



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**  
**CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA**

**IGOR PAULINO FERNANDES**

**ANÁLISE DE MACROSSEGREGAÇÃO EM LIGAS DE NÍQUEL IN-SITU PELA  
DEPOSIÇÃO SIMULTÂNEA DE INCONEL 625 E HASTELOY C276**

**FORTALEZA**  
**2018**

**IGOR PAULINO FERNANDES**

**ANÁLISE DE MACROSSEGREGAÇÃO EM LIGAS DE NÍQUEL IN-SITU PELA  
DEPOSIÇÃO SIMULTÂNEA DE INCONEL 625 E HASTELOY C276**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do Título de Engenheiro Metalúrgista.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

**FORTALEZA  
2018**

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

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

---

P353a Paulino, Igor.

Análise de Macrossegregação em ligas de níquel in-situ pela deposição simultânea de Inconel 625 e Hastelloy C276 / Igor Paulino. – 2018. 76 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2018. Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

1. Soldagem. 2. Macrossegregação. 3. MIG/MAG. I. Título.

CDD 669

---

**IGOR PAULINO FERNANDES**

**ANÁLISE DE MACROSSEGREGAÇÃO EM LIGAS DE NÍQUEL IN-SITU PELA  
DEPOSIÇÃO SIMULTÂNEA DE INCONEL 625 E HASTELOY C276**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do Título de Engenheiro Metalurgista.

Aprovada em: \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_.

**BANCA EXAMINADORA**

---

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

---

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

---

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

Dedico esse trabalho, ao meu tio,  
Fernando Paulino de Paiva (*in memoriam*),  
grande incentivador de minhas conquistas.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida.

A minha família. Em especial, à minha mãe Regina Lúcia, e aos meus avós Maria José e Felipe Paulino, meus amores, apoiadores e educadores.

Aos meus tios e primos, Marcos, Fernando, Ivone, Solange, Jean, Jeferson e Luís Felipe.

À minha namorada, Pâmela Soares, por todo o amor, companheirismo, apoio e alegrias em todos os momentos.

Aos amigos Jamil Ricarte, Herbert Farias, Junior Farias, Damis Iuri, Jefferson Pacheco, Tibério Freire, Victor Nogueira, pela amizade de todo esse tempo.

Aos amigos Stayne, Lucas Moura, Jamil Nobre, Alexandre, Vinicius, Arthur, Rinaldo, Gabriel, Fernando Salenko, Fernando Amaral, Nillis, Miná e Salvador por fazerem o caminho da minha graduação mais alegre.

Ao Prof. Dr. Abraão Saraiva e ao Centro de Empreendedorismo da Universidade Federal do Ceará pelos ensinamentos, confiança e apresentação de um novo caminho.

A Bruno, Flávio, Bosco, Lucas e todos da IntMed que me deram a oportunidade do primeiro estágio e do enorme aprendizado adquirido.

A Luiz, Lucas, Cassio, Raphael, Renata, Leslie, Ítalo e a todos os empreendedores da Casa Azul que buscam moldar o futuro.

A Alexandre Barreto, Kamilla Santiago, Everton Barbosa, Edson Pessoa por compartilharem seus conhecimentos e pelos aprendizados em conjunto.

Ao Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, pela orientação acadêmica desde o trabalho voluntário à conclusão da minha graduação.

Aos professores participantes da banca examinadora Cleiton Silva e Willys Aguiar pela dedicação ao trabalho e pelos ensinamentos durante minha formação.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem e todos que fizeram e fazem parte de sua história.

À Universidade Federal do Ceará pela infra-estrutura e profissionais que se dedicam a formar profissionais comprometidos em melhorar o mundo.

Aos órgãos de fomento CNPQ pelo apoio financeiro durante os projetos de iniciação científica

A todos os professores e servidores do departamento de engenharia metalúrgica e de materiais pela contribuição na minha formação pessoal e profissional.

## RESUMO

A macrosegregação é um fenômeno que ocorre na solidificação de metais com composições químicas, intervalos e temperaturas de solidificação distintas e que resulta, em ordem macroscópica, na heterogeneidade da composição química. O objetivo desse trabalho é avaliar o comportamento da composição química nas regiões de macrosegregação e de mistura formadas pela deposição das ligas AWS ER NiCrMo-3 e AWS ER NiCrMo-4 do revestimento produzido pelo processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame, após tratamento térmico de envelhecimento. A metodologia consistiu em coletar 36 espectros de EDS, por amostra, ao longo de um perfil transversal ao revestimento soldado, passando por regiões de macrosegregação e mistura. Cada amostra, possuiu uma condição que combinava a variável temperatura (650 °C e 950 °C) e tempo (10, 50, 100 e 200 horas), bem como a condição sem tratamento térmico, totalizando 9 amostras e 324 espectros. Após a coleta das composições químicas, foi analisado o efeito do tempo e da temperatura para os principais elementos de liga (Ni, Cr, Mo, Fe, W e Nb) por análise de variância. Além da composição química, foi realizada a caracterização metalúrgica da liga por microscopia eletrônica de varredura. As microestruturas resultantes da liga soldada e tratada termicamente por envelhecimento foi composta por uma matriz austenítica e fases secundárias. As regiões de macrosegregação apresentaram uma maior dispersão nos valores medidos de composição química, enquanto que as regiões de mistura foram mais afetadas pelas variáveis tempo e temperatura de tratamento térmico.

Palavras-chave: Macrosegregação, ligas de níquel, soldagem, MIG/MAG duplo arame, Envelhecimento.

## ABSTRACT

Macroseggregation is a phenomenon that occurs in the solidification of metals with different chemical compositions, intervals and solidification temperatures and results, in macroscopic order, in the heterogeneity of the chemical composition. The objective of this work is to evaluate the behavior of the chemical composition in the macro-segregation and mixing regions formed by the deposition of AWS ER NiCrMo-3 and AWS ER NiCrMo-4 alloys from the coating produced by the double wire MIG / MAG welding process after treatment thermal aging. The methodology consisted of collecting 36 EDS spectra, per sample, along a profile transverse to the welded coating, through regions of macro-segregation and mixing. Each sample had a condition that combined the temperature variable (650 °C and 950 °C) and time (10, 50, 100 and 200 hours), as well as the condition without heat treatment, totaling 9 samples and 324 spectra. After the chemical compositions were collected, the effect of time and temperature for the major alloying elements (Ni, Cr, Mo, Fe, W and Nb) was analyzed by analysis of variance. In addition to the chemical composition, the metallurgical characterization of the alloy was performed by scanning electron microscopy. The microstructures resulting from the welded and thermally treated alloy were composed of an austenitic matrix and secondary phases. Macroseggregation regions showed greater dispersion in the measured values of chemical composition, while the mixing regions were more affected by the time and temperature variables of the heat treatment.

Keywords: Macroseggregation, nickel alloys, welding, MIG / MAG double wire, Aging



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química, em peso %, da liga de níquel UNS N06625.....	11
Tabela 2: Propriedades Mecânicas da liga UNS N06625.....	11
Tabela 3: Composição química, em peso %, da liga de níquel UNS N10276.....	12
Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga de níquel UNS N10276 .....	12
Tabela 5: Composição química, em peso %, metal de base .....	19
Tabela 6: Composição química, em peso %, dos metais de adição .....	19
Tabela 7: Parâmetros de soldagem .....	23
Tabela 8: Amostras levadas a tratamento térmico .....	26
Tabela 9: Resultados da análise de EDS .....	29
Tabela 10: Composição nominal da liga produzida in-situ com participação de 63% Hastelloy C276 e 37% Inconel 625 .....	40
Tabela 11: Composição Química da amostra B tratada por 10 horas a 950 °C.....	42

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Consumo Mundial de Níquel .....	5
Figura 2: Variação da tensão de ruptura com a temperatura para os três grupos de superligas .....	9
Figura 3 Ilustração do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame.....	13
Figura 4: Macrossegregação em soldagem da liga Cu-30Ni pelo processo MIG/MAG com metal de adição cobre puro.....	15
Figura 5: Macrossegregação em soldagem da liga Cu-30Ni pelo processo MIG/MAG com metal de adição níquel puro.....	16
Figura 6: Ilustração do tratamento térmico de envelhecimento .....	17
Figura 7: Fonte de Soldagem multiprocesso IMC.....	20
Figura 8: Tocha de Soldagem TBi.....	20
Figura 9: Mesa de coordenadas XY .....	21
Figura 10: Bancada de trabalho .....	21
Figura 11: Arames eletrodos dispostos em série.....	24
Figura 12: Revestimento B, 63% Hasteloy C276 e 37% Inconel 625 .....	25
Figura 13: Revestimento após usinagem para retirada do metal de base .....	25
Figura 14: Microscópio Óptico Zeiss.....	25
Figura 15: Microscópio Eletrônico de Varredura.....	25
Figura 16: Amostras no porta amostra do MEV.....	27
Figura 17: Telas do Software AZTEC.....	27
Figura 18: Espectros de composição química por point & ID .....	28
Figura 19: Picos de identificação dos elementos químicos .....	28
Figura 20: Perfil de microdureza ao longo do revestimento com regiões de macrossegregação e mistura da amostra tratada por 50 horas a 950 °C .....	30
Figura 21: Revestimento B, 65% AWS ER NiCrMo-4 e 35% ER NiCrMo-3, condição sem tratamento.....	32
Figura 22: Macrossegregação na amostra B50T2 obtida por microscopia ótica.....	33
Figura 23: Microestruturas da liga produzida nas condições como soldada e envelhecidas	34
Figura 24: Microestrutura B sem tratamento térmico.....	38
Figura 25: Regiões de macrosegregação e de mistura observadas em uma amostra da liga produzida in-situ, envelhecida a 950 C por 50 h, observadas em microscópio eletrônico de varredura .....	38
Figura 26:Microestrutura B tratada termicamente por 50 horas a 650 °C .....	39
Figura 27: Microestrutura B tratada termicamente por 200 horas a 950 °C .....	39
Figura 28: Perfil de composição química dos pontos obtidos para amostra B10T2.....	41
Figura 29: Composição química das amostras tratadas termicamente .....	44
Figura 30: Análise de Variância da composição química das regiões de mistura e macrossegregação para as variáveis tempo e temperatura.....	51
Figura 31: Análise de variância da composição química do Níquel nas regiões de macrossegregação e mistura a 650 e 950 °C.....	51
Figura 32: Análise de variância da composição química do Cromo nas regiões de macrossegregação e mistura a 650 e 950 °C.....	51
Figura 33: Análise de variância da composição química do Molibdênio nas regiões de macrossegregação e mistura a 650 e 950 °C.....	52

Figura 34: Análise de variância da composição química do Ferro nas regiões de macrossegregação e mistura a 650 e 950 °C.....	52
Figura 35: Análise de variância da composição química do Nióbio na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C.....	52
Figura 36: Análise de variância da composição química do Tungstênio na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C.....	53

## SUMÁRIO

<b>1- INTRODUÇÃO</b>	
1.1- Contextualização.....	1
1.2- Objetivo Geral.....	4
1.3- Objetivos Específicos.....	4
<b>2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	
2.1- Ligas de Níquel.....	5
2.2- Classificação das ligas de níquel.....	6
2.3- Influência dos elementos de liga.....	7
2.4- Superligas de Níquel	
2.4.1 - Inconel 625.....	10
2.4.2- Hasteloy C276.....	11
2.5- Soldagem MIG/MAG com duplo arame.....	12
2.6- Macrossegregação.....	13
2.7- Envelhecimento.....	16
<b>3- MATERIAIS E MÉTODOS</b>	
3.1- Materiais.....	18
3.1.1- Soldagem.....	18
3.1.2- Análise Microscópica.....	21
3.2- Metodologia.....	22
3.2.1- Soldagem.....	22
3.2.2- Tratamento Térmico.....	25
3.2.3- Análise Microscópica.....	26
3.2.4- Análise de Composição Química.....	26
<b>4- RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	
4.1- Caracterização Microestrutural.....	31
4.2- Análise de composição química das regiões de macrossegregação e mistura.....	40
<b>5- CONCLUSÃO.....</b>	<b>55</b>
<b>6- REFERÊNCIAS.....</b>	<b>56</b>

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1 Contextualização

Ao longo de anos o petróleo e o gás natural ocupam posições de destaque no que se refere às principais fontes de energia do Brasil e do mundo. Associado a isso, tem-se a recente descoberta e exploração da camada pré-sal. As empresas deste setor industrial têm enfrentado grandes desafios tecnológicos, principalmente com relação ao refino e à extração, pois os equipamentos operam sob condições severas devido a elevadas pressões, temperaturas e ambientes corrosivos, acarretando na degradação intensa de máquinas e componentes.

Os custos provenientes dos processos de reparo e recuperação dos equipamentos são bastante elevados, exigindo que materiais mais resistentes e procedimentos de fabricação mais sofisticados sejam amplamente utilizados e desenvolvidos.

A substituição direta dos equipamentos degradados por corrosão e a fabricação de componentes maciços de ligas especiais tornam-se inviáveis, na maioria dos casos, pelo alto custo envolvido. Por isso, uma alternativa a essa dificuldade é a aplicação de revestimentos do tipo overlay de ligas de níquel sobre aços estruturais para os procedimentos de manutenção e fabricação de equipamentos e componentes da indústria do petróleo e gás.

Os materiais utilizados nestas aplicações devem ter dentre suas características, boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. As superligas de Níquel constituem uma das classes desses materiais especiais para engenharia que satisfazem esses requisitos. As ligas Inconel 625, Hasteloy C 276 e Inconel 686 merecem destaque por serem ligas desenvolvidas para atenderem diversos setores da indústria, dentre elas a do petróleo e gás natural, e por isso são focos de relevantes estudos na soldagem como processo de fabricação (DUPONT, 2009; AGUIAR, 2010; MAGALHÃES, 2008; MINÁ 2015).

A liga AWS ERNiCrMo-3 (similar à liga Inconel 625) apresenta 22%Cr, 9% Mo e 3,5% Nb, tem uma microestrutura formada por uma matriz  $\gamma$  e por precipitados ricos em Nb, que influenciam o comportamento mecânico, e pela precipitação de fases ricas em Ni, Cr, Mo, que reduzem a resistência à corrosão do metal de solda.

A liga AWS ERNiCrMo-4 (similar à liga Hastelloy 276) apresenta aproximadamente 16% Cr, 16% Mo e 4% W, apresenta também uma matriz  $\gamma$  e precipitados ricos em Mo e W, que podem afetar a resistência à corrosão.

A liga AWS ERNiCrMo-14 (similar à liga Inconel 686) possui em sua composição química aproximadamente 20% Cr, 17% Mo, 4% W. Em comparação com as outras duas ligas, essa possui teores de Cr, W e Mo superiores, proporcionam a ela melhor resistência à corrosão, porém seu custo de aquisição é bem maior que os das outras duas ligas, elevando o custo para a aplicação em grandes volumes de soldas.

Essas ligas têm sido bastante utilizadas como metais de adição em processos de soldagem. Um dos processos de soldagem que tem se destacado pelos bons resultados de produtividade e versatilidade é o MIG/MAG duplo arame. Isso devido a abertura de um par de arcos elétricos entre dois eletrodos consumíveis e o metal de base, formando uma única poça de fusão. Assim, o processo tem a flexibilidade de possibilitar a adição conjunta de diferentes ligas com composições químicas distintas em uma única poça de fusão, abrindo um amplo campo de possibilidades de desenvolvimento de novas ligas, oriundas de misturas de diferentes arames eletrodos, em proporções também definidas pelo usuário. O resultado é uma alta taxa de deposição e a produção de uma decorrente dos dois materiais utilizados como eletrodos. A utilização desta técnica foi objeto de estudo por Motta (2002), Degani (2014) e Barbedo (2017).

O Centro de Pesquisa da Petrobrás (Cenpes) junto a grupos específicos de pesquisas tem trabalhado para desenvolvimento de materiais, equipamentos e processos que garantam confiabilidade de utilização durante todo o ciclo do produto, desde o desenvolvimento, instalação e manutenção.

O estudo das aplicações das ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C276 por processos de soldagem tem ocorrido há anos pelos pesquisadores do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem da Universidade Federal do Ceará (LPTS) como os realizados por Aguiar (2010), Silva (2010), Santiago (2013), Miranda (2014) Pessoa (2014), Degani (2014) e Barreto (2018).

Santiago (2013) e Pessoa (2014) concluíram que a soldagem MIG/MAG – duplo arame com as ligas AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4 é uma boa possibilidade para soldagem de revestimentos em estruturas e equipamentos da indústria de petróleo e gás. A partir dos resultados encontrados, os autores

visualizaram uma nova linha de pesquisa que se trata da produção de novas ligas in-situ por soldagem, empregando a mistura de ligas com o processo duplo arame.

Seguindo a oportunidade identificada, Barreto (2018) produziu ligas de níquel in-situ pela deposição simultânea das ligas Inconel 625 e Hasteloy C276 por processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame, empregando três proporções distintas na mistura das ligas utilizadas. A pesquisa foi ampliada por Santigado (2018) inserindo o tratamento térmico de envelhecimento nas ligas soldadas com o intuito de estudar microestrutura, precipitações, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, pensando nas aplicações dessas em equipamentos e componentes que operam em altas temperaturas.

Barreto (2018) e Santiago (2018) observaram o aparecimento de regiões distintas nos cordões de solda, sendo a parte inferior do cordão uma região de destaque pela mistura não homogênea entre as ligas, caracterizando uma macrosegregação, que não havia sido percebida inicialmente nos trabalhos de Santiago (2013), Pessoa (2014) e Degani (2014). Diante deste resultado, torna-se oportuno o estudo de macrosegregação, a qual será o foco deste trabalho. Serão analisadas as composições químicas nessas regiões e as alterações que sofrem quando a liga soldada é submetida às altas temperaturas por longos tempos.

O autor deste trabalho atuou por anos como bolsista de iniciação científica do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem, participando de vários projetos com aplicações do processo duplo arame, auxiliando na realização das soldagens, análises de microscopia e análise de propriedades mecânicas e de corrosão.

O presente trabalho faz parte de uma linha de pesquisa do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) que estuda aplicações de níquel pelo processo MIG/MAG, avaliando fatores operacionais e metalúrgicos. Porém, neste trabalho será dada ênfase à análise das regiões de macrosegregação através da composição química da liga de níquel produzida in-situ pela mistura de duas ligas metálicas diferentes (AWS NiCrMo-3 e AWS NiCrMo-4) pelo processo de soldagem MIG/MAG duplo arame após tratamento térmico de envelhecimento.

## **1.2 Objetivo Geral**

Analisar a composição química do metal de solda, nas regiões de macrossegregação e de mistura das ligas de níquel produzidas in-situ pela deposição simultânea das ligas Inconel 625 e Hasteloy C276 por soldagem MIG/MAG com duplo arame e tratadas termicamente.

## **1.3 Objetivos Específicos**

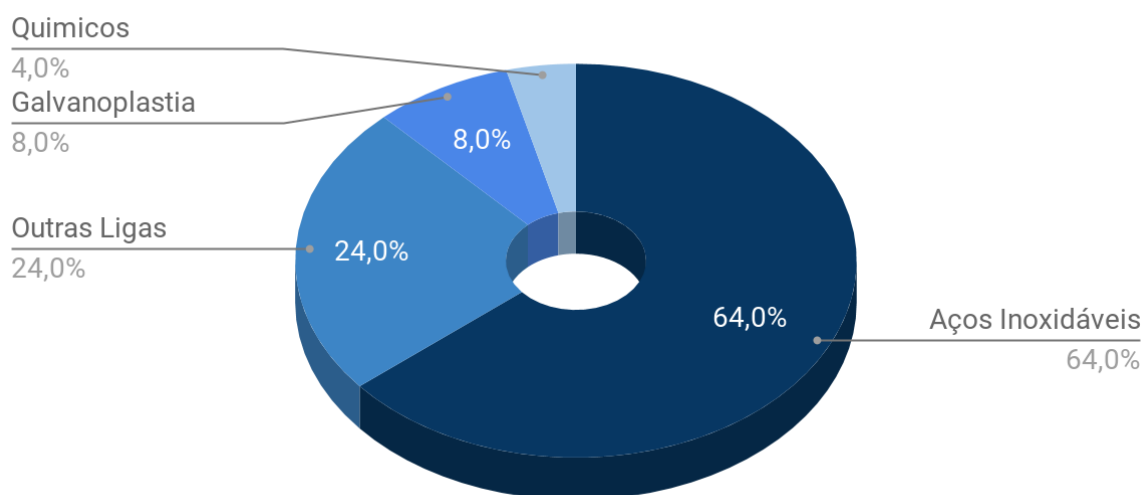
- Levantamento de perfis de composição química ao longo das camadas do revestimento, contendo regiões de macrossegregação
- Estudar o efeito do tempo e da temperatura de tratamento térmico nas regiões de macrossegregação e de mistura.



## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O níquel é um dos elementos mais importantes no universo industrial. Ele é o quinto elemento mais abundante em peso, atrás apenas do ferro, oxigênio, magnésio e silício. De acordo com dados da London Metal Exchange de 2011 seu consumo mundial foi de aproximadamente 1,4 milhão de toneladas, sendo a principal aplicação do níquel a produção de aços inoxidáveis (64%) e a segunda maior aplicação a produção de outras ligas metálicas (24%) como mostra a Figura 1. Do montante destinado às outras ligas metálicas, a maior parte é utilizada para produção das ligas de níquel (ASM, 2000).

Figura 1: Consumo Mundial de Níquel



Fonte: IBRAM 2011

### 2.1 Ligas de Níquel

O níquel puro tem densidade de 8,9 g/cm<sup>3</sup>, ponto de fusão 1455 °C, estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), módulo de elasticidade de 204 GPa. A densidade das ligas de níquel oscila entre 7,79 e 9,32 g/cm<sup>3</sup> (SIMS & HAGEL, 1987).

As propriedades únicas do níquel são responsáveis por colocá-lo em um grupo especial de materiais para engenharia. A sua matriz  $\gamma$  lhe confere boa resistência, ductilidade e tenacidade em uma ampla faixa de temperatura, o seu alto nível de solubilidade com diversos elementos permite o desenvolvimento de inúmeras ligas, e a formação de um filme passivo, quando puro ou adicionado de cromo e alumínio, lhe garante excelente resistência à corrosão (HODGE, 2006).

A boa soldabilidade das ligas de níquel é uma característica importante, que pode ser entendida como a capacidade de um material ser unido por soldagem sob determinadas condições de fabricação e/ou reparo mantendo ou adquirindo propriedades que o tornem adequados para o serviço. (ASM, 2005; Dupont et al., 2009)

## 2.2 Classificação das Ligas de Níquel

As ligas de níquel podem ser agrupadas ou classificadas de diversas formas. É possível agrupá-las sob o ponto de vista da aplicação em: ligas aplicadas em altas temperaturas e resistentes à corrosão, e as aplicadas em baixas temperaturas e resistentes à corrosão aquosa. Entretanto, algumas podem ser utilizadas em ambas aplicações, como a liga 625 (REBAK 2004; ASM 2006).

É possível classificá-las pelo mecanismo de aumento de resistência da liga em:

- endurecidas por solução sólida,
- endurecidas por precipitação e
- endurecidas por dispersão.

As ligas endurecidas por solução sólida apresentam o aumento da resistência devido à introdução de átomos na rede cristalina do níquel. Esses átomos provocam deformação na estrutura cristalina e conseqüentemente dificultam a movimentação das discordâncias devido aos campos de tensão de compressão ou tração gerados, que variam dependendo do diâmetro do átomo do soluto em relação ao átomo de níquel (solvente). Os elementos envolvidos nesse processo são geralmente Al, Co, Cr, Cu, Fe, Mo, Ti, W, Va (DUPONT et al., 2009).

As ligas endurecidas por precipitação apresentam o aumento da resistência devido à restrição da movimentação das discordâncias que ocorre mediante a precipitação de fases secundárias ( $\gamma'$  e  $\gamma''$ ) a partir da matriz  $\gamma$ . Isso ocorre a partir de um tratamento térmico, onde se obtém inicialmente uma solubilização dos elementos como Al, Nb e Ti, seguido de um resfriamento brusco e posterior envelhecimento.

As ligas endurecidas por dispersão apresentam aumento de resistência devido à dispersão de óxidos nas ligas, que ocorre a partir do processo de ligações mecânicas, onde se mistura mecanicamente pós metálicos e óxidos. Esses óxidos

são insolúveis na matriz, o que justifica o uso da técnica de ligação mecânica e resulta em uma barreira à movimentação das discordâncias (ASM 1993 c).

### 2.3 Influência dos Elementos de Liga

As propriedades da matriz  $\gamma$  do níquel permitem a incorporação de diversos elementos em proporções distintas. A adição desses elementos de liga promove melhorias nas propriedades mecânicas e de corrosão das ligas de níquel. A seguir é descrita a influência dos principais elementos e seus efeitos.

O alumínio contribui para o aumento de resistência por solução sólida e por precipitação, uma vez que, ao aquecer a liga em altas temperaturas promove-se a solubilização do alumínio, que seguida de um resfriamento brusco o mantém em solução supersaturada. Em seguida, pode-se fazer um aquecimento controlado para a precipitação da fase  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ). Há ainda a formação de uma camada de óxido que contribui para o aumento à corrosão. (TANCRET, et. Al. 2003);

O carbono promove a precipitação de carbonetos nos contornos de grão, o que provoca um aumento de resistência por dificultar o deslizamento de planos. Entretanto, o carbono deve ser mantido em níveis reduzidos, pois pode ser prejudicial à resistência à corrosão (TANCRET, et. Al. 2003);

O cromo possui uma elevada solubilidade no níquel, podendo ser adicionada em teores acima de 20% para aumentar a resistência à corrosão em elevadas temperaturas e à ambiente oxidantes e sulfurosos devido a formação da camada passivadora de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Além disso, o cromo atua no aumento da resistência mecânica por solução sólida (TANCRET, et. Al. 2003);

O ferro aumenta a resistência por solução sólida, diminui os custos pois é utilizado na forma de Fe-Cr como fonte de cromo e aumenta a solubilidade do carbono no níquel (TANCRET, et. Al. 2003);

O Manganês possui afinidade com o enxofre, constituindo-se um elemento importante no controle da segregação de compostos sulfurados, nocivos à soldabilidade das ligas de níquel (RAMIREZ & LIPPOLD, 2004);

O Molibidênio aumenta a resistência à corrosão em ambientes ácidos não oxidantes, à corrosão por pites e por frestas em ambientes contendo cloreto. Além disso, contribui para o aumento de resistência mecânica por solução sólida, bem como em altas temperaturas (ASM, 1993b);

O Nióbio contribui para a formação de carbonetos (NbC) que resulta em uma redução da susceptibilidade à corrosão intergranular causada pela precipitação de carbonetos de cromo. Além disso, é formador da fase Y". (AWS, 1996; DUPONT et al., 2003; RAMIREZ & LIPPOLD, 2004);

O silício de uma forma geral é considerado prejudicial à soldabilidade, pois aumenta a susceptibilidade ao surgimento de trincas à quente. Por isso, procura-se mantê-lo em níveis abaixo de 0,4% (TANCRET et al., 2003);

O titânio aumenta a resistência por solução sólida com a formação da fase Ni<sub>3</sub>(Al,Ti). Além disso, combina-se com o nitrogênio, evitando a formação de porosidade (AWS, 1996);

O Tungstênio promove o aumento de resistência por solução sólida na matriz  $\gamma$  e nos precipitados  $\gamma'$ . Também atua no aumento da resistência à corrosão por pites e por frestas, e em ambientes redutores. (TANCRET et al., 2003);

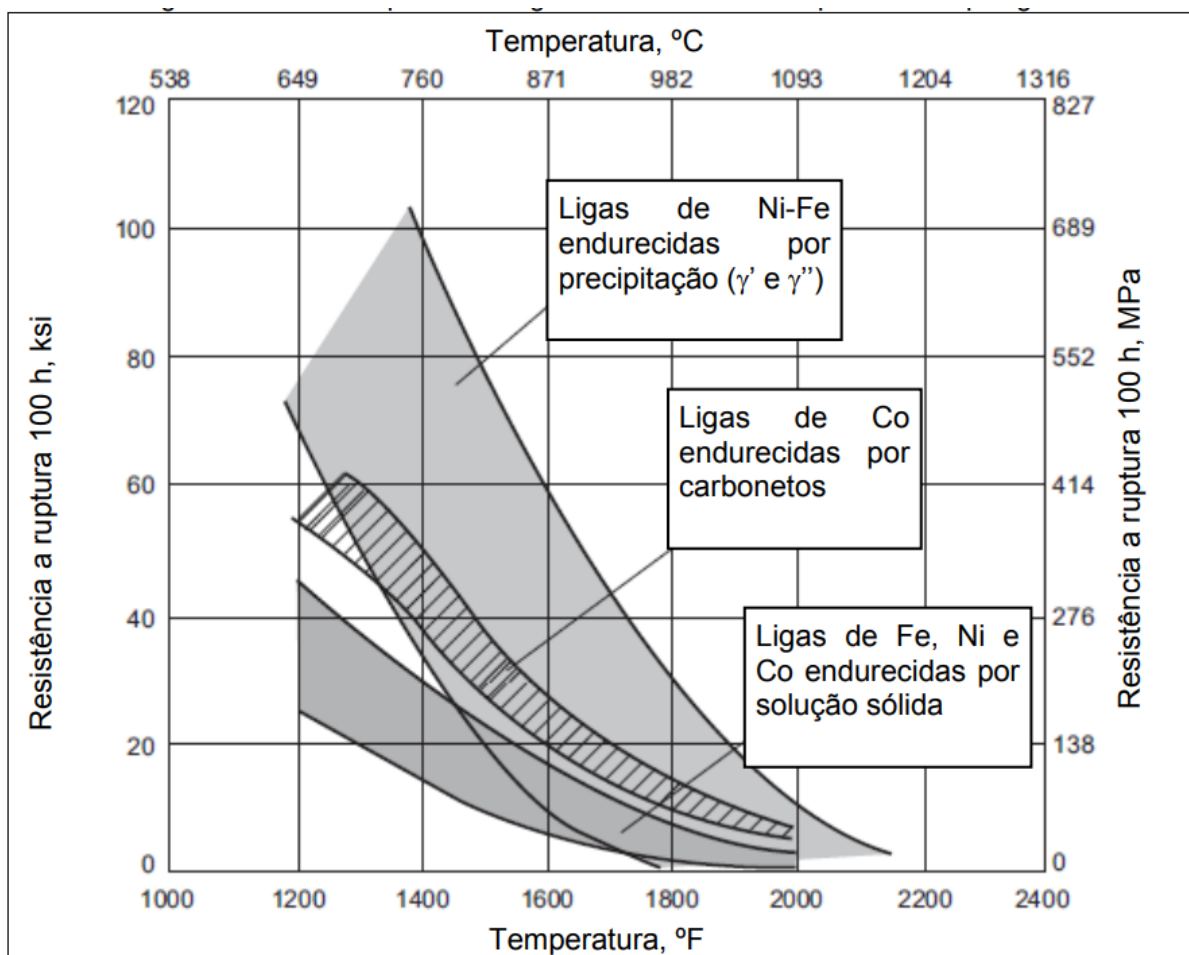
## 2.4 Superligas de Níquel

As superligas estão em uma classe de materiais que apresentam desempenhos superiores em elevadas temperaturas, acima de 540 °C (1000 °F), e sob elevadas tensões quando comparadas com as ligas convencionais (aço carbono, aço inoxidável, entre outras). A melhoria dessas propriedades pode ser obtida pelo ajuste na composição química ou em seu processamento.

As superligas podem ser divididas em três classes: superligas a base de níquel, ferro e cobalto, podendo estas ser ainda subdivididas pelo seu processo de fabricação. (ASM, 2000)

As ligas de níquel enquadram-se nessa classe de materiais, pois possuem resistência à corrosão em meio aquoso e em altas temperaturas, elevada resistência mecânica em temperatura ambiente e também em altas temperaturas, como pode ser visto na Figura 2. Algumas delas podem operar em cerca de 80 % do seu ponto de fusão. Além disso, elas preenchem lacunas de desempenho deixadas pelos aços inoxidáveis quando se trata de resistência à corrosão, como evidenciado na Figura 2. (ASM, 2000)

Figura 2: Variação da tensão de ruptura com a temperatura para os três grupos de superligas



Fonte: (ASM, 2000).

O início do desenvolvimento das superligas de níquel se deu por volta de 1920 com as ligas níquel-molibdênio, surgindo as ligas Hastelloy. Ainda nesta década, surgiu uma nova série de ligas denominadas Inconel, devido à adição de ferro-cromo ao níquel (ASM, 1993, c). Essas duas ligas fazem parte de uma das maiores famílias de ligas de níquel as ligas de Ni-Cr-Mo que possuem aplicações diversas devido à sua excelente resistência em altas temperaturas e à corrosão. Essa família possui uma composição química que varia de 52 a 60% Ni, 15 a 31% Cr, 9 a 16% Mo e pequenas adições de outros elementos como ferro e tungstênio (ASTM, 2010a)

### 2.4.1 Inconel 625

Desenvolvida em 1950 esta liga foi inicialmente projetada para operar em altas temperaturas. Entretanto, apresentou excelente resistência à corrosão em meios agressivos quando aplicada no setor de petróleo e gás (FARRAR, 2004; WESSEL, 2004; HODGE, 2006).

Embora a liga tenha sido projetada para ter aumento de resistência por solução sólida, apresenta ótima resistência ao envelhecimento e excelentes características de fabricação. (AGUIAR, 2010).

A liga de níquel AWS ERNiCrMo-3 é comercialmente conhecida como Inconel 625. Essa liga é utilizada em aplicações onde é exigida elevada resistência mecânica e resistência à corrosão. Ela opera em faixa de temperatura que varia de criogênicas a 982°C.

A elevada resistência mecânica da liga se deve a presença do molibdênio e nióbio que promovem o endurecimento por solução sólida na matriz  $\gamma$  (CFC) de níquel-cromo. Além disso, o cromo e o molibdênio presentes em sua composição conferem uma elevada resistência a corrosão em diferentes meios corrosivos. Em contrapartida, os teores de ferro e carbono são mantidos em níveis baixos para manter a propriedade de resistência a corrosão localizada (SILVA, AFONSO, et al., 2012, p. 252).

Entretanto, tais propriedades somente são alcançadas para materiais no estado solubilizado, o que não é o caso de metais depositados por soldagem [5.1]. Isso se deve a utilização de metais de adição com alto teor de elementos de liga que resulta em uma segregação de elementos durante a solidificação.

A microestrutura da liga pode ser composta por diversos carbonetos que podem ser encontrados como MC e  $M_6C$  (ricos em níquel, nióbio, molibdênio e carbono). Carbonetos ricos em cromo do tipo  $M_{23}C_6$  são encontrados quando o material é exposto a baixas temperaturas. Por outro lado, quando a liga é aquecida por um longo tempo em temperaturas intermediárias observa-se a formação de uma fase ortorrômbica  $Ni_3Nb$  (OGBORN, 1995)

A composição química da liga é apresentada na Tabela 1, sendo importante destacar a presença do Nióbio e Titânio. As propriedades mecânicas são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 1: Composição química, em peso %, da liga de níquel UNS N06625

Elemento	Ni	Cr	Mo	Fe	Nb +Ta	C
Percentual (%)	Restante	20 max.	8 – 10	5 max.	3,15	0,001
Elemento	Mn	Si	P	S	Al	Ti
Percentual (%)	0,5 max.	0,5 max.	0,015 max.	0,015 max.	0,4 max.	0,4 max.

Fonte: ASTM.

Tabela 2: Propriedades Mecânicas da liga UNS N06625

Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Módulo de Elasticidade (MPa)
930	517	42,5	207

Fonte: (Special Metals, 2008)

#### 2.4.2 Hasteloy C 276

Desenvolvida em 1970, a partir de melhorias nas técnicas de fusão, que possibilitaram redução da quantidade de silício e carbono a níveis muito baixos do que os atingidos anteriormente em outras ligas de níquel.

A liga de níquel AWS ERNiCrMo-4 é comercialmente conhecida como Hasteloy C 276 característica por apresentar resistência à corrosão em uma ampla faixa de meios agressivos. O elevado percentual de molibdênio proporciona uma resistência à corrosão localizada, como por pite. Além disso, o baixo percentual de carbono minimiza a precipitação de carbonetos durante a soldagem, mantendo a resistência intergranular (SPECIAL METALS, 2013)

A liga Hasteloy C276, em função das suas características, é utilizada em processamento químico, controle de poluição, na produção de papel e celulose, tratamento de resíduos industriais e urbanos recuperação de gás natural, em controle de poluição do ar, dutos, amortecedores, purificadores, pilha de gás de reaquecedores, ventiladores e ventiladores caixa, em processos químicos, trocadores de calor, evaporadores e tubos de trocadores de calor, entre outros. (SPECIAL, METALS, 2013)

A microestrutura da liga encontrada em revestimento produzido pelo processo plasma pó era constituída de uma matriz austenítica e fases secundárias P e  $\mu$ . (Miranda, 2014)

A composição química da liga é apresentada na Tabela 3, sendo importante destacar a presença de Ferro e Tungstênio. As propriedades mecânicas são apresentadas na tabela 4.

Tabela 3: Composição química, em peso %, da liga de níquel UNS N10276

Elemento	Ni	Cr	Mo	Fe	W	C
Percentual (%)	Restante	14,5 - 15,5	15 - 17	4 - 7	3 - 4,5	0,001 max.
Elemento	Mn	Si	P	S	Co	Al
Percentual (%)	1 max.	0,08 max.	0,03 max.	0,015 max.	2,5 max.	0,4 max.

Fonte: ASTM

Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga de níquel UNS N10276

Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento em (%)	Módulo de Elasticidade (MPa)
790	376	60	205

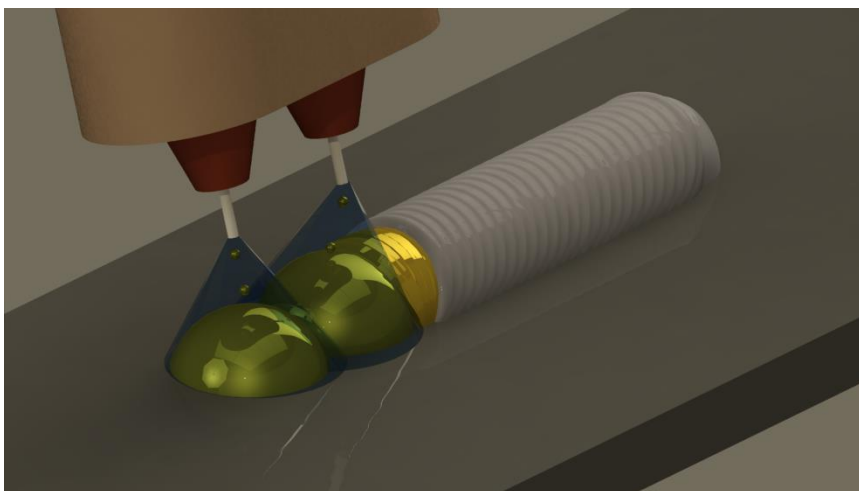
Fonte: Special Metal, 2008

## 2.5 Soldagem MIG/MAG duplo arame

A soldagem MIG/MAG com dois arames é uma variante do processo MIG/MAG convencional e caracteriza-se pela abertura de um par de arcos elétricos entre uma única poça metálica e dois eletrodos consumíveis, como apresentado na Figura 3. Os arcos e a poça fundida são protegidos por um gás que, em conjunto com os eletrodos, é definido pelo tipo de metal de base (MOTTA, 2002).



Figura 3 Ilustração do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame



Fonte: Autor

Somente nas últimas décadas do século XX, o processo MIG/MAG duplo arame se desenvolveu de forma pronunciada em virtude do avanço na tecnologia das fontes de soldagem (MOTTA, 2002).

O processo de soldagem MIG/MAG foi introduzido no mercado com o intuito de aumentar a produtividade e a versatilidade dentre os processos de soldagem. Com a variação apresentada pelo duplo arame as oportunidades se ampliaram ainda mais, resultando em aplicações como as de revestimentos pesquisados por Santiago (2013) e Pessoa (2014).

Pessoa (2014) concluiu que é possível obter metais de solda com uniformidade microestrutural e de composição química a partir da mistura de eletrodos dissimilares com o processo MIG/MAG duplo arame.

