETELAARS, P. J.; MORAIS, C. O.; SCOTTI, A. Influência do Comprimento do Arco Sobre a Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Duplo-Arame com Potencial Único. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 3., 2005, Joinville. **Anais** [...] Joinville: ABCM, 2005. Disponível em: [https://www.abcm.org.br/anais/cobef/2005/COF\\_021037342.pdf](https://www.abcm.org.br/anais/cobef/2005/COF_021037342.pdf). Acesso em: 20 out. 2025.

GROETELAARS, P. J.; SCOTTI, A. Influência do teor de co2 no gás de proteção sobre a transferência metálica no processo MIG/MAG duplo arame. **Soldagem e inspeção**, [s.l.], v.2, n.1, p. 29-32, 2007. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/si/>. Acesso em: 21 out. 2025.

HACKL, H. Time twin – High Speed GMA Welding with Two Wire Electrodes. *In: INTERNATIONAL WELDING SYMPOSIUM*, 7., 2001, Kobe. **Anais [...]**. Kobe: Japan Welding Society, 2001. p. 25–45.

HODGE, F. G. The history of solid-solution-strengthened Ni alloys for aqueous corrosion service. **JOM**, [s.l.], v. 58, n. 9, p. 28–31, 2006. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11837-006-0078-9>. Acesso em: 18 out. 2025.

HULL, D.; BACON, D. J. **Introduction to dislocations**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2011.

JOUBERT, J.-M. Crystal chemistry and calphad modeling of the  $\sigma$  phase. **Progress in Materials Science**, Elsevier, v. 53, n. 3, p. 528–583, 2008. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0079642507000242>. Acesso em: 18 out. 2025.

KIM, C. *et al.* Behavior of weld pool convection and columnar-to-equiaxed grain transition in gas tungsten arc welds of ferritic stainless steels with different aluminum contents. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 289, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116946>. Acesso em: 18 out. 2025.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

KUDRYASHOVA O. *et al.* Optimizing the Conditions of Metal Solidification with Vibration. **Metals**, [s.l.], v. 9, n. 3, 2019. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9030366>. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/9/3/366>. Acesso em: 21 out. 2025.

KUMAR, S. S.; MAHESWARAN, C. B.; KANNAN, T. D. B. Experimental investigation on a pulsed TIG welding of Inconel 625. **Materials Today: Proceedings**, [s.l.], v. 45, p. 2109–2114, 2021. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785320374496>. Acesso em: 18 out. 2025.

LANCASTER, J.F. **The physics of Welding**. 2. ed. [S.l.]: Editora Pergamon Press, 1999.

LANCASTER, J.F. **Welding Metallurgy**. 6. ed. [S.l.]: Editora Woodhead, 1999.

LI, G.Y. *et al.* Effects of mechanical vibration on filling and solidification behavior, microstructure and performance of Al/Mg bimetal by lost foam compound casting. **China Foundry**, China, v. 20, p. 469–479, 2023. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s41230-023-2168-5>. Acesso em: 18 out. 2025.

LI, H. *et al.* Preliminary investigation on underwater wet welding of Inconel 625 alloy: microstructure, mechanical properties and corrosion resistance. **Journal of Materials Research and Technology**, [s.l.], v. 20, p. 2394–2407, 2022. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785422012686>. Acesso em: 18 out. 2025.

LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D.; DUPONT, J. N. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011.

LUKIN, V. *et al.* Formation of hot cracks in welding of refractory alloys. **Metal science and heat treatment**, [s.l.], v. 43, n. 11, p. 476–480, 2001. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1023/A:1014896821621>, Acesso em: 19 out. 2025.

MA, Y. *et al.* Characterization of In-Situ Alloyed and Additively Manufactured Titanium Aluminides. **Metallurgical and Materials Transactions B**, [s.l.], v. 45, p. 2299–2303, 2014. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-014-0144-6>. Acesso em: 19 out. 2025.

MA, Y. *et al.* Effect of interpass temperature on in-situ alloying and additive manufacturing of titanium aluminides using gas tungsten arc welding. **Additive Manufacturing**, [s.l.], v. 8, p. 71–77, 2015. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214860415000421>. Acesso em: 19 out. 2025.

MAJERIK, J.; SLANY, M.; CHOCHLIKOVÁ, H. Analysis of the technological process of welding a membrane wall with Inconel 625 nickel alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 127, p. 3031–3048, 2023. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-023-11499-7>. Acesso em: 19 out. 2025.

MANIKANDAN, M. *et al.* Microstructure and mechanical properties of alloy C-276 weldments fabricated by continuous and pulsed current gas tungsten arc welding techniques. **Journal of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 16, n. 4, p. 563–572, 2014. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1526612514000759>. Acesso em: 19 out. 2025.

MANOHARAN, M.; NATARAJAN, A.; MUKTINUTALAPATI, N. R. Welding metallurgy of corrosion-resistant superalloy C-276. *In*: **Superalloys**. London: IntechOpen, 2015. 346 p.

MARTELO, D.; MORANA, R.; AKID, R. Understanding the mechanical behaviour of 718 and 625 + nickel based super-alloys under cathodic polarization. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, [s.l.], v. 112, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102871>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S016784422030447X>. Acesso em: 19 out. 2025.

MICHIE, K.; BLACKMAN, S.; OGUNBIYI, T. E. B. Twin Wire GMAW: Process Characteristics and Applications. **Welding Journal**, [s.l.], v. 78, n. 5, p. 31–34, 1999. Disponível em: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:137770412>. Acesso em: 19 out. 2025.

MINÁ, E. M. **Efeito da diluição sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos da liga AWS ER NiCrMo-14 depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio**. 2015. 117 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais)—Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

MINÁ, É. M. **New approach development for complex dissimilar girth welding of high strength low alloy steel pipes clad with Ni-based alloy**. 2019. 288 f. Tese (Doutorado

em Engenharia e Ciência de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2019

MINÁ, E. M. *et al.* Effect of dilution on the microstructure of AWS ERNiCrMo-14 alloy in overlay welding by the TIG process with cold wire feed. **Welding international**, [s.l.], v. 32, n. 2, p. 130–138, 2018. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/09507116.2017.1347326>. Acesso em: 19 out. 2025.

MIRANDA, E. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás**. 2014. 149 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

MOOSAVY, H. N. *et al.* Microstructural, mechanical and weldability assessments of the dissimilar welds between  $\gamma$ -and  $\gamma$  -strengthened nickel-base superalloys. **Materials characterization**, Elsevier, v. 82, p. 41–49, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580313001228>. Acesso em: 21 out. 2025.

MOSALLANEJAD, M. H. *et al.* In-situ alloying in laser-based additive manufacturing processes: A critical review. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 872, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159567>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838821009762>. Acesso em: 19 out. 2025.

MOTTA, M. F. **Aplicação do Processo MIG/MAG Pulsado com Duplo-Arame e Potenciais Isolados em Operações de Revestimento**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica ) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, 2002.

MOTTA, M. F. *et al.* Creating in-situ alloys by welding: new perspectives for advanced materials and applications. **Journal of Materials Research and Technology**, [s.l.], v. 9, n. 3, p. 6950-6956, 2020. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S223878541930897X>. Acesso em: 19 out. 2025.

MURPHY, A. B. *et al.* Macrosegregation in the weld pool in metal inert-gas welding of aluminium. **Journal of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 61, p. 111–127, 2021. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1526612520307660>. Acesso em: 18 out. 2025.

MURR, L. E. *et al.* Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 5, p. 1887-1894, 2010. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359645409008118>. Acesso em: 18 out. 2025.

NAIDU, D.S.; OZCELIK, S.; MOORE, K.L. **Modeling, Sensing and Control of Gas Metal Arc Welding**. Idaho: Editora Elsevier Science, 2003.

NUNES, E. B. **Revestimentos de aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo processo plasma pó**. 2015. 305 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais)–Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

PEREPEZKO, J. H. The hotter the engine, the better. **Science**, [s.l.] v. 326, n. 5956, p. 1068–1069, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1126/science.1179327>. Disponível em: <https://www.science.org/doi/10.1126/science.1179327>. Acesso em: 18 out. 2025.

PESSOA, E. F. **Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. 2014. 196 f. Tese (Doutorado em Ciências de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

PURSLOW, M.; MASSEY, S.; HARRIS, I. Using tandem gás metal arc Welding to create heavy weldments. **Welding journal**, [s.l.], v. 8, p. 34-35, 2009. Disponível em : [https://www.researchgate.net/publication/293404245\\_Using\\_Tandem\\_Gas\\_Metal\\_Arc\\_Welding\\_to\\_Create\\_Heavy\\_Weldments](https://www.researchgate.net/publication/293404245_Using_Tandem_Gas_Metal_Arc_Welding_to_Create_Heavy_Weldments). Acesso em: 18 out. 2025.