Santiago (2013) em sua pesquisa concluiu a viabilidade operacional e econômica na utilização do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame com as ligas de níquel Inconel 625 e Hasteloy 276 para revestimentos em equipamentos e estruturas da indústria de petróleo e gás.

Atualmente, novas oportunidades estão surgindo com a aplicação do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame, inclusive a possibilidade de se produzir ligas a partir da mistura de duas ligas distintas.

## 2.6 Macrossegregação

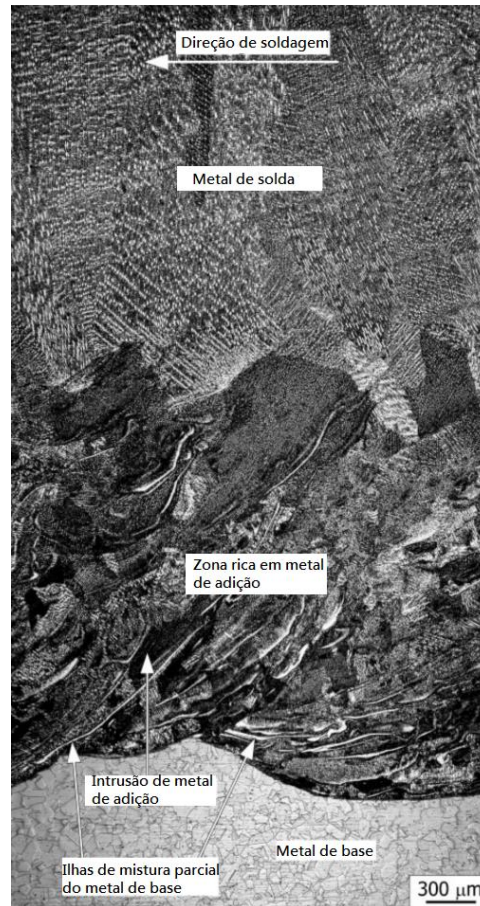
A macrossegregação é um defeito de heterogeneidade na composição química que ocorre sob diversas circunstâncias como, por exemplo, a soldagem.

Devido à redistribuição do soluto durante a solidificação em condições fora do equilíbrio.

Esse fenômeno tem como característica ser de longo alcance, ou seja, o soluto é segregado a distâncias maiores do que alguns diâmetros de grão. Por isso, a sua comprovação se dá a partir da análise da composição química. Porém, em algumas ocorrências provoca alterações sensíveis na macroestrutura do material que lhe permite a identificação a olho nu, microscopia ótica ou eletrônica de varredura.

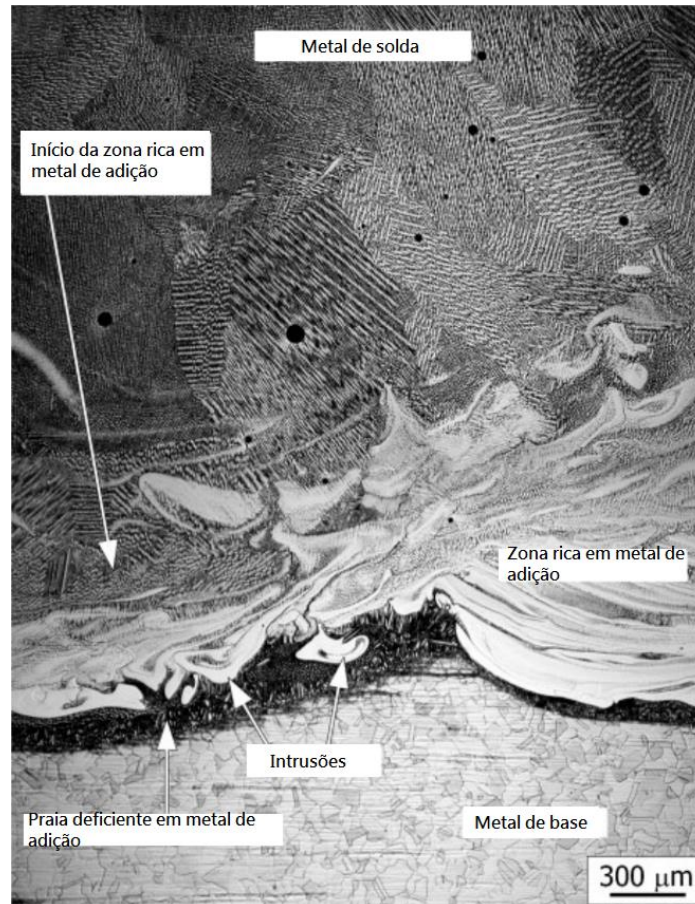
Yang (2008) estudou o fenômeno da macrossegregação em soldagem MIG/MAG com deposição de metais de adição dissimilares a composição química do metal de base. Foi utilizado como metal de base a liga Cu-30Ni e dois metais de adição diferentes, sendo estes cobre puro e níquel puro. Para o cobre puro foi observado uma zona rica em metal de adição perto do fundo do cordão de solda com ilhas de misturas parciais espalhadas pela zona de fusão (Figura 4). Para o níquel puro foi novamente observada uma zona rica em metal de adição próximo ao fundo do cordão de solda, intrusões ricas em uma extensa “praia” com regiões deficientes do metal de adição ao longo da zona de fusão (Figura 5).

Figura 4: Macrossegregação em soldagem da liga Cu-30Ni pelo processo MIG/MAG com metal de adição cobre puro



Fonte: Yang, 2008

Figura 5: Macrossegregação em soldagem da liga Cu-30Ni pelo processo MIG/MAG com metal de adição níquel puro

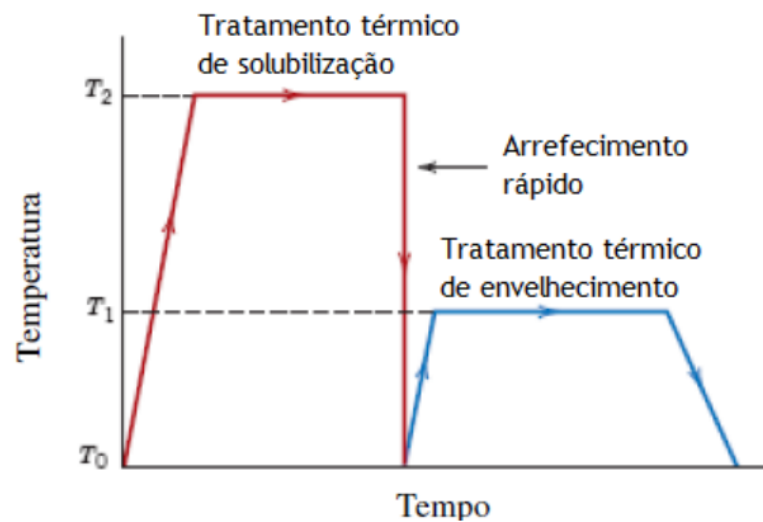


Fonte: Yang, 2008

## 2.7 Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento consiste na exposição de peças metálicas a temperaturas intermediárias por um determinado tempo, seguido de um resfriamento brando ao ar ou controlado no forno (Figura 6).

Figura 6: Ilustração do tratamento térmico de envelhecimento



As superligas de níquel são amplamente utilizadas em aplicações que requerem uma combinação de boa resistência mecânica e excelente resistência a corrosão em ambientes agressivos e de elevadas temperaturas. Portanto, o intervalo das condições de operação é preciso ser amplamente investigado.

Pequenas diferenças na composição química, parâmetros de solidificação e microestruturas originais podem afetar o comportamento de precipitação nestas ligas.. Portanto, uma vez expostas as condições de operação e/ou envelhecimento, os materiais poderão passar por mudanças em sua microestrutura como crescimento de grão, precipitação e dissolução de fases. (XING, 2014)

As mudanças na microestrutura após envelhecimento provocam modificações nas propriedades mecânicas dos materiais. Song (2009) observou o efeito da precipitação em uma liga de níquel Inconel 625 após soldagem por fricção e tratada termicamente por envelhecimento. O resultado foi a melhoria nas propriedades mecânicas da solda e aumento na microdureza e resistência a tração em 30% e 50%, respectivamente quando comparadas com a condição soldada.

### 3- MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho está inserido em um projeto de pesquisa do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem, que trata do desenvolvimento *in-situ* de ligas metálicas, nesse caso específico, voltadas para a soldagem de revestimento, visando aumento de resistência mecânica e à corrosão. Desse projeto, que resultou uma dissertação, (Barreto 2018) e uma tese de doutorado (Santiago 2018). O autor dessa monografia participou como bolsista de iniciação científica dos trabalhos citados. Portanto, a seguir será detalhado todo o procedimento aplicado à pesquisa, sendo importante destacar que no presente trabalho serão descritos os procedimentos de soldagem e tratamentos térmicos realizados nos trabalhos de Santiago (2018) e que amostras dos corpos de prova soldados e tratados termicamente foram retiradas para a determinação das composições químicas por microscopia eletrônica de varredura.

#### 3.1 Materiais

##### 3.1.1 Soldagem

A produção dos revestimentos com a mistura das ligas de níquel se deu pelo processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame. Os materiais utilizados foram:

- Metal de base: uma chapa de aço ASTM A516 Gr 60 com dimensões de 500 x 200 x 40 mm;
- Eletrodo AWS ERNiCrMo-3 - Inconel 625
- Eletrodo AWS ERNiCrMo-4, - Hastelloy C276
- Gás de proteção: Argônio puro

As composições químicas desses materiais são apresentadas nas Tabela 5 e Tabela 6:

Tabela 5: Composição química, em peso %, metal de base

Material	Composição química, % em peso							
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Fe
ASTM A516 Gr. 60	0,15	0,95	0,2	0,01	0,02	0,01	0,02	Restante

Fonte: ASTM

Tabela 6: Composição química, em peso %, dos metais de adição

Material	Composição química, % em peso							
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Cu	Al	Ti
AWS ERNiCrMo – 3 (INCONEL 625)	64,43	22,2	9,13	0,011	0,19	0,01	0,09	0,23
	Nb	Si	Mn	Co	P	S		
	3,53	0,05	0,01	0,03	0,002	0,002		
	Ni	Cr	Mo	W	C	Fe	Cu	Al
AWS ERNiCrMo-4 (Hastelloy C276)	56,8	16,13	16,28	3,38	0,002	6,07	0,06	-
	Ti	Nb	Si	Mn	Co	P	S	V
	-	-	0,03	0,52	0,13	0,07	0,002	0,17

Fonte: Special Metals.

Os equipamentos utilizados no processo de soldagem foram:

- Fonte de soldagem multiprocesso (Figura 7);
- Tocha de soldagem TBi (Figura 8);
- Mesa de coordenadas XY TBi (movimentação da tocha) (Figura 9);
- Sistema de aquisição de dados SAP V4;

A bancada de trabalho é apresentada na Figura 10.

Figura 7: Fonte de Soldagem multiprocesso IMC



Fonte: Autor

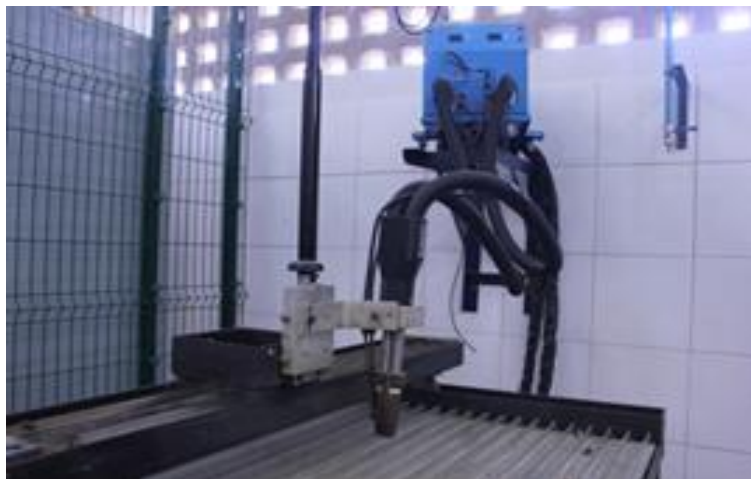
Figura 8: Tocha de Soldagem TBi



Fonte: Autor



Figura 9: Mesa de coordenadas XY



Fonte: Autor

Figura 10: Bancada de trabalho

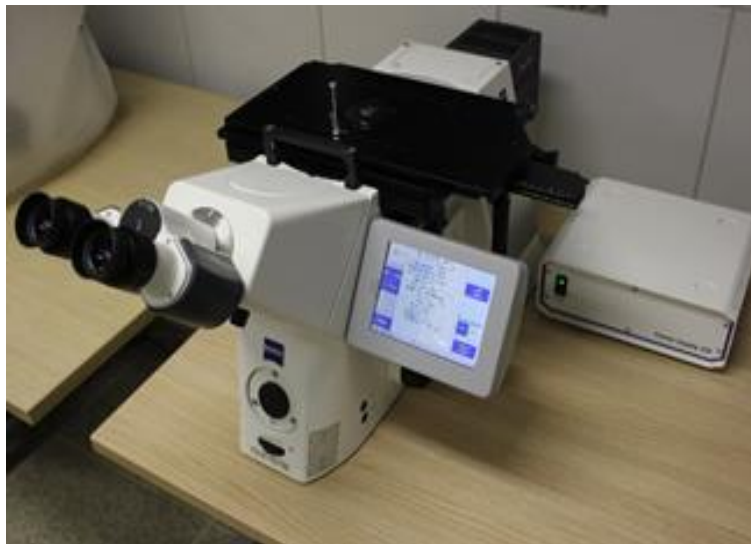


Fonte: Autor

### 3.1.2 Análise microscópica e de composição química

Para a análise microscópica, foram utilizados um Microscópio óptico Zeiss (Figura 11) e um Microscópio Eletrônico de Varredura MEV FEI Quanta 250 (Figura 12). A análise de composição química foi realizada no MEV.

Figura 11: Microscópio ótico Zeiss



Fonte: Autor

Figura 12: Microscópio Eletrônico de Varredura



Fonte: Autor

## 3.2 Metodologia

### 3.2.1 Soldagem

O processo de soldagem MIG/MAG duplo arame apresenta características e configurações que possibilitaram a produção de uma liga *in-situ* a partir da mistura

do eletrodo AWS ER NiCrMo-4 similar a liga Hastelloy C276 com o eletrodo AWS ER NiCrMo-3, similar à Inconel 625.

As soldagens foram realizadas na posição plana, em camadas. Na confecção de cada camada, cordões de solda foram depositados com sobreposição de 50%.

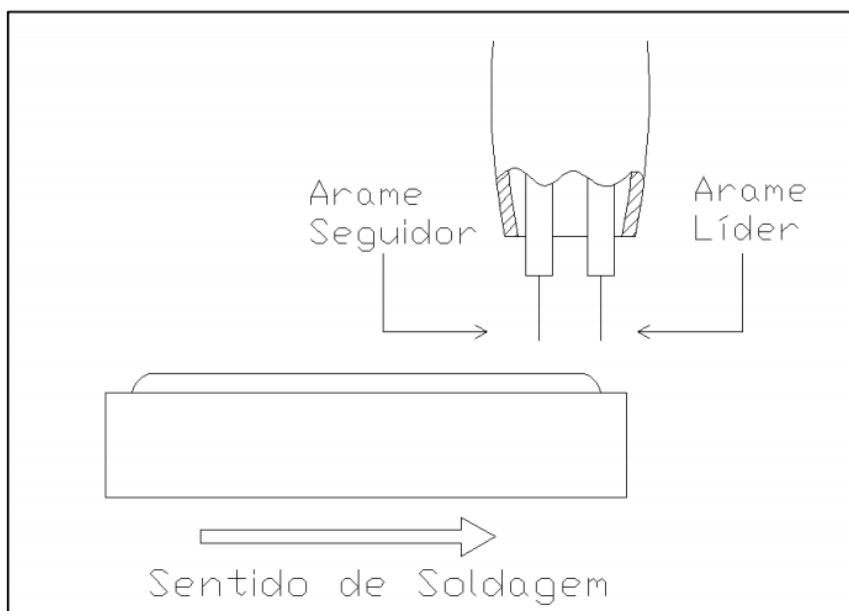
A liga produzida possui uma mistura contendo 65% de Hastelloy 276 e 35% de Inconel 625. Para se alcançar essa proporção foram utilizados os parâmetros de soldagem pulsada (Tabela 7) para a primeira camada (liga de níquel depositado sobre aço carbono) e demais camadas (liga de níquel depositado sobre a camada inferior de liga de níquel) e arames eletrodos com disposição em série, sendo o arame líder de Hastelloy C276 e o arame seguidor de Inconel 625 (Figura 13).

Tabela 7: Parâmetros de soldagem

<b>1ª Camada</b>							
<b>Eletrodo</b>	<b>Im (A)</b>	<b>Ip (A)</b>	<b>tp (ms)</b>	<b>Ib (A)</b>	<b>tb (ms)</b>	<b>Valim (m/min)</b>	<b>Vs (mm/min)</b>
<b>C276</b>	270	420	2	220	6	12	950
<b>625</b>	190	420	2	80		7,1	
<b>Demais Camadas</b>							
<b>C276</b>	270	420	2	220	6	12	950
<b>625</b>	190	420	2	80		7,1	

Fonte: Autor

Figura 13: Arames eletrodos dispostos em série



Fonte: Barreto (2018)

A energia de soldagem utilizada nesse revestimento foi de 0,7 KJ/mm, a DBCP de 18 mm e a frequência de pulso de 125 Hz.

O revestimento produzido continha cinco camadas sendo a primeira composta pela mistura das ligas de níquel depositadas sobre o metal de base e as demais camadas uma deposição das ligas de níquel sobre a camada anterior. A realização de 5 camadas de revestimento foi para garantir uma altura mínima de 15 mm, região da qual seriam removidas as amostras para a realização dos ensaios e análises micrográficas previstos no projeto. O revestimento é apresentado na Figura 11 e tinham as seguintes dimensões: 85 x 190 x 15 mm.

Figura 14: Revestimento B, 63% Hasteloy C276 e 37% Inconel 625

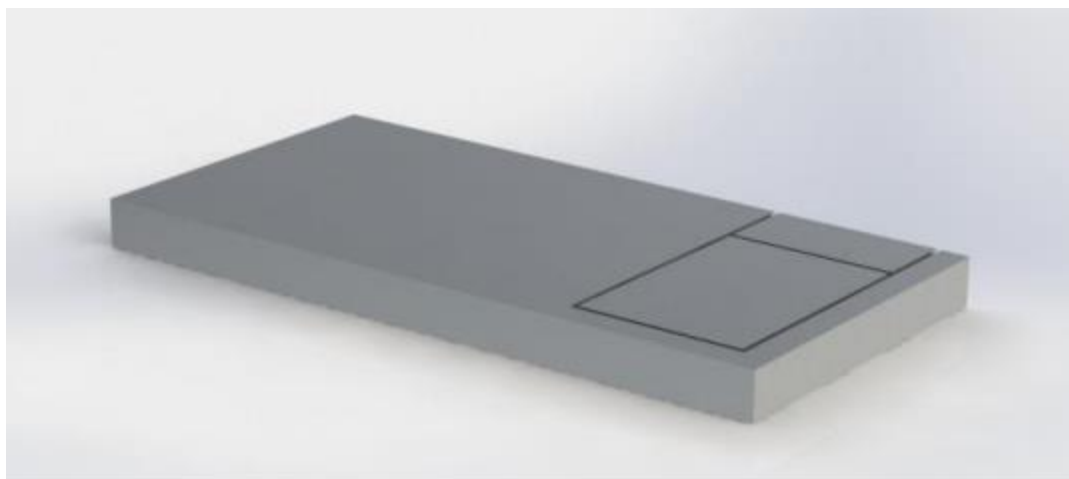


Fonte: Autor

### 3.2.2 Tratamento Térmico

Após o procedimento de soldagem, foi separado o metal de solda do metal de base. Assim, o revestimento foi usinado para se obter um material contendo apenas metal de solda como mostra a Figura 15. Em seguida, a peça usinada foi separada em 9 amostras, as quais foram submetidas à diferentes condições de tratamento térmico como mostra a Tabela 8.

Figura 15: Revestimento após usinagem para retirada do metal de base



Fonte: Barreto (2018)

As peças foram tratadas termicamente por envelhecimento em um forno a resistência elétrica, seguindo a relação apresentado na Tabela 8.