REED, R. C. **The superalloys: fundamentals and applications**. Cambridge: Cambridge University Press, 2008.

REHMAN A.U. *et al.* Dissimilar Rotary Friction Welding of Inconel 718 to F22 Using Inconel 625 Interlayer. **Applied Sciences**, [s.l.], v. 11, 2021. DOI: 10.3390/app112210684. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2076-3417/11/22/10684>. Acesso em: 18 out. 2025.

REIS, R. P.; NORRISH, J.; CUIURI, D.; NICHOLSON, A. A flexible control program for research and development in tandem GMA welding. *In*: CONGRESSO LATINO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 2., 2008, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: [s. n.], 2008.

RUTHER, W.; GREENBERG, S. Corrosion of steels and nickel alloys in superheated steam. *Journal of the Electrochemical Society*, [s.l.], v. 111, n. 10, p. 1116, 1964. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.2425932/pdf>. Acesso em: 18 out. 2025.

SANTIAGO, K. G. **Estudo da viabilidade econômica de revestimentos com as ligas de níquel AWS ER NiCrMo-3 e AWS ER NiCrMo-4 em chapas de aço ASTM 516 GR60 pelo processo MIG/MAG duplo arame**. 2013. 120 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

SANTIAGO, K. G. **Evolução microestrutural de soldas produzidas com a mistura das ligas AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4 submetidas a tratamentos térmicos de envelhecimento**. 2018. 279 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; MILLER, T. W. Microsegregation in Partially Melted Regions in 70 Cu-30 Ni Weldments. **Welding Journal**, [s.l.], v. 55, n. 7, p. 181, 1976. Disponível em: <https://www.scimagojr.com/journalsearch.php?q=12040&tip=sid&clean=0>. Acesso em: 20 out. 2025.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG**: melhor entendimento, melhor desempenho. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2014.

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. *et al.* Assessment of microstructure of alloy Inconel 686 dissimilar weld claddings. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 684, p. 628-642, 2016. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838816315808>. Acesso em: 20 out. 2025.

SILVA, C. C. *et al.* New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal of Materials research and Technology**, Elsevier, v. 2, n. 3, p. 228–237, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785413000537>. Acesso em: 20 out. 2025.

SILVA, C.C. *et al.* Mechanical Properties and Microstructural Characterization of Aged Nickel-based Alloy 625 Weld Metal. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 49, n. 5, p. 1653-1673, 2018. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-018-4526-2> . Acesso em: 20 out. 2025.

SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S.; HAGEL, W. C. **Superalloys II**. New York: Wiley, 1987. v.8.

SOLECKA, M.; KOPIA, A.; RADZISZEWSKA, A.; RUTKOWSKI, B. Microstructure, microsegregation and nanohardness of CMT clad layers of Ni-base alloy on 16Mo3 steel. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 751, p. 86–95, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838818313975>. Acesso em: 20 out. 2025.

SPECIAL METALS CORPORATION. **Inconel alloy C-276**: technical data sheet. New York: Special Metals Corporation, 2005. Disponível em: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconelalloy-c-276.pdf>. Acesso em: 15 jun. 2024.

SUBRAMANIAN, R. *et al.* Effect of MIG welding process parameters on microstructure and tensile behavior of hastelloy C276 using response surface methodology. **Materials Research Express**, [s.l.], v. 6, n. 6, 2019. DOI: 10.1088/2053-1591/ab093a. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/ab093a>. Acesso em: 20 out. 2025.

TANCRET, F.; BHADSHIA, H. K. D. H.; MACKAY, D. J. C. Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – 114 Mechanical Properties Modeling. **Materials Science and Technology**, [s.l.], v. 19, p. 283-290, 2003. Disponível em: [https://www.researchgate.net/publication/233695315\\_Design\\_of\\_a\\_creep\\_resistant\\_nickel\\_base\\_superalloy\\_for\\_power\\_plant\\_applications\\_Part\\_3\\_-\\_Experimental\\_results](https://www.researchgate.net/publication/233695315_Design_of_a_creep_resistant_nickel_base_superalloy_for_power_plant_applications_Part_3_-_Experimental_results). Acesso em: 20 out. 2025.

THODLA, R. *et al.* Environmentally assisted cracking of high strength nickel based alloys in hphd applications. *In: NACE CORROSION CONFERENCE & EXPO*, 2019, Nashville. Anais [...].Texas: NACE International, 2019. Disponível em: <https://onepetro.org/NACECORR/proceedings-abstract/CORR19/CORR19/NACE-2019-12794/127100>. Acesso em: 21 out. 2025.

TIN, S.; POLLOCK, T. Phase instabilities and carbon additions in single-crystal nickel-base superalloys. **Materials Science and Engineering**, Elsevier, v. 348, n. 1-2, p. 111–121, 2003. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509302006378> . Acesso em: 20 out. 2025.

UNOSSON, P.; PERSSON, H. Tandem MIG/MAG Welding with ESAB. **Svetsaren**, Göteborg, v. 58, n. 2, p. 28-33, 2003. Disponível em: <https://www.scribd.com/document/693951408/Svetsaren-Vol-58-Tandem-MIG-MAG-Welding>. Acesso em: 21 out. 2025.

VOTRUBA, V. *et al.* Experimental Investigation of Wire Arc Additive Manufacturing of Inconel 625 Using Spot Welding. **The international journal of advanced manufacturing technology**, [s.l.], 2022. DOI: <https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-1525040/v1>. Disponível em: <https://www.researchsquare.com/article/rs-1525040/v1> . Acesso em: 20 out. 2025.

WALSTON, W.; SCHAEFFER, J.; MURPHY, W. A new type of microstructural instability in superalloys-SRZ. **Metals & Materials Society**, [s.l.], [s.v], p. 9–18, 1996. Disponível em: [https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1996/Superalloys\\_1996\\_9\\_18.pdf](https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1996/Superalloys_1996_9_18.pdf). Acesso em: 20 out. 2025.

WANG, H. *et al.* Study on the effect of vibration on solidification structures in the vibration cast-rolling process. **International Metals Reviews**, [s.l.], v. 66, n. 6, p. 452–459, 2021. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/mawe.201900206>. Acesso em: 20 out. 2025.

WELMAN, K. **Welding Processes Handbook**. 2. ed. England: Woodhead Publishing, 2012.

WHEELING, R.; LIPPOLD, J. Solidification cracking susceptibility of Ni-30Cr weld metals with variable niobium and molybdenum. **Welding Journal**, [s.l.], v. 95, p. 229s–238s, 2016. Disponível em: <https://www.webofscience.com/wos/WOSCC/full-record/000385995400015> . Acesso em: 18 out. 2025.

WHEELING, R.; LIPPOLD, J. Weldability testing to understand composition effects on eutectic backfilling in Ni-30Cr alloys. **Welding in the World**, [s.l.], v. 64, n. 1, p. 83–93, 2020. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-019-00806-0>. Acesso em: 20 out. 2025.

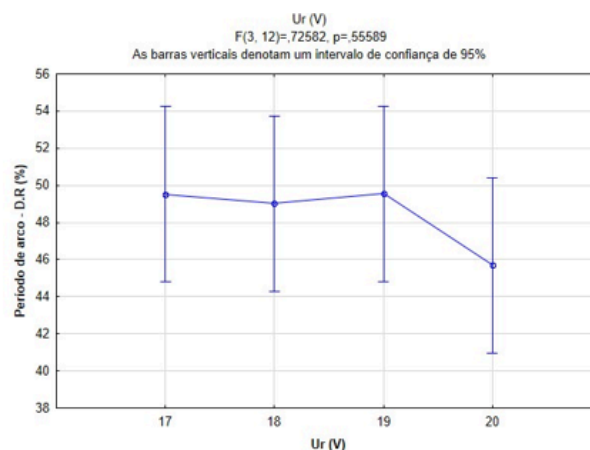
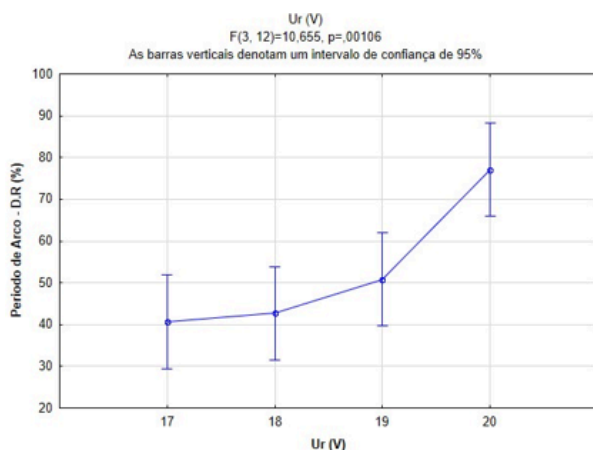
WILSON, I. L. W. *et al.* The Effect of Heat Input on Microstructure and Cracking in Alloy 625 Weld Overlays. **Superalloys 718**, [s. l], v. 718, n. 625, p. 735 – 747, 1991. Disponível em: <chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/https://scispace.com/pdf/the-effect-of-heat-input-on-microstructure-and-cracking-in-40waqgadx.pdf>. Acesso em: 20 out. 2025.