Tabela 8: Amostras levadas a tratamento térmico

<b>Amostra</b>	<b>Tempo (horas)</b>	<b>Temperatura (°C)</b>
<b>B</b>	0	0
<b>B10T1</b>	10	650
<b>B50T1</b>	50	650
<b>B100T1</b>	100	650
<b>B200T1</b>	200	650
<b>B10T2</b>	10	950
<b>B50T2</b>	50	950
<b>B100T2</b>	100	950
<b>B200T2</b>	200	950

Fonte: Autor

### 3.2.3 Análise Microscópica

Após o tratamento térmico, as amostras foram cortadas e embutidas a quente em baquelite para a preparação metalográfica. Foram realizados lixamentos e polimentos nas amostras e, em seguida, um ataque eletrolítico para revelação de microestrutura foi feito com o reagente ácido crômico (10%) e água destilada (90%) os parâmetros utilizados foram: tensão de 2,5V durante 20s.

Em seguida, imagens foram obtidas em microscópio ótico (Figura 11) com magnificação de 100 vezes e em microscópio eletrônico de varredura (Figura 12) com os seguintes parâmetros: magnificação de 300 vezes, spot 6 e WD 10 mm.

### 3.2.4 Análise de Composição Química

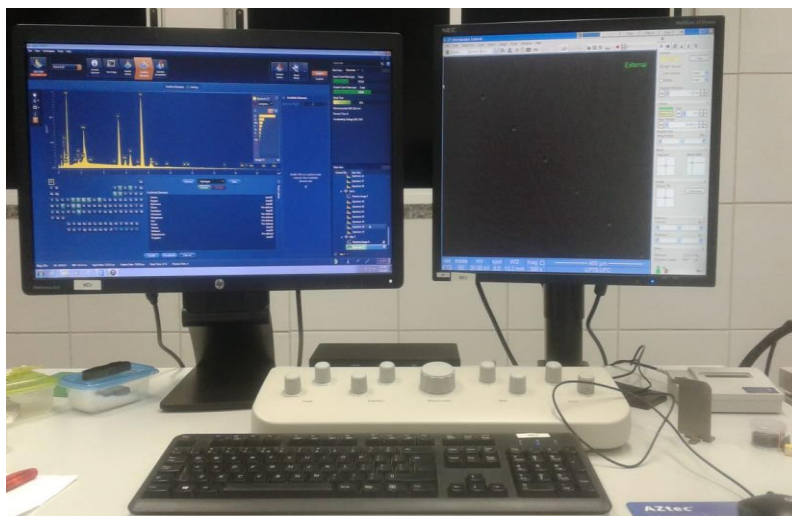
Para obtenção da composição química do metal de solda produzido, foram realizadas análises de EDS nas nove diferentes amostras deste trabalho em um microscópio eletrônico de varredura como mostrado na Figura 16.

Figura 16: Amostras no porta amostra do MEV



Fonte: Autor

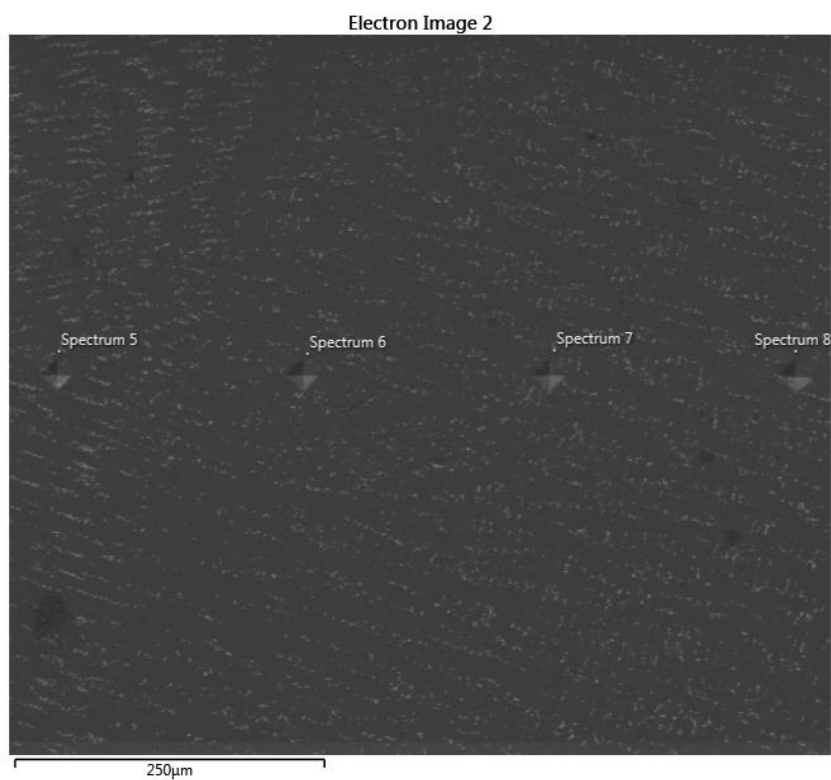
Figura 17: Telas do Software AZTEC



Fonte: Autor

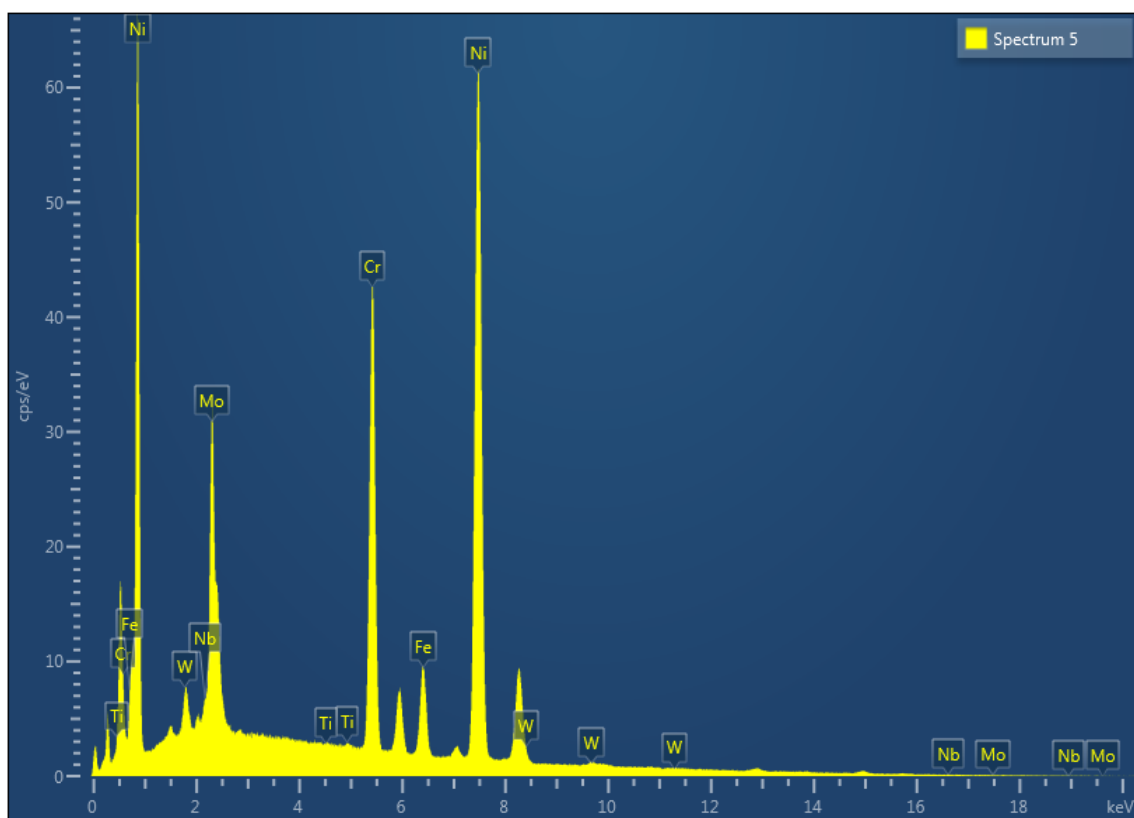
A composição química foi coletada pelo método point & ID do MEV FEI Quanta 250, onde análises pontuais representadas por espectros são apanhados. As análises foram feitas em uma sequência de imagens obtidas por MEV, ao longo das regiões de segregação e de mistura de três camadas sequenciais soldadas. Para servir de orientação para a linha de imagens obtidas, foram utilizadas as impressões de microdurezas realizadas nos trabalhos de Santiago (2018) e Barreto (2018), que percorrem a amostra transversalmente ao longo de todas as camadas. A Figura 18 mostra o ponto de análise, assim como também a Figura 19 indica um exemplo de espectro obtido.

Figura 18: Espectros de composição química por point &amp; ID



Fonte: Autor

Figura 19: Picos de identificação dos elementos químicos



Fonte: Autor



Foram coletados 36 espectros de cada amostra com espaçamento de aproximadamente 0,2 mm entre eles, totalizando 324 espectros. Essa quantidade foi definida por ser o número necessário de pontos a serem feitos de modo que fosse possível adquirir composições das três camadas de mistura.

Após a seleção dos pontos a serem analisados, foram selecionados os elementos químicos de interesse ao estudo no software AZ Tec. Os elementos químicos selecionados foram: níquel (Ni), cromo (Cr), ferro (Fe), molibdênio (Mo), tungstênio (W), titânio (Ti) e nióbio (Nb).

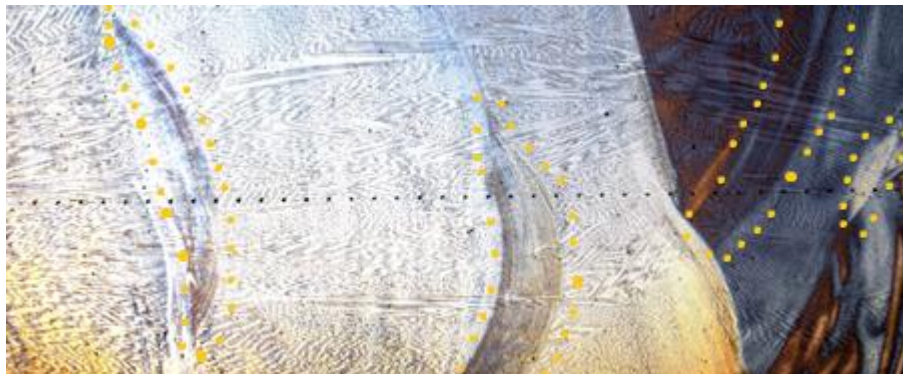
O resultado das composições químicas de cada espectro é apresentado na forma de uma tabela, como apresentado na Tabela 9. Para esse estudo, os valores relevantes são os de percentual em peso de cada elemento químico.

Tabela 9: Resultados da análise de EDS

Element	Wt%
Ti	0,2
Cr	16,52
Fe	9,83
Ni	46
Nb	1,68
Mo	22,25
W	3,52
Total:	100

Após a aquisição das composições químicas, foram identificados os espectros que estavam presentes em uma região de macrossegregação e os que estavam em uma região de mistura, através de uma análise visual em microscópio óptico, uma vez que, cada espectro foi coletado ao lado de uma impressão de microdureza. A Figura 20 exemplifica o procedimento.

Figura 20: Perfil de microdureza ao longo do revestimento com regiões de macrosegregação e mistura da amostra tratada por 50 horas a 950 °C



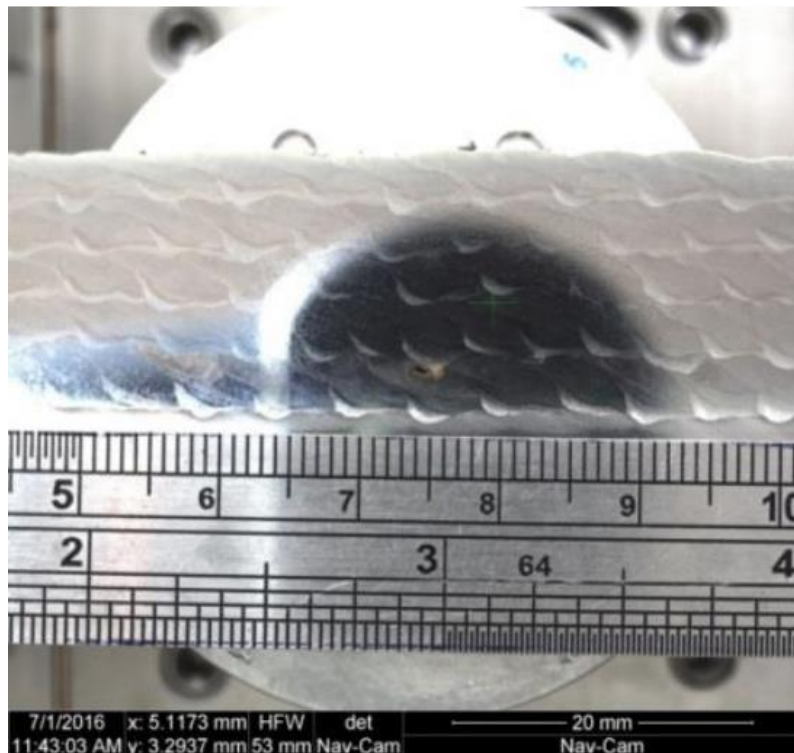
Fonte: Autor

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1- Caracterização Microestrutural

Ao longo de todo o revestimento da liga produzida *in-situ* foram observadas regiões distintas no cordão de solda. A Figura 21 é uma foto da seção transversal do revestimento soldado. Pode-se observar na imagem as cinco camadas de revestimentos, compostas por vários cordões de solda depositados. Em todos os cordões, é possível identificar duas regiões com colorações distintas, com diferenças evidentes de tonalidades de cores da parte inferior do cordão de solda, que apresenta uma coloração mais clara, da parte superior, com uma tonalidade mais escura. Essa diferença de tonalidade aponta para uma divergência de composições químicas da região inferior do cordão com a parte superior, caracterizando assim a ocorrência de segregações de longo alcance, ou seja, de macrosegregações, inclusive na primeira camada depositado sobre a chapa de aço carbono. Cabe destacar que essa macrosegregação não foi notada nos trabalhos Santiago (2013) e Pessoa (2014), que também soldaram com o processo MIG/MAG com Duplo Arame, empregando as mesmas ligas de Ni utilizadas neste trabalho (Inconel 625 e Hastelloy C276). Os estudos dos dois autores estavam mais direcionados para as regiões de ZAC, interface metal base e metal de solda e metal de solda de uma única camada depositada.

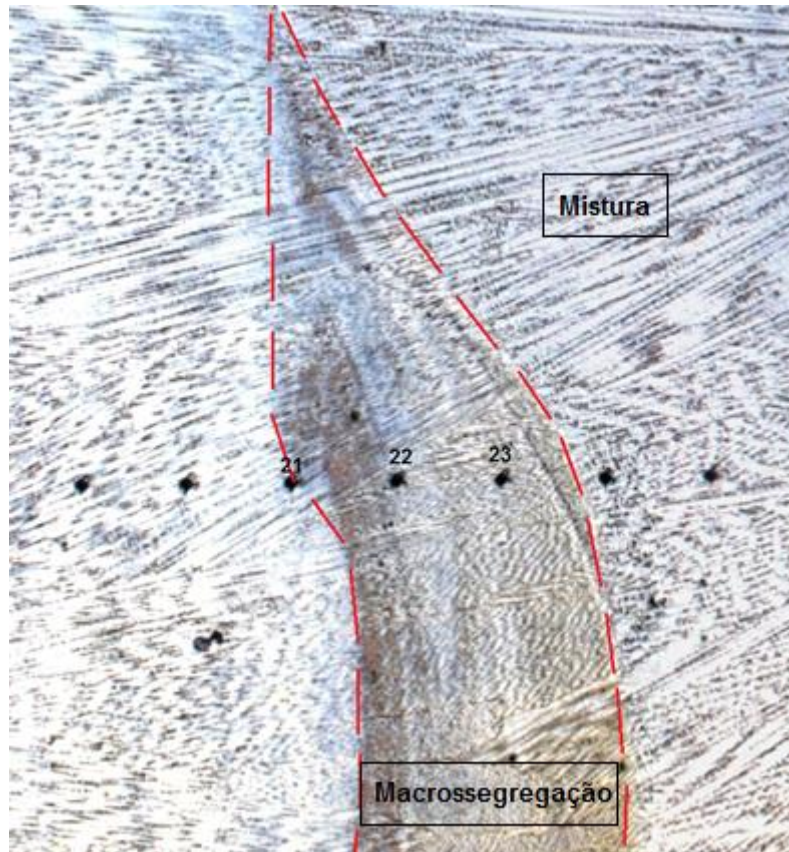
Figura 21: Revestimento B, 65% AWS ER NiCrMo-4 e 35% ER NiCrMo-3, condição sem tratamento



Fonte: Autor

A Figura 22 é uma imagem mais aproximada da interface de duas regiões de um cordão de solda (região clara que será denominada no trabalho de “macrosegregação” e a região escura, que será denominada de “mistura”), observada em microscópio ótico. Essas regiões também foram encontradas observadas no microscópio eletrônico de varredura.

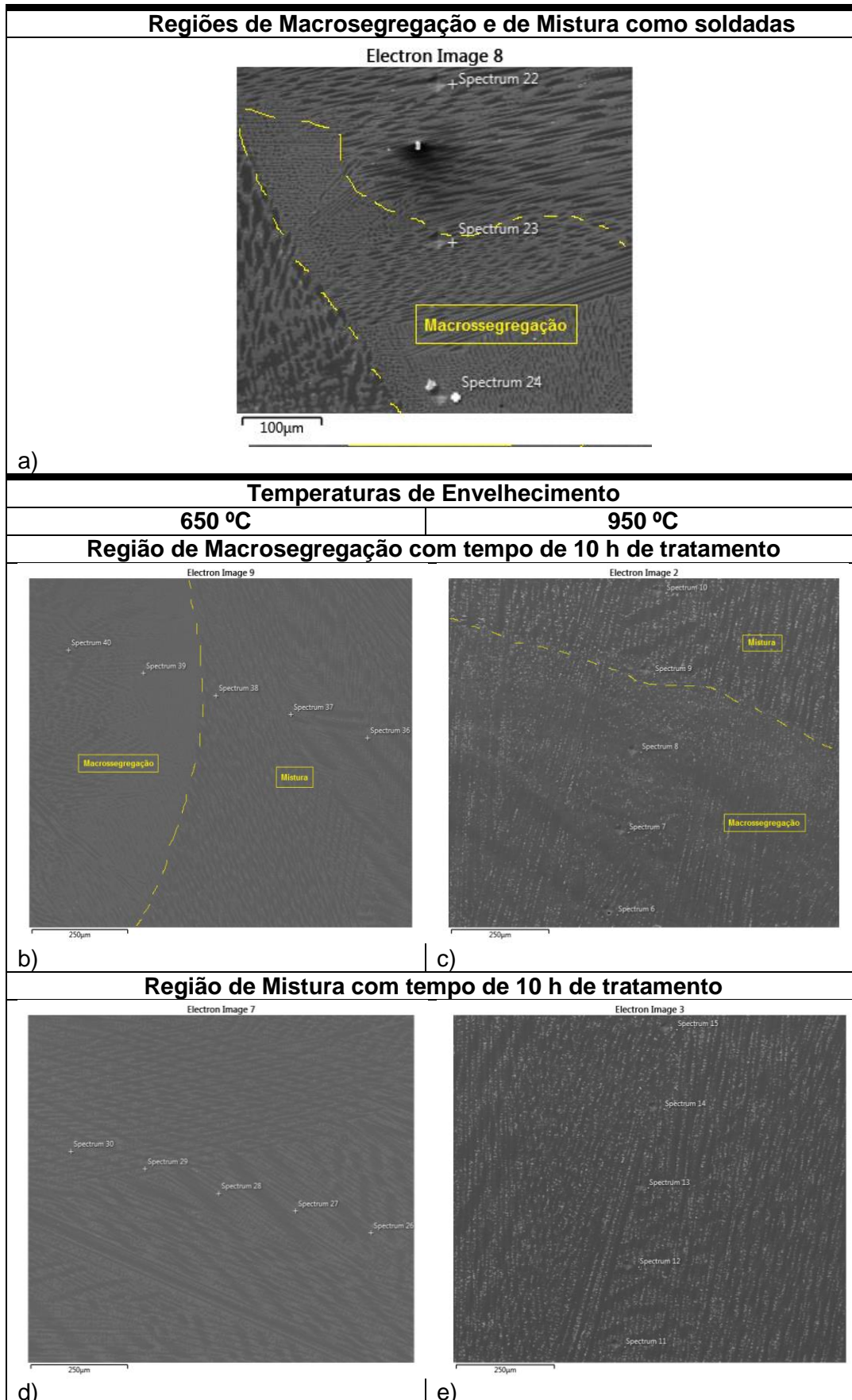
Figura 22: Macrossegregação na amostra B50T2 obtida por microscopia ótica



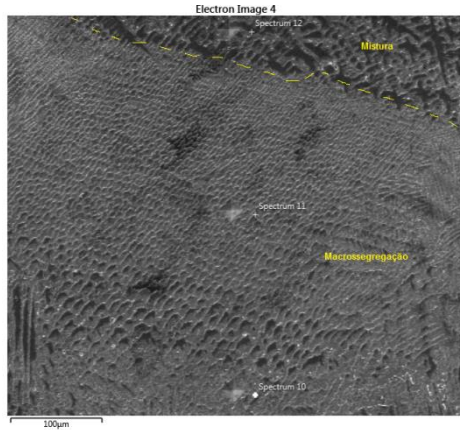
Fonte: Autor

A Figura 23 mostra as microestruturas da liga produzida in-situ pela deposição simultânea de Inconel 625 e Hasteloy C276, pelo processo de soldagem MIG/MAG com Duplo Arame, na condição como soldada e após tratamentos térmicos de envelhecimento, em temperaturas de 650 °C e 950 °C, nos tempos de 10, 50, 100 e 200 h. O que se observa é que a liga produzida in-situ apresentou estrutura com morfologia celular dendrítica e colunar dendrítica. Uma estrutura colunar dendrítica resulta da ocorrência de segregações durante a solidificação da liga.