YANG, Y. K.; KOU, S. Macrosegregation in Cu–30Ni welds made with dissimilar filler metals. **Science and Technology of Welding and Joining**, [s.l.], v. 13, n. 4, p. 318–326, 2008. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/174329307X213738>. Acesso em: 18 out. 2025.

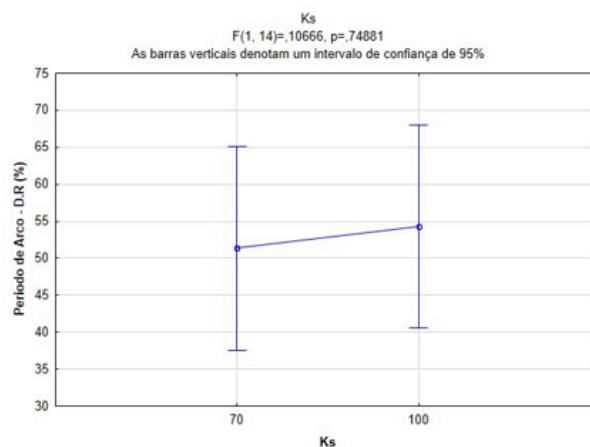
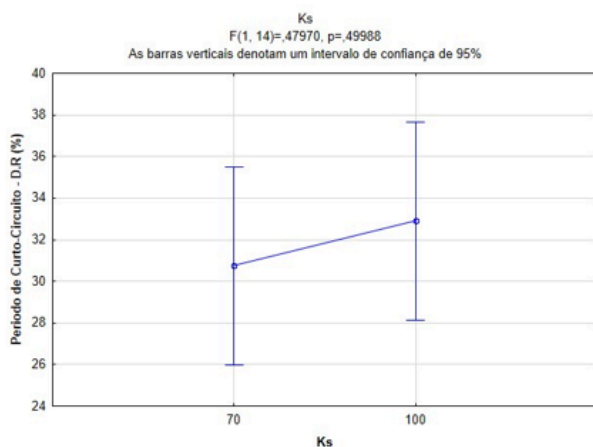
## ANEXOS

## ANEXOS A – GRÁFICOS DO ANOVA PARA A LIGA 30%H/70%I

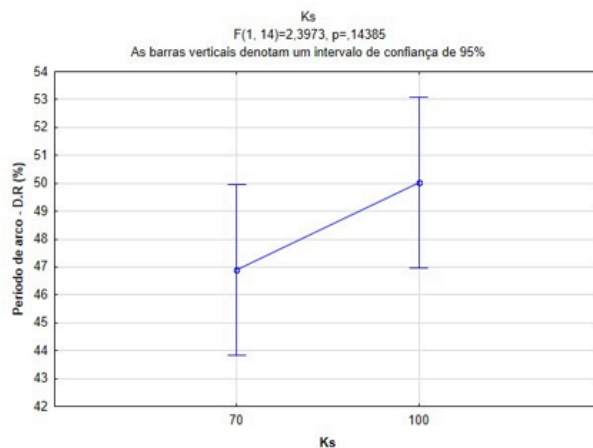
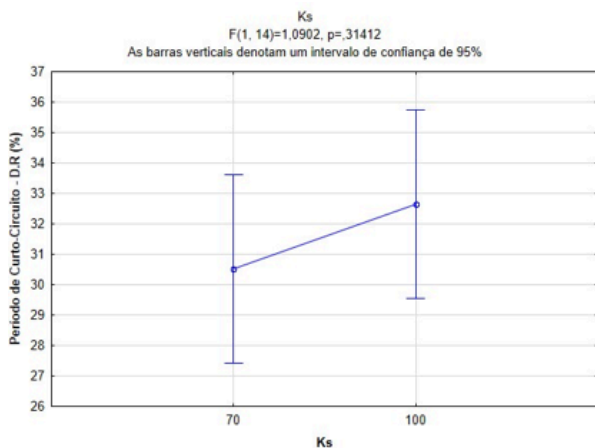
- Período de arco com o CC como arame mestre e seguidor para a tensão de referência ( $U_r$ )



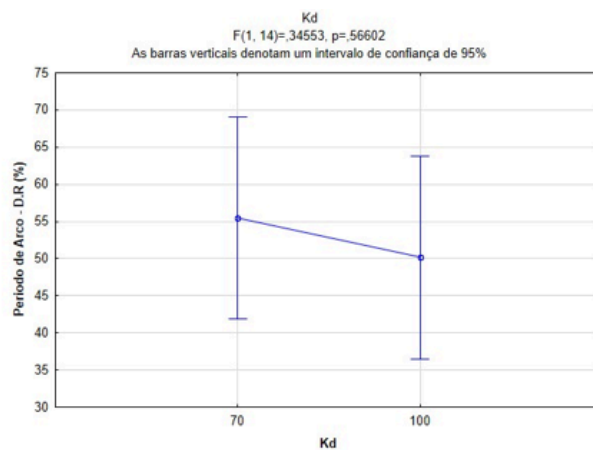
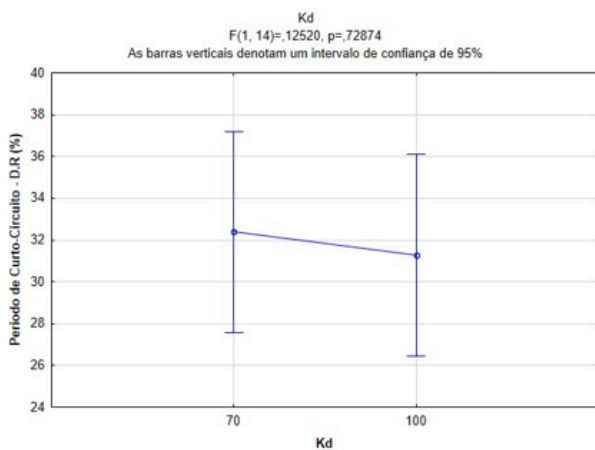
- Período de curto circuito e de arco com o CC como arame mestre para a dinâmica de subida ( $K_s$ )



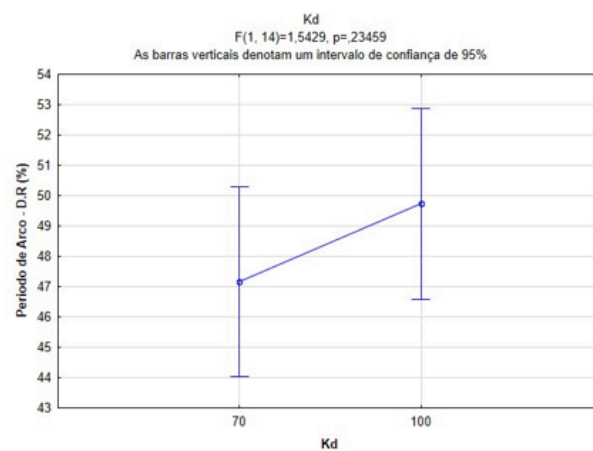
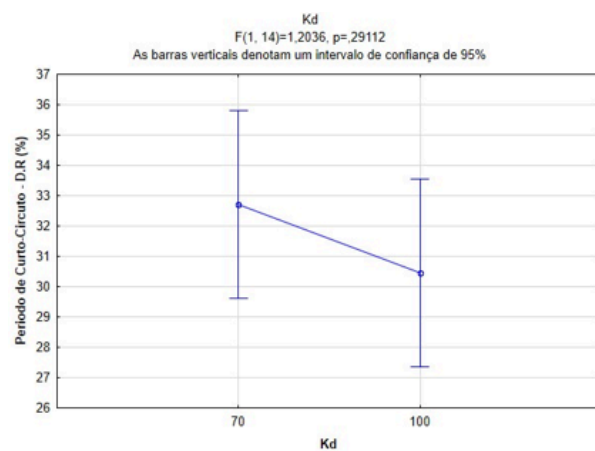
- Período de curto circuito e de arco com o CC como arame seguidor para a dinâmica de subida ( $K_s$ )