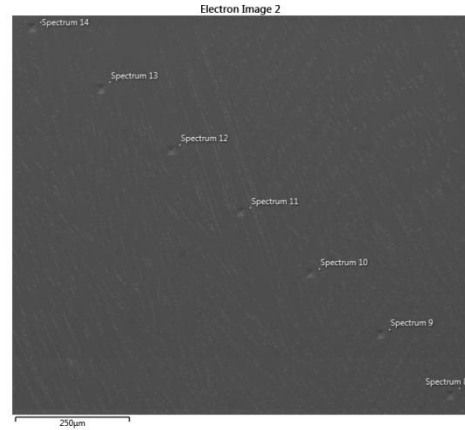
Figura 23: Microestruturas da mistura 35% Inconel 625 e 65% Hastelloy C276 produzida nas condições como soldada e envelhecidas



### Região de Macrosegregação com tempo de 50 h de tratamento

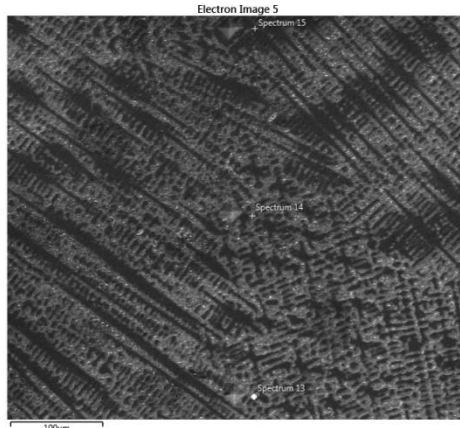


f)

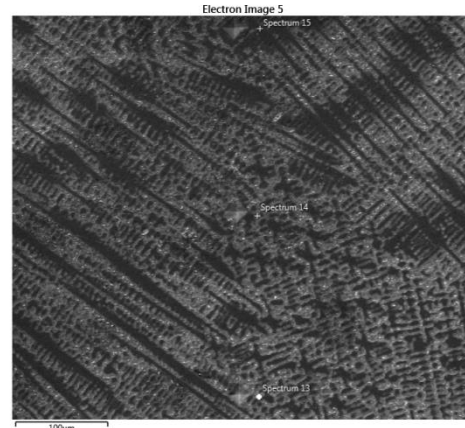


g)

### Região de Mistura com tempo de 50 h de tratamento

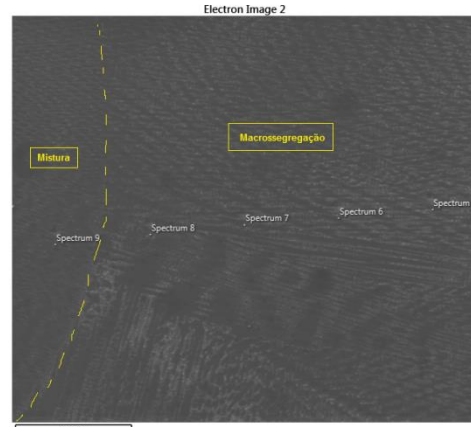


h)

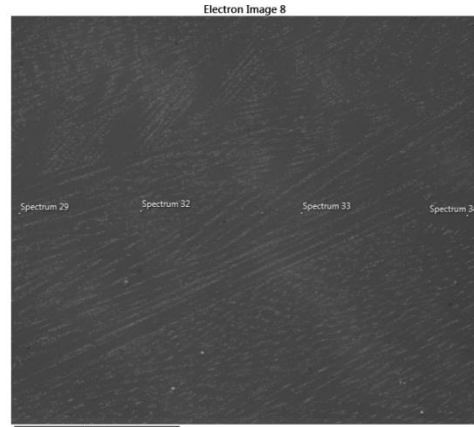


i)

### Região de Macrosegregação com tempo de 100 h de tratamento

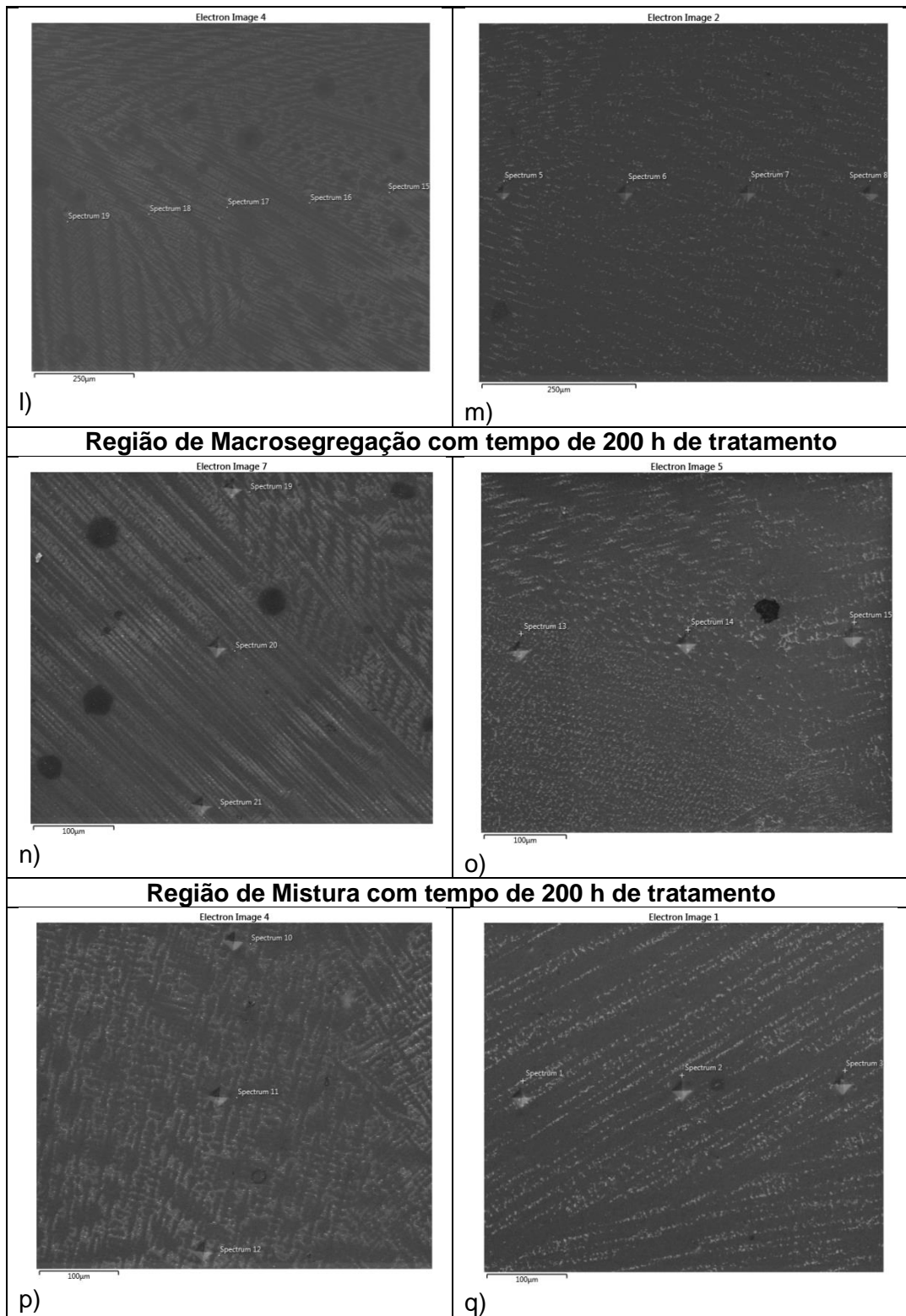


j)



k)

### Região de Mistura com tempo de 100 h de tratamento



Fonte: Autor

Pode-se observar que a liga produzida in-situ apresentou uma microestrutura composta por uma matriz  $\gamma$  com fases secundárias nas regiões interdendríticas e na matriz  $\gamma$ , nas condições com e sem tratamento térmico. Na condição sem tratamento térmico, observou-se um número menor de fases secundárias precipitadas, em



relação às condições de amostras envelhecidas, nas regiões interdendríticas, e em menor quantidade de fases presentes nos centros das dendritas, como pode ser vista nas micrografias da Figura 24, da Figura 25 e da Figura 26.

Figura 24: Microestrutura B sem tratamento térmico

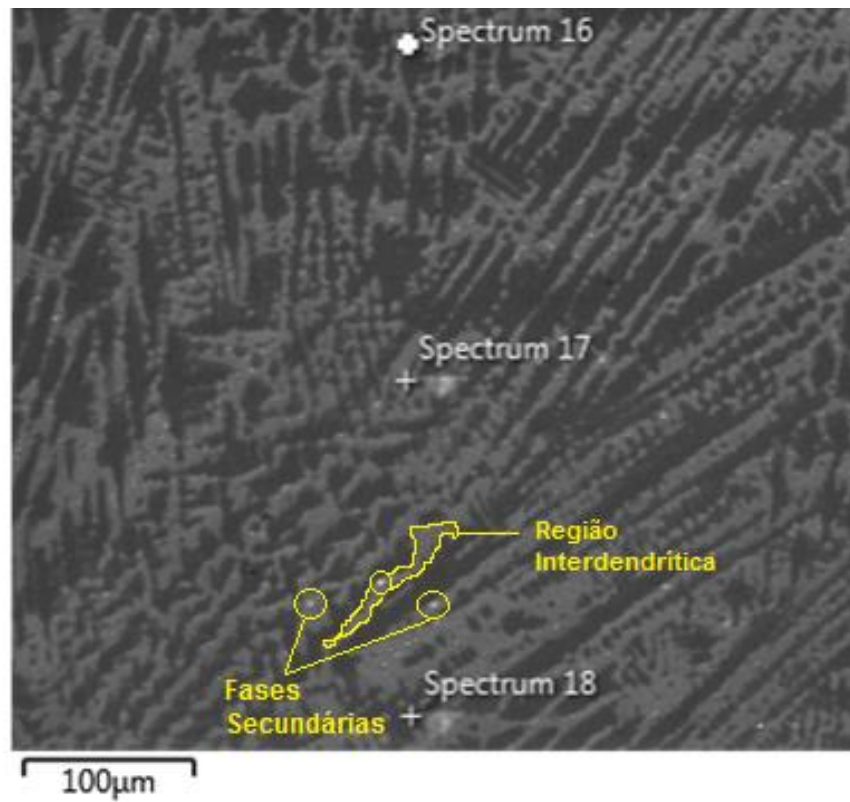
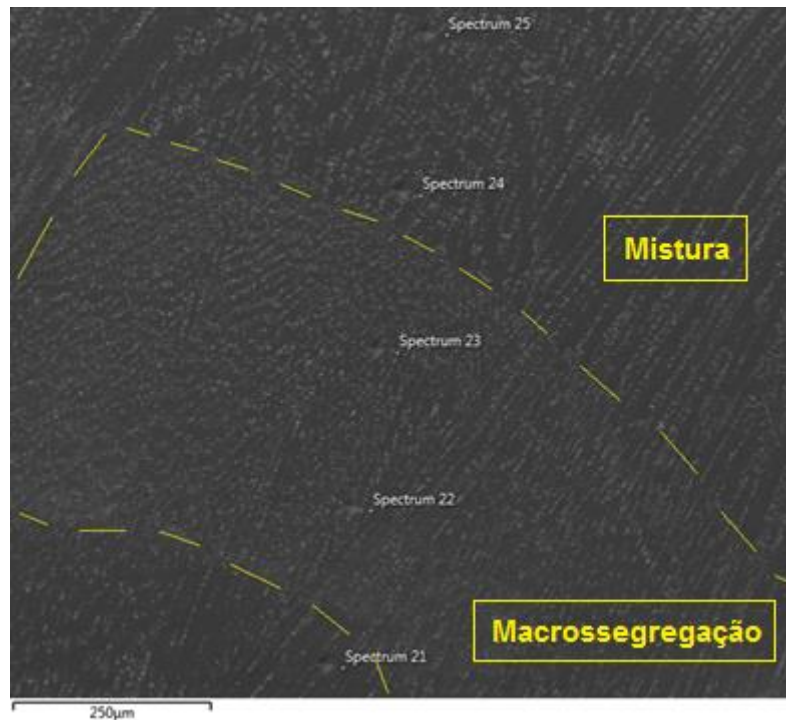


Figura 25: Regiões de macrosegregação e de mistura observadas em uma amostra da liga produzida in-situ, envelhecida a 950 C por 50 h, observadas em microscópio eletrônico de varredura

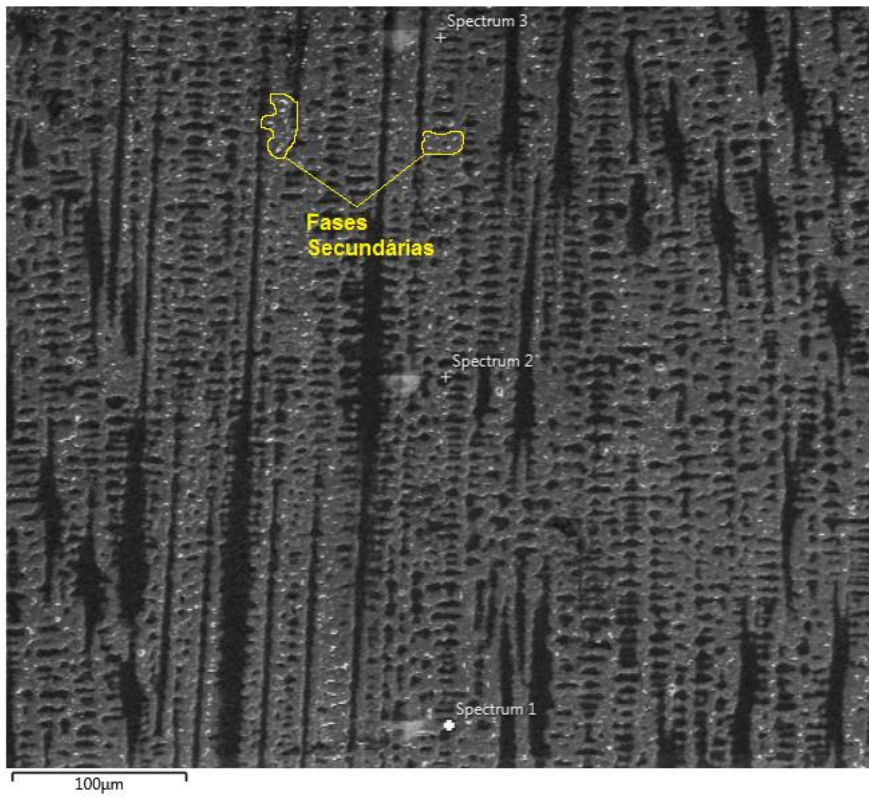


Fonte: Autor

Analisando as imagens da Figura 23, pode-se observar que os aumentos da temperatura de envelhecimento, bem como do tempo de permanência em cada temperatura, resultaram em quantidades e tamanhos maiores de precipitados principalmente nas regiões interdendríticas. Essas observações podem ser exemplificadas comparando-se as amostras das regiões de misturas tratadas por 10h, nas temperaturas de 650 e 950 (Figura 23 b) com Figura 23 c) na região de macrosegregação e Figura 23 d) com Figura 23 e) na região de mistura), onde se constata o efeito do aumento de temperatura. Também pode ser constatado o efeito do tempo, comparando-se as micrografias das amostras das regiões de misturas tratadas a 950 °C, por tempos de 100 h e 200h (Figura 23 m) com Figura 22 q)). A micrografia da Figura 25 e a da Figura 26 mostram as fases secundárias presentes nas regiões interdendríticas. Pode-se observar o número mais significativo de precipitados na amostra tratada a 950 °C.

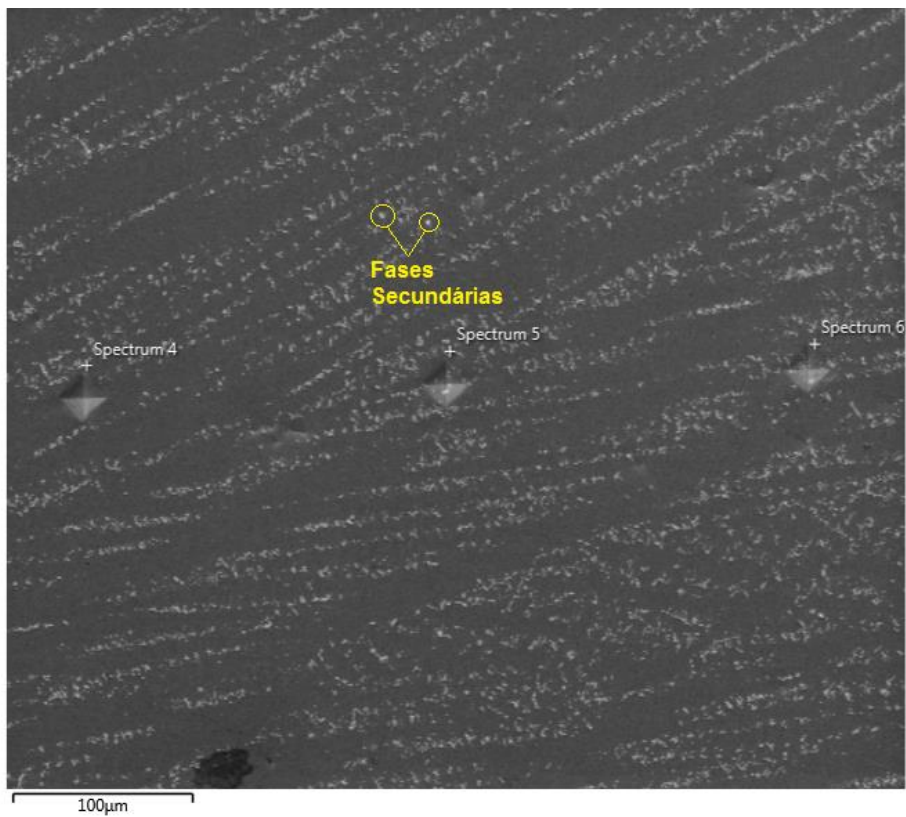
A liga produzida in-situ pela deposição de Inconel 625 e Hasteloy C276 pelo processo de soldagem MIG/MAG com duplo arame, apresentou uma microestrutura composta por uma matriz austenítica ( $\gamma$ ) com fases secundárias nas regiões interdendríticas nas condições com e sem tratamento térmico.

Figura 26: Microestrutura B tratada termicamente por 50 horas a 650 °C



Fonte: Autor

Figura 27: Microestrutura B tratada termicamente por 200 horas a 950 °C



## 4.2 – Análise de composição química das regiões de macrosegregação e mistura

Inicialmente, determinou-se a composição nominal da liga produzida *in-situ*, considerando as composições químicas das ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy 276 e suas participação adicionada de cada uma delas, ou seja, 63% de Hastelloy 276 e 37% de Inconel 625. Os valores nominais de cada elemento químico que constitui a liga podem vistos na Tabela 10.

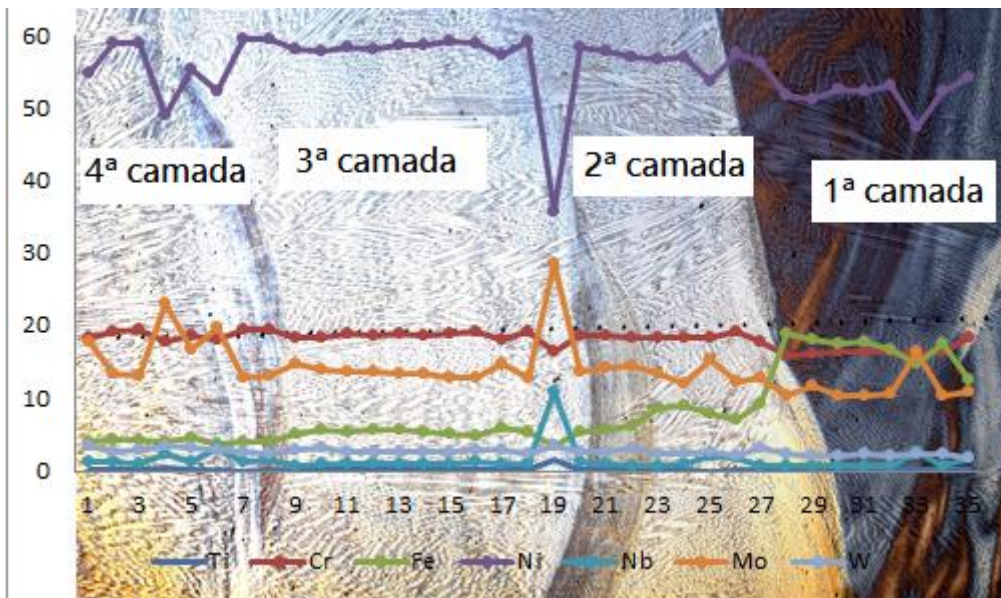
Tabela 10: Composição nominal da liga produzida *in-situ* com participação de 63% Hastelloy C276 e 37% Inconel 625

Elemento	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
<b>Composição Nominal</b>	18,37%	3,9%	59,62%	1,32%	13,63%	2,13%

Fonte: Autor

Os resultados das aquisições de composição química das diferentes condições de tratamento térmico, isto é, envelhecida a 650 °C e 950 °C por 10, 50, 100 e 200 horas mostraram que existem variações nos percentuais de alguns elementos químicos ao longo do metal de solda como pode ser observado na Figura 27 da amostra tratada por 10 horas a 950 °C. Na Figura 28 pode ser vista uma foto da seção transversal do revestimento obtido com a liga produzida *in-situ*. As curvas de composição química obtidas por EDS ao longo de três camadas de revestimento foram sobrepostas à imagem das camadas. Na Tabela 11 podem ser vistos os valores de composição química dos elementos que constituem a liga produzida *in-situ*.

Figura 28: Perfil de composição química dos pontos obtidos para amostra B10T2



Fonte: Autor

Tabela 11: Composição Química da amostra B tratada por 10 horas a 950 °C

Pontos	Ti (%)	Cr (%)	Fe (%)	Ni (%)	Nb (%)	Mo (%)	W (%)	Região
1	0,11	18,33	4,12	54,82	1,39	17,82	3,4	Mistura
2	0,05	19,2	4,33	58,95	1,34	13,47	2,66	Mistura
3	0,04	19,43	4,4	58,9	1,05	13,21	2,97	Mistura
4	0,31	17,84	3,9	49,09	2,28	23,07	3,51	Mistura
5	0,09	18,66	4,57	55,42	1,32	16,85	3,08	Mistura
6	0,21	18,22	3,61	52,34	3,14	19,67	2,81	Macro
7	0,01	19,51	3,89	59,6	1,36	12,89	2,74	Macro
8	0,02	19,5	3,89	59,46	1,45	13,21	2,45	Macro
9	0,06	18,41	4,99	58,18	0,81	14,67	2,88	Macro
10	0,06	18,37	5,68	57,86	0,9	14	3,12	Mistura
11	0,05	18,88	5,48	58,46	0,9	13,59	2,63	Mistura
12	0,06	18,67	5,69	58,24	0,87	13,78	2,7	Mistura
13	0,07	18,84	5,55	58,59	0,88	13,3	2,77	Mistura
14	0,05	18,66	5,51	58,76	0,94	13,35	2,72	Mistura
15	0,05	19,04	5,06	59,28	1,07	12,95	2,55	Mistura
16	0,09	19,24	4,92	58,88	1,21	12,79	2,87	Mistura
17	0,03	18,15	5,84	57,32	0,98	14,77	2,92	Mistura
18	0,06	19,17	5,29	59,3	0,92	12,76	2,5	Mistura
19	1,52	16,47	3,44	35,65	10,86	28,56	3,5	Mistura
20	0,05	18,77	5,31	58,31	1,14	13,81	2,61	Mistura
21	0,06	18,65	5,77	57,84	0,9	14,13	2,66	Mistura
22	0,05	18,27	6,36	57,02	0,59	14,6	3,12	Macro
23	0,02	18,25	8,59	56,8	0,71	13,28	2,33	Macro
24	0,07	18,46	8,99	57,17	0,95	11,92	2,43	Mistura
25	0	18,42	8	53,78	2,06	15,23	2,51	Mistura
26	0,07	19,26	7,05	57,53	1,7	12,2	2,18	Mistura
27	0,06	17,82	9,26	56,19	0,71	12,78	3,19	Mistura
28	0,02	15,99	18,96	51,67	0,64	10,28	2,44	Mistura
29	0,04	16,07	18,11	51,19	0,78	11,69	2,13	Macro
30	0,02	16,4	17,69	52,59	0,77	10,46	2,08	Macro
31	0,03	16,4	17,95	52,24	0,64	10,48	2,27	Macro
32	0,04	16,55	16,75	53,1	0,84	10,63	2,1	Macro
33	0,04	16,06	14,9	47,42	2,74	16,37	2,47	Mistura
34	0,03	16,43	17,61	52,32	0,78	10,49	2,33	Mistura
35	0,09	18,51	12,62	54,26	1,7	10,97	1,85	Mistura
36	0,04	18,44	13,03	54,39	1,52	10,65	1,93	Mistura

Fonte: Autor

Barreto (2018) também trabalhando com essa liga produzida in-situ relata a ocorrência de regiões distintas nos cordões de solda, sendo a parte inferior do

cordão uma região de destaque pela mistura não homogênea entre as ligas. Com isso, há indícios da presença de regiões de macrosegregação e regiões de mistura homogênea entre as ligas Inconel 625 e Hastelloy 276.

A ocorrência da macrosegregação pode justificar a identificação de variações na composição química ao longo do cordão, pois as regiões de macrosegregação caracterizam-se por serem regiões menores com uma tonalidade mais escura que a região adjacente. Nessas regiões mais escuras a composição química apresenta valores percentuais dos elementos presentes mais próximos da composição da liga Hastelloy C276 como, por exemplo, molibdênio e tungstênio. Os valores medidos para esses elementos nas regiões de macrosegregação são superiores aos valores nominais calculados.

Observa-se também na Figura 29 picos e vales nos percentuais de composições químicas de alguns elementos, como por exemplo no ponto 19: vale no Ni e picos no Mo, no Nb e W. Um fator que pode estar associado aos picos de mudança nas composições químicas ao longo do metal de solda é a incidência do espectro de EDS sobre fases precipitadas. Sendo assim, a liga produzida in-situ pelas misturas eletrodos de níquel 625 e 276 apresenta fases precipitadas ricas em Mo, W e Nb. O pequeno pico de titânio também verificado no ponto 19 é um indício que possa ser um precipitado de Ti, com a presença de Nb.

As curvas de variação de composição química, para as demais condições de tratamento de envelhecimento estão apresentadas da Figuras 29 a) à Figura 29 i). Analisando os gráficos, observa-se que as variações na composição química ocorrem em todas as condições analisadas, no entanto, há uma tendência de ocorrência de maior incidência de leituras de composição química pela técnica de EDS sobre precipitados nas amostras tratadas a 950 °C, quando comparadas às amostras tratadas a 650 °C, como pode ser observado na comparação entre as figuras. Esse resultado corrobora a afirmação feita anteriormente quanto à quantidade e aos tamanhos superiores dos precipitados verificados nas amostras tratadas a 950 C, relativamente às amostras envelhecidas a 650 C.

Analisando as curvas de composição química, sobrepostas à superfície atacada da amostra da liga produzida em situ na Figura 21, pode-se visualizar a presença de regiões distintas pela diferença de tonalidade das cores que elas apresentam (região de macrosegregação tonalidade mais escura e região de mistura homogênea, mais clara). Na última coluna da Tabela 11 estão identificadas

as regiões nas quais foram feitas as leituras de cada ponto analisado, possibilitando também a visualização das regiões denominadas aqui de mistura e macrosegregação.