- **Período de curto circuito e de arco com o CC como arame mestre para a dinâmica de subida (Kd)**



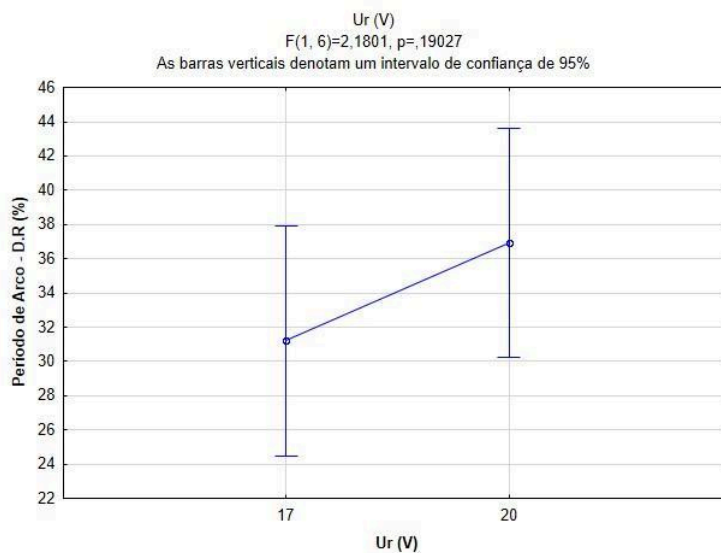
- **Período de curto circuito e de arco com o CC como arame seguidor para a dinâmica de subida (Kd)**



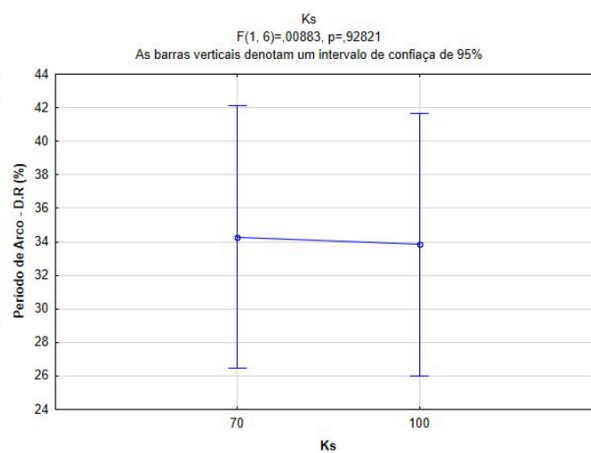
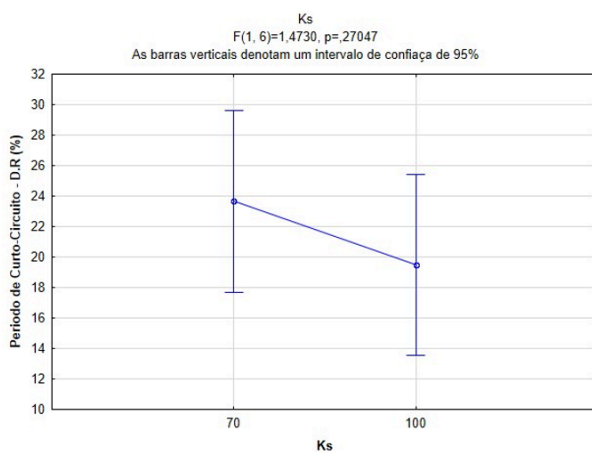
## ANEXOS B – GRÁFICOS DO ANOVA CAMADA SUBSEQUENTES

- **Liga 70%H/30%I**

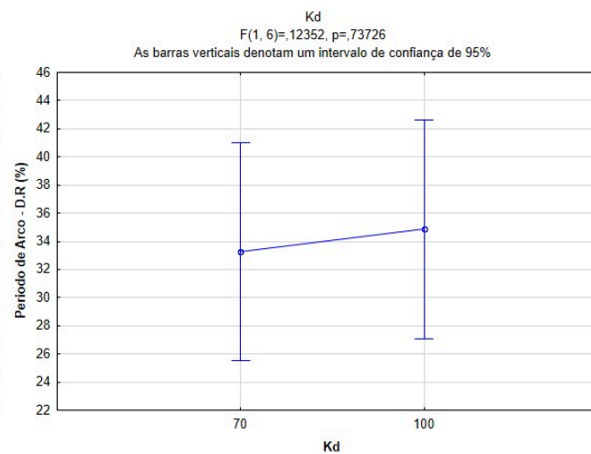
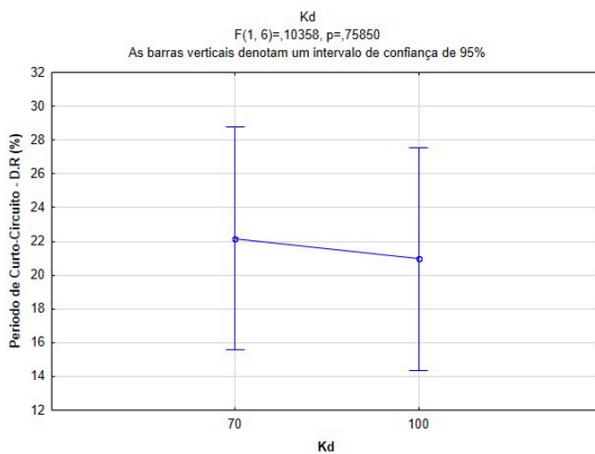
### Tensão de Referência (Ur)



### Derivada de Subida (Ks)

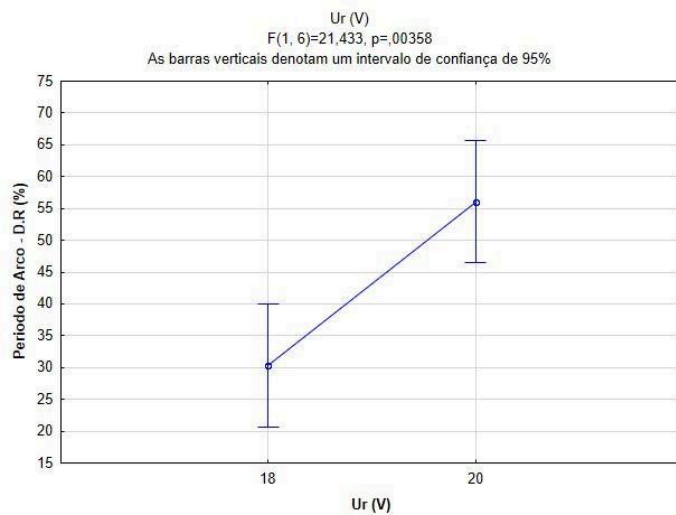


### Derivada de Descida (Kd)

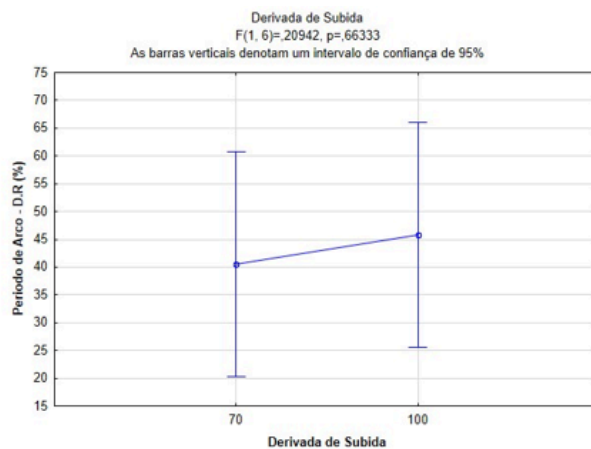
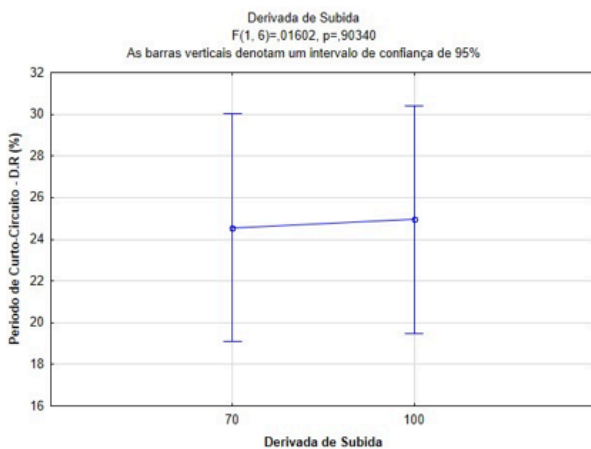


- **Liga 30%H/70%I**

### Tensão de Referência (Ur)



### Derivada de Subida (Ks)



### Derivada de Descida (Kd)