Figura 29: Composição química das amostras tratadas termicamente

Figura a) – Composição da amostra tratada a 650 C por 10h

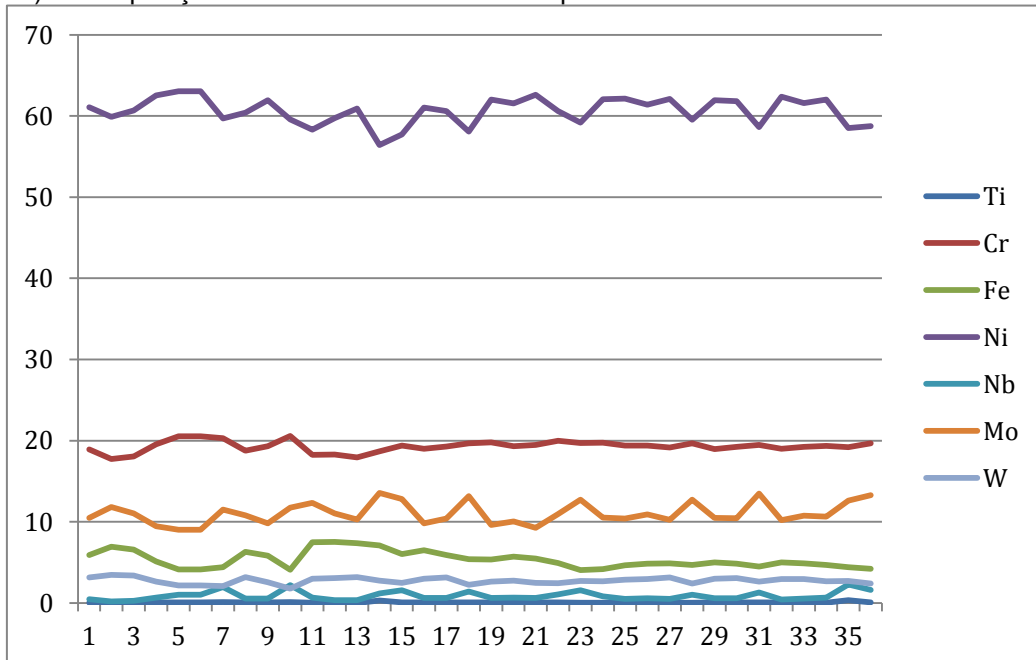


Figura b) – Composição da amostra tratada a 950 C por 10h

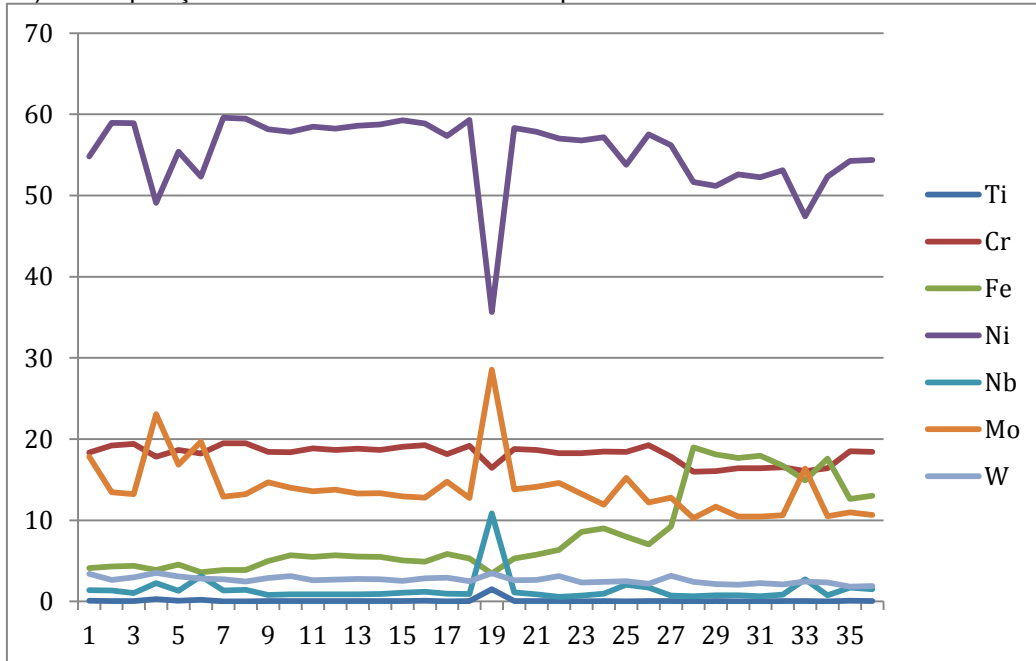




Figura c) – Composição da amostra tratada a 650 C por 50h

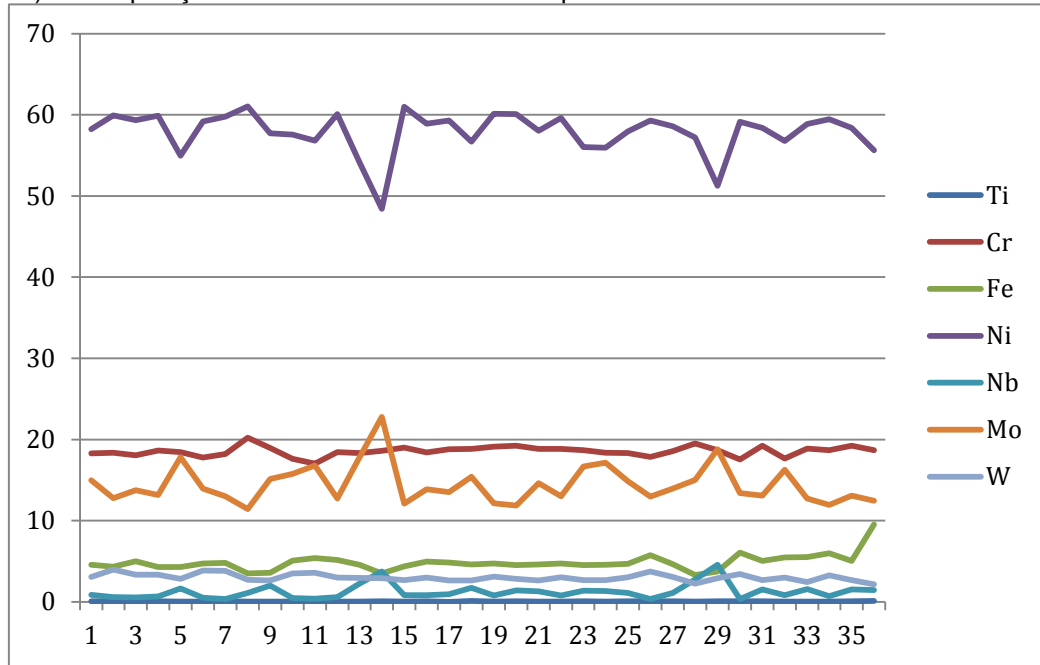


Figura d) – Composição da amostra tratada a 950 C por 50h

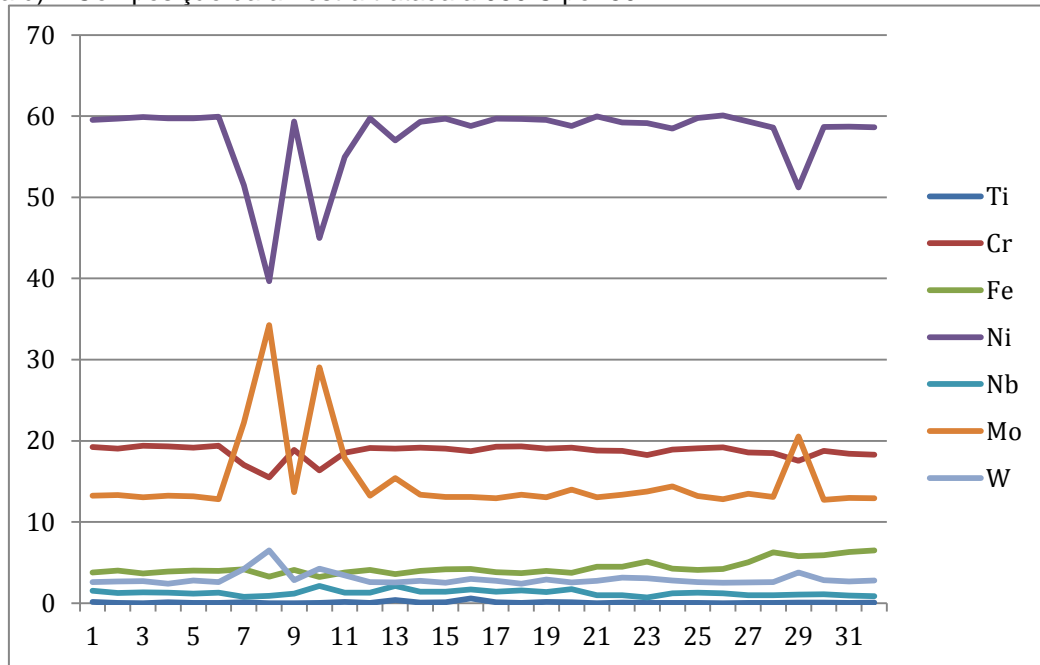


Figura e) – Composição da amostra tratada a 650 C por 100h

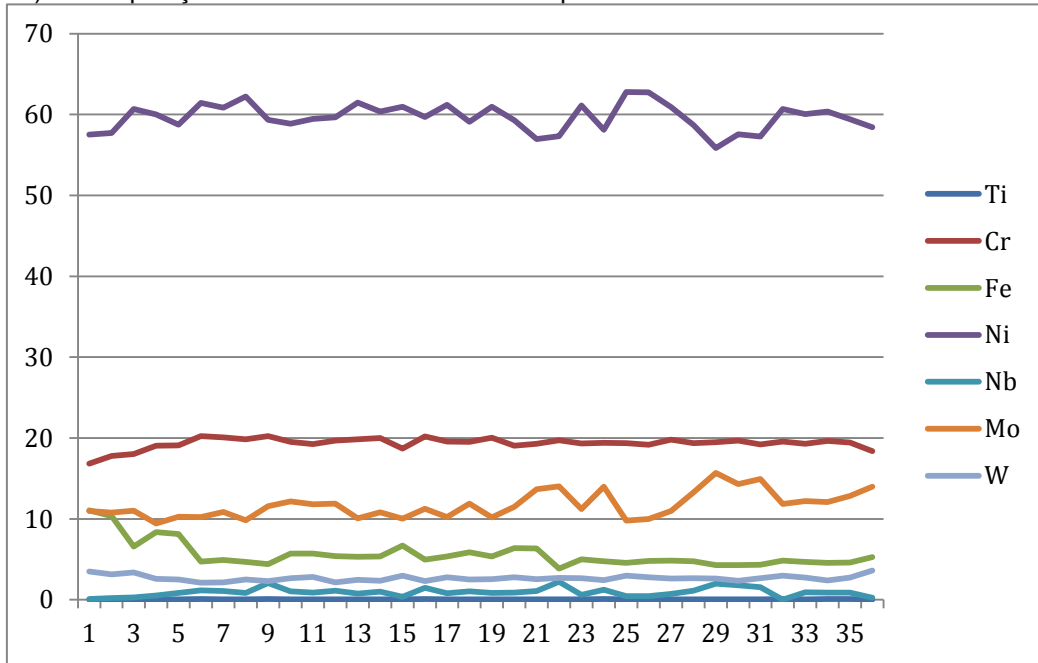


Figura f) – Composição da amostra tratada a 950 C por 100h

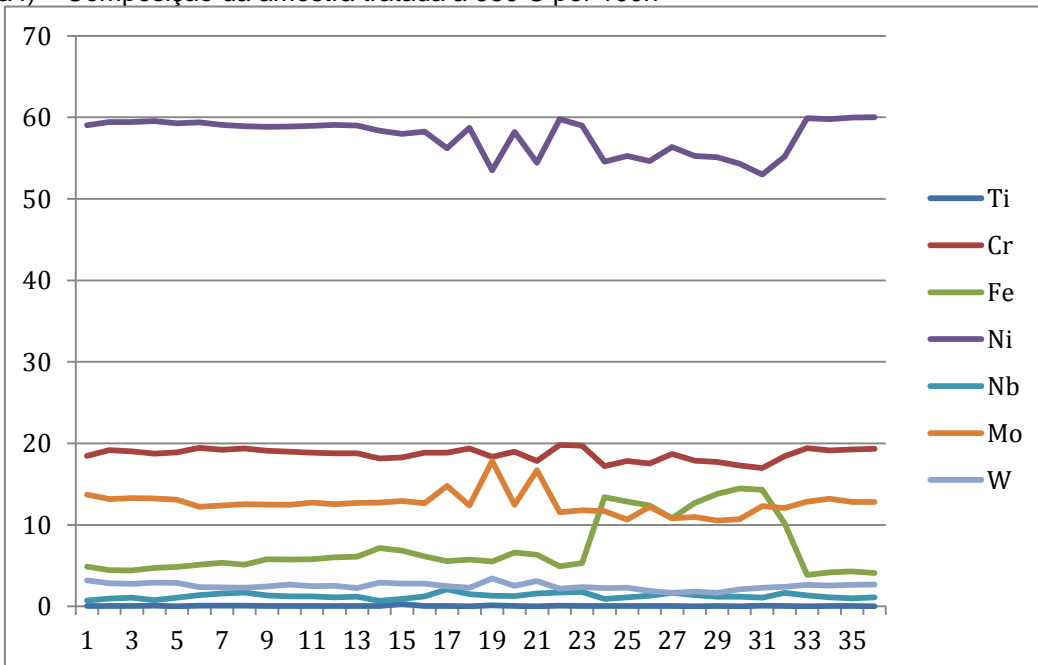


Figura g) – Composição da amostra tratada a 650 C por 200h

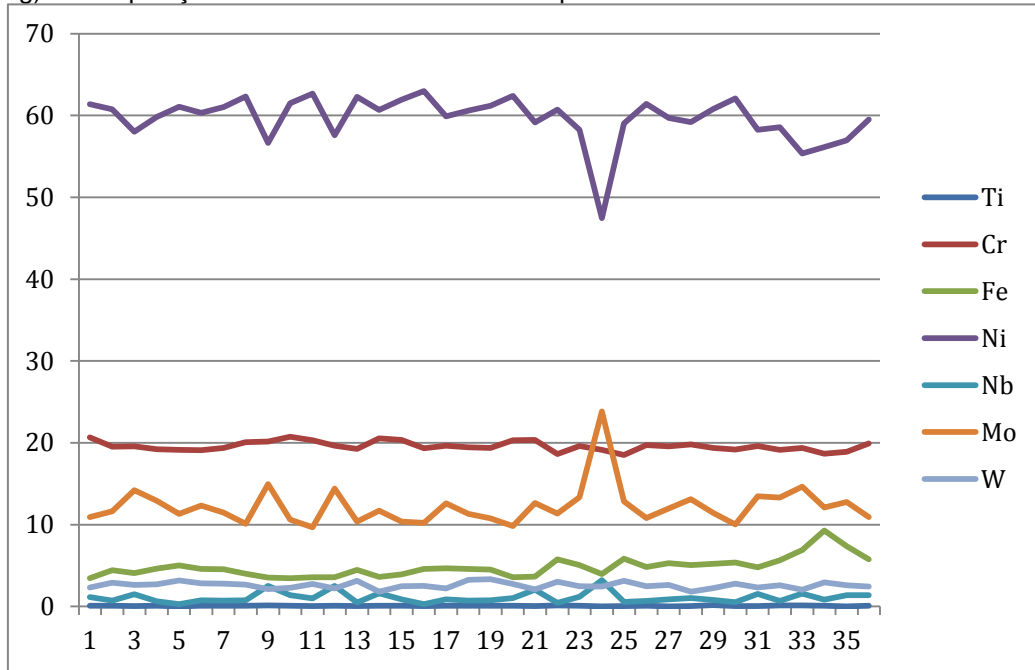
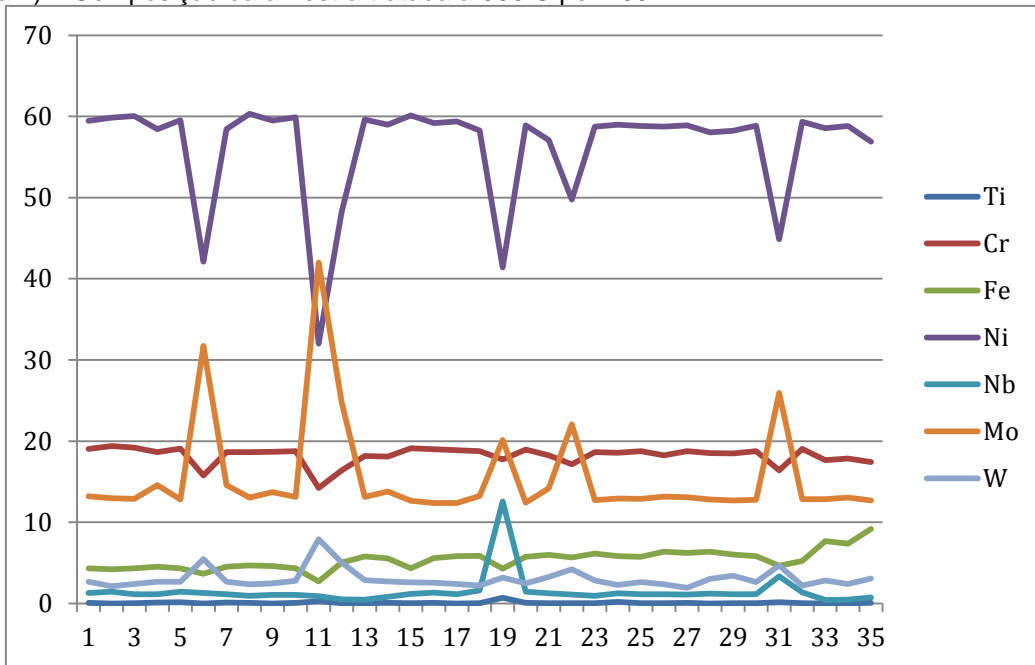
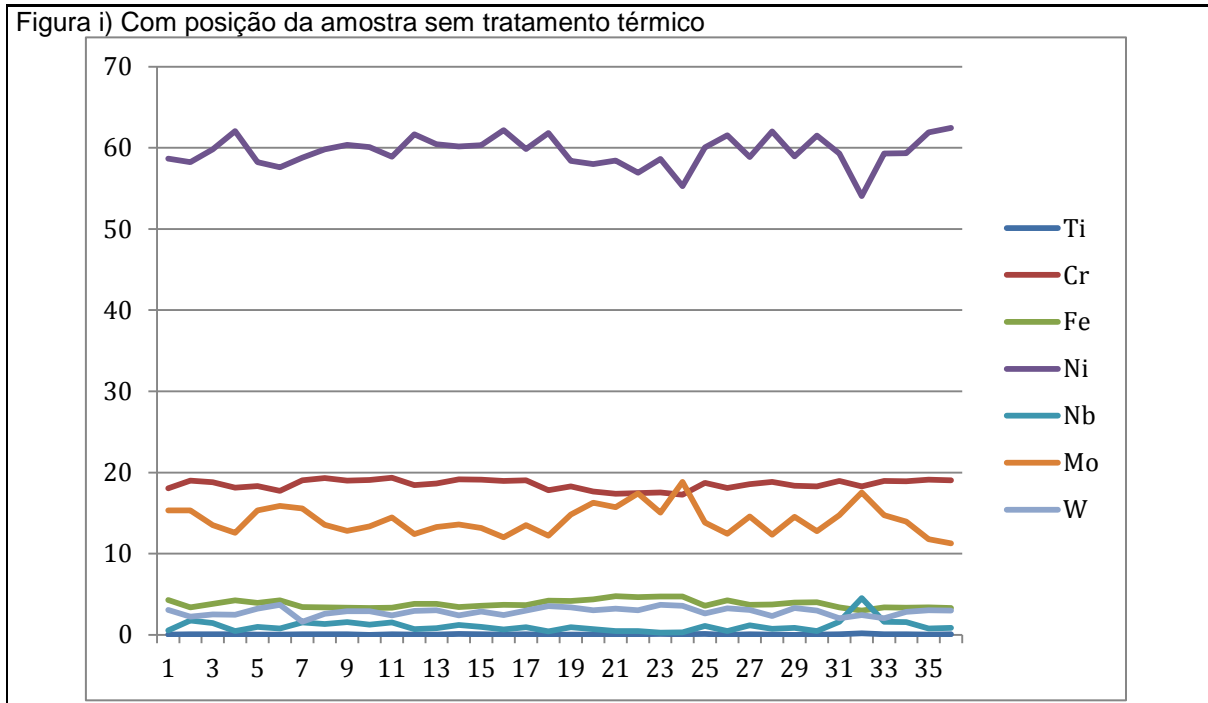


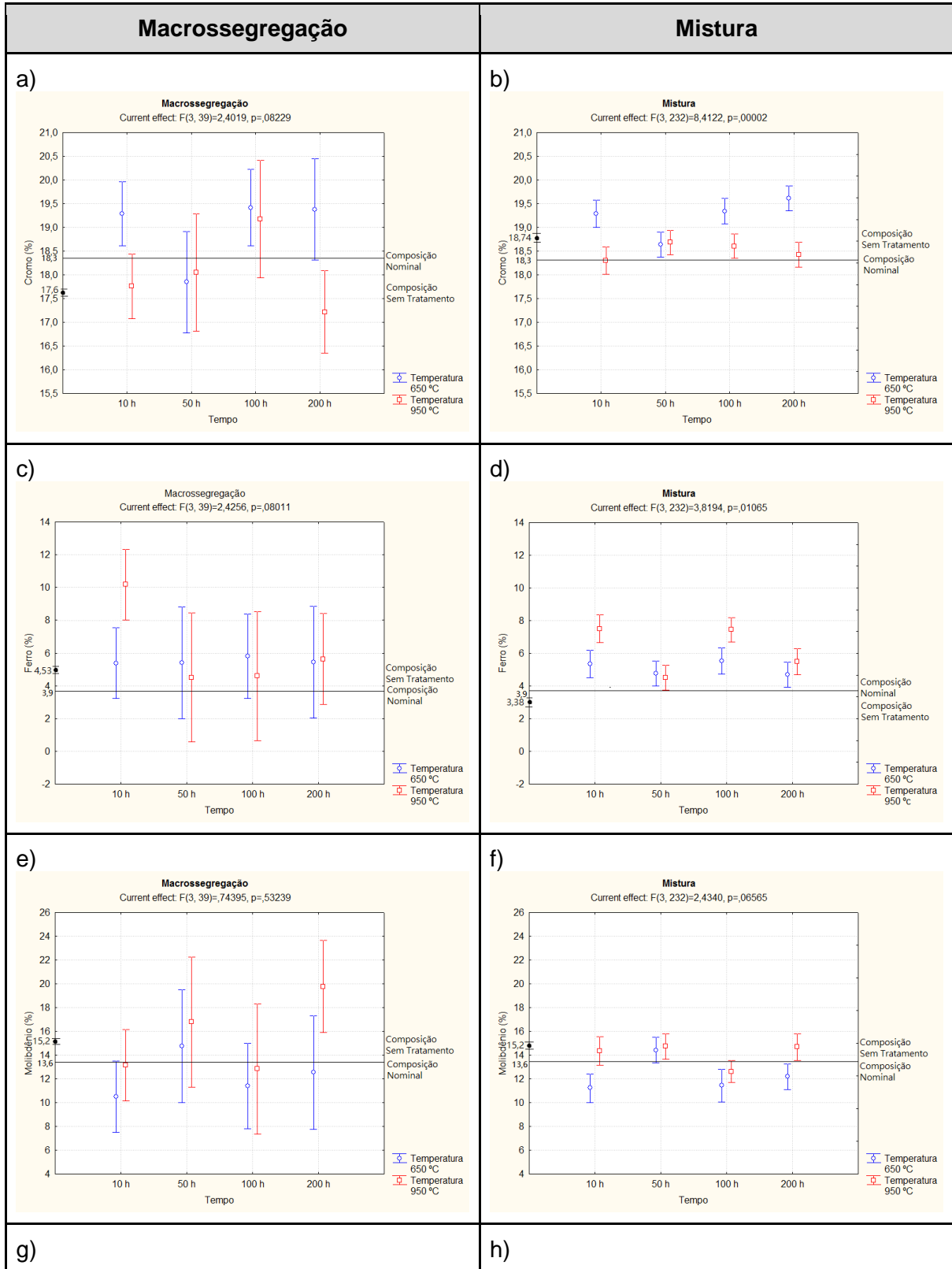
Figura h) – Composição da amostra tratada a 950 C por 200h

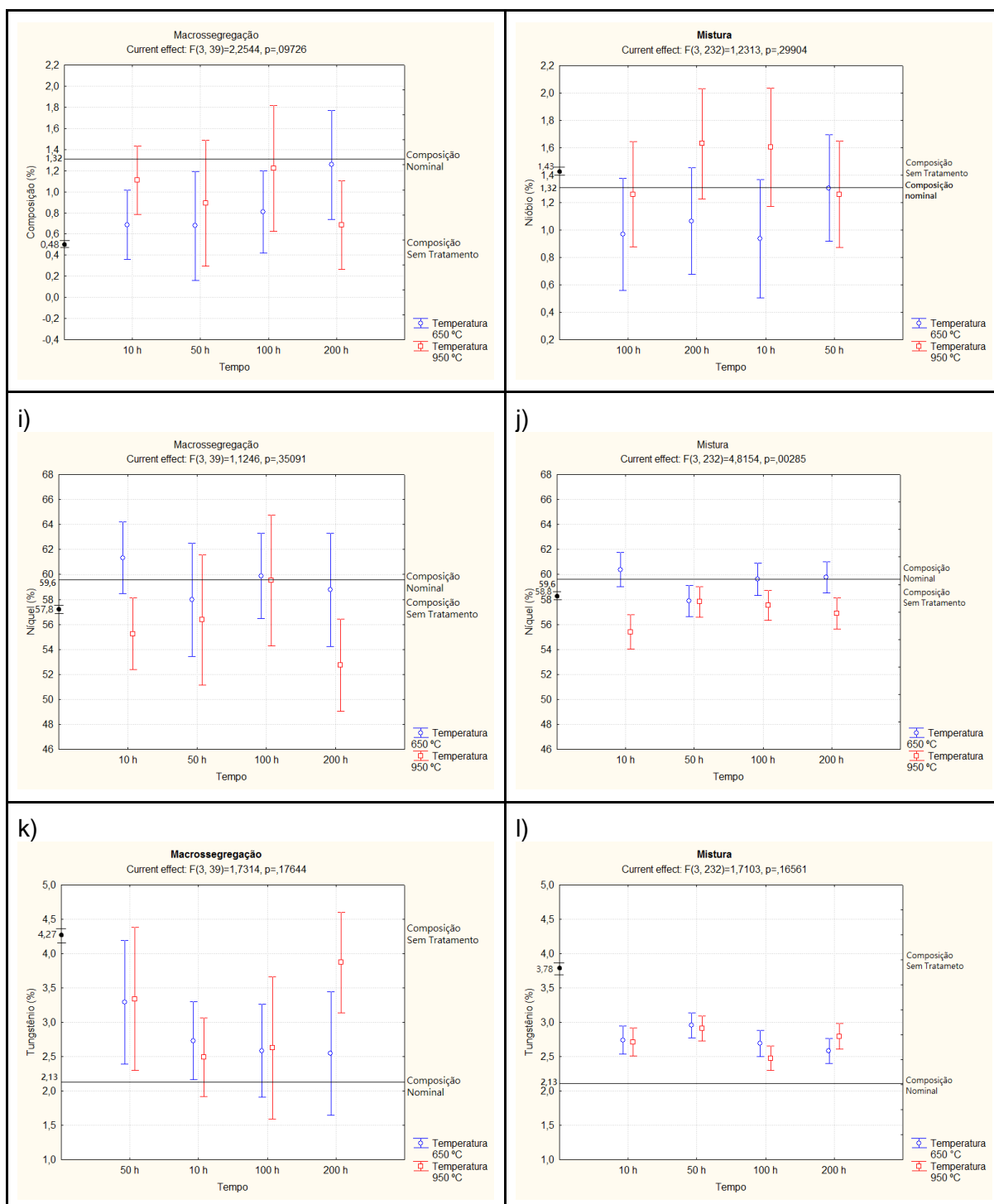




Com base na avaliação visual das microestruturas e nas curvas de composição que apontaram o aumento na quantidade de precipitados com a temperatura e tempos de tratamento, foram construídos gráficos de composição química dos principais elementos que compõem as ligas em função dos tempos e das temperaturas de tratamento de envelhecimento, nas regiões de macrosegregação e mistura da liga produzida in-situ (Figura 30 a) à Figura 30 l)). Plotou-se também uma linha horizontal coincidente com o valor da composição nominal de cada elemento.

Figura 30: Análise de Variância da composição química das regiões de mistura e macrossegregação para as variáveis tempo e temperatura.

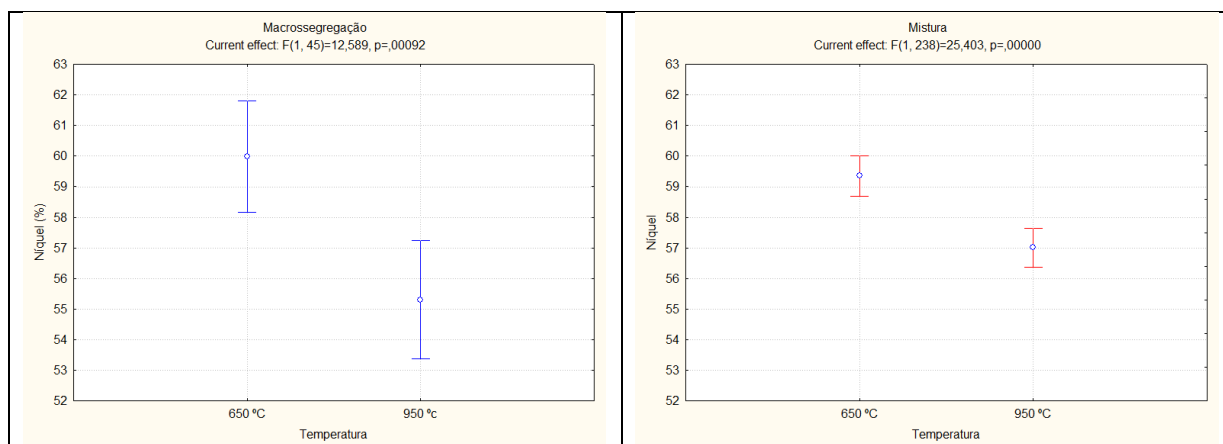




A concentração de cromo sofre uma variação em relação à composição nominal da liga. Há uma tendência de aumento na concentração desse elemento quando tratado a 650 °C (mais acentuada) e 950 °C. O mesmo comportamento de aumento ocorre para o Fe e o W. Comportamentos contrários, ou seja, concentrações inferiores aos valores nominais, foram identificadas para o Ni e o Nb e, por fim, a concentração do Mo, em média, foi próxima ao valor nominal da liga.

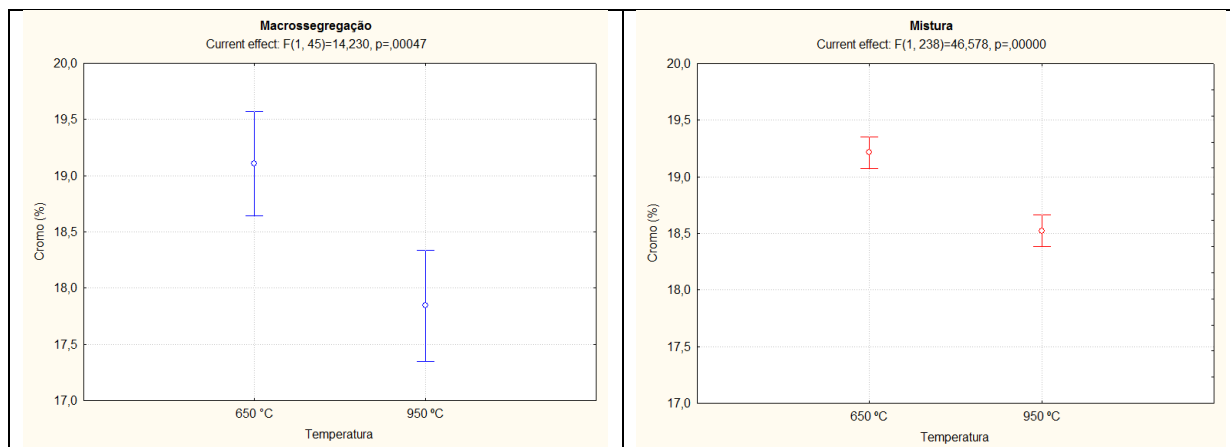
Uma eventual homogeneização de composição química, ou a predominância de precipitados com composição específica, não ficam evidentes com o tempo de tratamento. Dessa forma, procurou-se avaliar os efeitos da temperatura nos teores de composição química das regiões de macrosegregação e de mistura. Uma análise estatística de variância foi realizada e os gráficos podem ser vistos nas Figuras 31,32, 33 e 34 para os elementos Ni, Cr, Mo, Fe e Nb.

Figura 31: Análise de variância da composição química do Níquel na macrosegregação e mistura a 650 °C e 950 °C



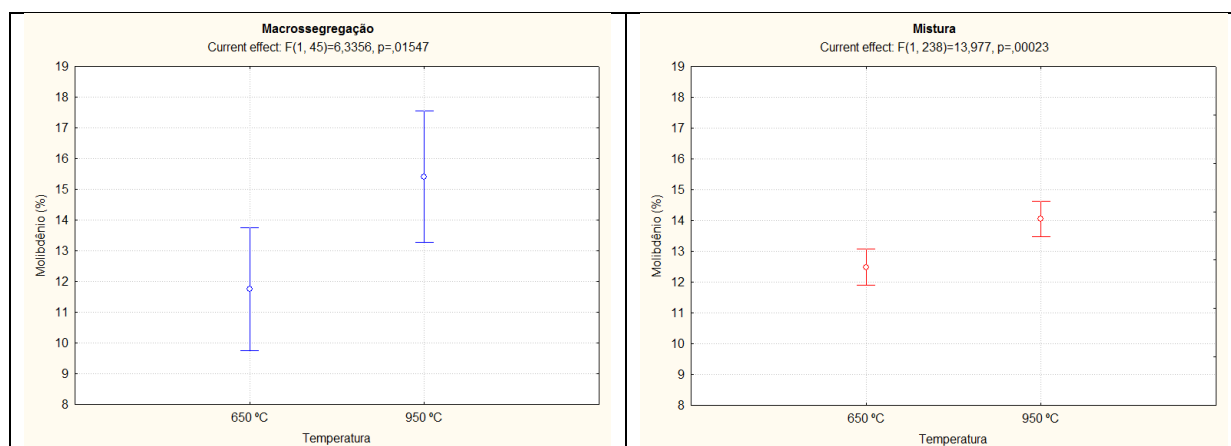
Fonte: Autor

Figura 32: Análise de variância da composição química do Cromo na macrosegregação e mistura a 650°C e 950 °C



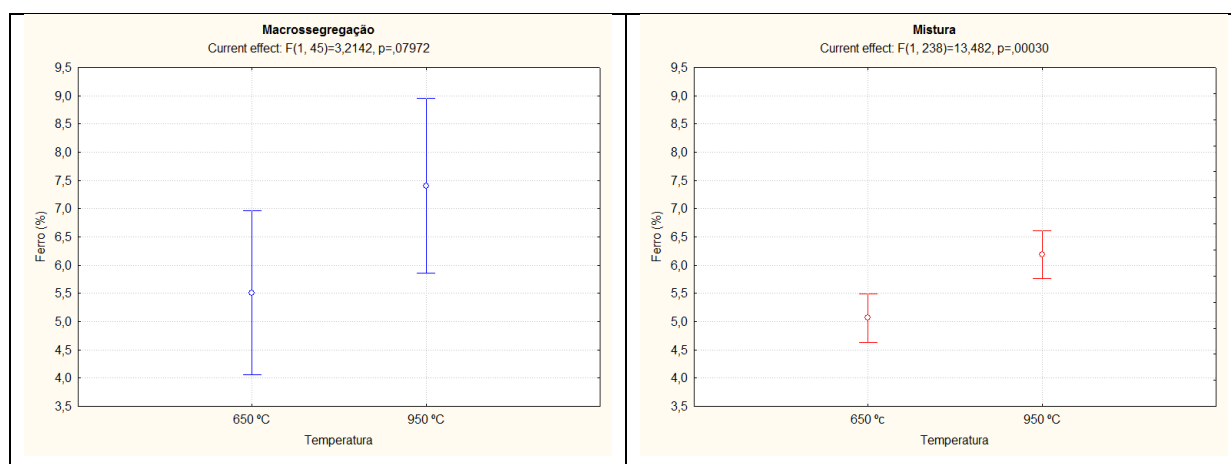
Fonte: Autor

Figura 33: Análise de variância da composição química do Molibdênio na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C



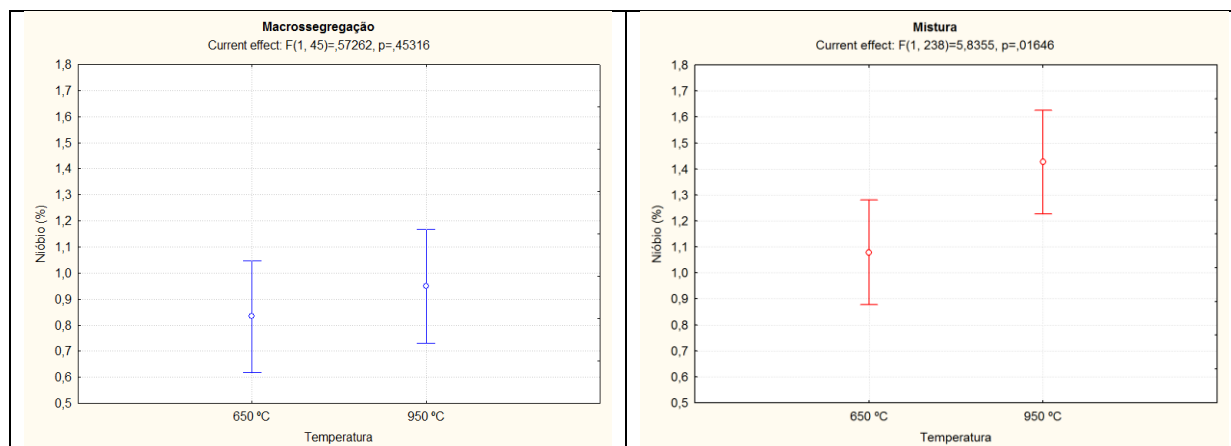
Fonte: Autor

Figura 34: Análise de variância da composição química do Ferro na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C



Fonte: Autor

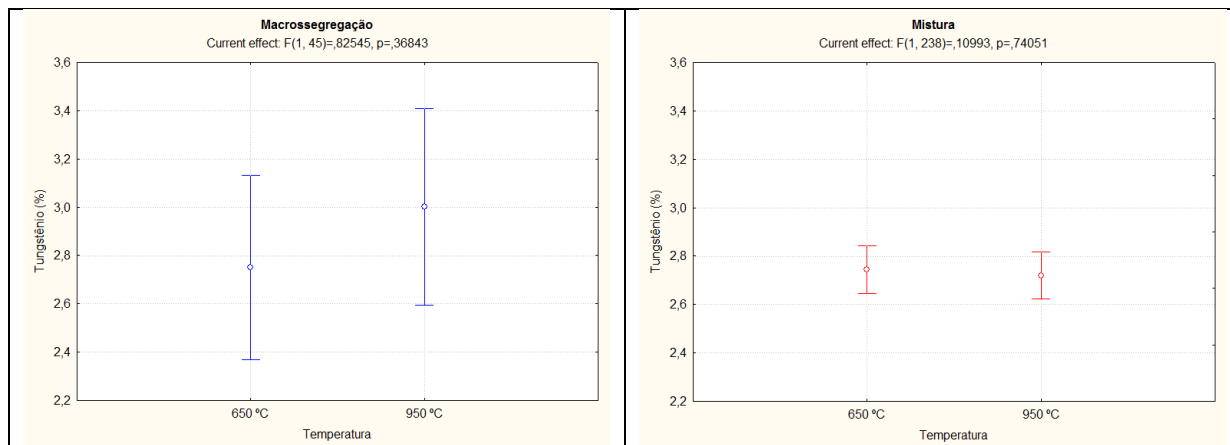
Figura 35: Análise de variância da composição química do Nióbio na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C



Fonte: Autor



Figura 36: Análise de variância da composição química do Tungstênio na macrossegregação e mistura a 650 °C e 950 °C



Fonte: Autor

O Ferro como um elemento exclusivo da liga Hastelloy C 276 apresenta maior concentração na macrossegregação do que na mistura. Uma possível causa é o teor mais alto de Fe registrado na primeira camada (Figura 28), considerada nas análises como região de macrossegregação, que está mais próxima do metal base (aço carbono), de onde o Fe se difundiu.

Observa-se que o aumento de temperatura promoveu uma queda estatisticamente significativa nos percentuais de Ni e de Cr nas regiões de mistura e de macrossegregação. Quanto ao Cr, a queda pode estar associada à precipitação de carbonetos de cromo do tipo  $Cr_{23}C_6$  e  $Cr_7C_3$  nos contornos de grão, empobrecendo a matriz e desse elemento. A análise de variância aponta também que o aumento da temperatura de 650 °C para 950 °C resultou na elevação do teor de Mo nas duas regiões em estudo. Quanto ao Nb, o efeito do aumento da temperatura só foi significativo na região de mistura, que também registrou um aumento. Dois aspectos podem ser considerados para explicar esses resultados: 1) Os teores de Mo e Nb podem ter sido elevados com a temperatura devido à dissolução dos precipitados em temperaturas e tempos maiores e posterior solubilização desses elementos na matriz e ou 2) os aumentos nas concentrações de Mo e Nb podem estar relacionados ao número maior de precipitados, devido às temperaturas de tratamento, pois aumenta-se assim a probabilidade de que nos ensaios de EDS, tanto nas regiões de mistura, quanto de macrossegregações, os pontos medidos contenham mais precipitados. Essa suposição é corroborada por

uma análise dos perfis de variação de composição química da Figura 21 e das Figuras 29 a) à Figura 29 i). Percebe-se claramente nos picos e vales desses perfis de composição química, que quando o EDS é realizado sobre um precipitado ou ilhas de precipitados, ocorre a mesma tendência, ou seja, quedas nos teores de Cr e Ni e aumentos nos de W, Mo e Nb, sendo estes três elementos os principais constituintes dos precipitados presentes na liga produzida in-situ, com os eletrodos de níquel Inconel 625 e Hastelloy 276, pelo processo MIG/MAG com Duplo Arame. Enquanto que para o Fe, o aumento da temperatura provoca uma maior difusão dos átomos desse elemento, que se encontram em maior quantidade na primeira camada de revestimento, para as camadas superiores, sob as quais há uma maior quantidade de espectros incidindo.

## 5. CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos por análise microestrutural e variância da composição química para regiões de macrossegregação e de mistura das ligas Inconel 625 e Hastelloy C 276 após envelhecimento à 650 e 950 °C por 10, 100 e 200 horas, pode-se concluir que:

- De uma forma geral, o tratamento térmico de envelhecimento sob longos tempos de exposição e a temperaturas mais elevadas promoveram um aumento na incidência de precipitados detectados por EDS
- Os aumentos da temperatura de envelhecimento, bem como do tempo de permanência em cada temperatura, resultaram em quantidades e tamanhos maiores de precipitados principalmente nas regiões interdendríticas
- O aumento da temperatura promoveu variação estatisticamente significativa da composição química da mistura. Reduziu os teores de Ni e Cr, e aumentou os dos elementos Mo, Nb e Fe;
- A região de macrossegregação não apresentou variação estatisticamente significativa para as variáveis tempo e temperatura para qualquer elemento químicos.

## 6. REFERÊNCIAS

ASM. **Nickel and nickel alloys. In: Casting.** Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 15, 10th ed., p 815-823, 1993b.

ASM International, "ASM Specialty Handbook - Nickel, Cobalt and Their Alloys", ASM International, 2000.

ASM. **Corrosion of Weldments.** ASM International. Ohio, 2006.

ASTM Standard B574. Standard Specification for Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum, Low-Carbon Nickel-Molybdenum-Chromium, Low-Carbon Nickel-Molybdenum-Chromium-Tantalum, Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Copper, and Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten. West Conshohocken, PA: ASTM International. 2010a.

BARRETO, A.S. **Estudo de Ligas de níquel produzidas in-situ pela deposição simultânea de Inconel 625 e Hastelloy C276 por soldagem MIG/MAG com Duplo Arame** 2018. 114f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018

BRITO, F.F.G. **Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22.** 2014. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. **Welding Journal**, v. 82, n. 6, pp. 125-56, 2003.

DuPont, J. N.; Lippold, J. C.; Kiser, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys.** John Wiley & Sons. 440p. Nova Jersey. 2009.

Farrar, J. C. M. **The alloy tree** - A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys. Corrosion-resistant nickel alloys. Woodhead Publishing Ltd. 192p. Cambridge, 2004.

HODGE, F. G. The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service. **JOM**. p. 28-31. Setembro, 2006.

Informações e análises da economia mineral brasileira, **IBRAM** 2011. Disponível em : < <http://www.ibram.org.br/sites/1300/1382/00002794.pdf>> Acessado 10 nov. 2018

MOTTA, M. F. **Aplicação do Processo MIG/MAG Pulsado com Duplo- Arame e Potenciais Isolados em Operações de Revestimento.** Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, SC. 153 p. 2002.

OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLAK, M. J. **Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal**. *Materials Science and Engineering A*, v.203, n.1-2, p.134-139, 1995.

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.

PRATA, M. D. **Estudo do metal de solda formado pela soldagem MIG/MAG Duplo Arame por eletrodos dissimilares**. 2014. 63 f. Monografia - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

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

Rebak, D. Environmentally Assisted Cracking of Nickel Alloys - A Review. **Environment Induced Cracking of Metals – 2**. Banff, Canada, 2004.

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.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados Pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio – Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. Tese. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza - CE, 2010.

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

SIMS, C. T. Superalloys: genesis and character. In: Sims, C. T., Stoloff, N. S. e Hagel, W. C. (Ed.). *Superalloys II: John Wiley & Sons Inc.*, 1987. Superalloys: genesis and character, p. 3- 25

SPECIAL METALS. **PRODUCT HANDBOOK OF HIGH-PERFORMANCE ALLOYS**. Huntington, wv, usa: special metals corporation 2008.

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 Mechanical Properties Modeling. **Materials Science and Technology**. v. 19. pp. 283-290, 2003.

## ANEXOS

Tabela – Composição química da amostra B tratada por 10 horas a 650 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	0,04	18,9	5,92	61,06	0,44	10,48	3,15
2	0	17,72	6,93	59,9	0,18	11,83	3,45
3	0,02	18,04	6,59	60,69	0,28	11,03	3,36
4	0,07	19,54	5,13	62,53	0,66	9,46	2,62
5	0,07	20,55	4,14	63,05	1,03	9,01	2,14
6	0,07	20,55	4,14	63,05	1,03	9,01	2,14
7	0,09	20,28	4,39	59,7	1,96	11,49	2,08
8	0,07	18,77	6,28	60,39	0,53	10,8	3,17
9	0,05	19,31	5,81	61,93	0,55	9,8	2,55
10	0,09	20,57	4,09	59,57	2,18	11,74	1,76
11	0,02	18,26	7,46	58,3	0,64	12,34	2,99
12	0,03	18,28	7,53	59,73	0,34	11,03	3,05
13	0	17,92	7,38	60,92	0,33	10,27	3,17
14	0,32	18,69	7,08	56,41	1,18	13,57	2,75
15	0,05	19,39	6,01	57,74	1,56	12,79	2,47
16	0,06	19,01	6,48	61,05	0,6	9,82	2,99
17	0,07	19,27	5,89	60,62	0,6	10,4	3,15
18	0,05	19,67	5,38	58,08	1,42	13,16	2,24
19	0,06	19,77	5,33	62,01	0,6	9,59	2,63
20	0,05	19,31	5,71	61,53	0,64	10,03	2,73
21	0,08	19,48	5,46	62,6	0,62	9,26	2,49
22	0,06	19,98	4,91	60,6	1,07	10,94	2,44
23	0,03	19,72	4,05	59,2	1,55	12,73	2,72
24	0,03	19,73	4,18	62,05	0,81	10,5	2,68
25	0,06	19,39	4,63	62,14	0,5	10,41	2,87
26	0,01	19,37	4,82	61,39	0,56	10,9	2,95
27	0,04	19,14	4,88	62,09	0,48	10,23	3,14
28	0,03	19,67	4,66	59,54	1	12,72	2,38
29	0,05	18,97	5,01	61,93	0,56	10,49	2,99
30	0,05	19,24	4,82	61,81	0,59	10,44	3,07
31	0,05	19,47	4,5	58,61	1,28	13,49	2,61
32	0,05	18,99	5	62,39	0,43	10,2	2,94
33	0,07	19,24	4,89	61,58	0,53	10,75	2,93
34	0,04	19,33	4,66	62,03	0,64	10,62	2,66
35	0,36	19,18	4,4	58,5	2,26	12,59	2,72
36	0,08	19,68	4,21	58,76	1,61	13,26	2,4

Tabela – Composição química da amostra B tratada por 50 horas a 650 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0,06	18,28	4,56	58,23	0,84	14,99
2	0,07	18,37	4,32	59,95	0,56	12,76
3	0,04	18,05	4,98	59,34	0,52	13,75
4	0,08	18,62	4,3	59,89	0,64	13,15
5	0,03	18,43	4,27	54,98	1,63	17,83
6	0,04	17,76	4,7	59,17	0,51	13,95
7	0,07	18,19	4,81	59,79	0,35	12,99
8	0,02	20,2	3,5	61,05	1,08	11,44
9	0,03	18,95	3,56	57,72	2,01	15,12
10	0,02	17,6	5,09	57,56	0,46	15,77
11	0,05	17,01	5,39	56,82	0,38	16,78
12	0,02	18,45	5,16	60,07	0,57	12,72
13	0,01	18,34	4,56	54,16	2,24	17,76
14	0,05	18,59	3,48	48,42	3,75	22,8
15	0,04	18,98	4,36	61	0,83	12,11
16	0,06	18,41	4,96	58,9	0,83	13,85
17	0	18,8	4,83	59,31	0,95	13,5
18	0,11	18,85	4,59	56,7	1,74	15,41
19	0,02	19,13	4,7	60,11	0,79	12,14
20	0,05	19,25	4,54	60,1	1,39	11,85
21	0,03	18,82	4,61	58,02	1,29	14,61
22	0,01	18,83	4,71	59,61	0,79	13
23	0,07	18,69	4,51	56,04	1,36	16,68
24	0,01	18,35	4,57	55,95	1,31	17,14
25	0,05	18,33	4,68	57,97	1,09	14,85
26	0,05	17,87	5,76	59,28	0,36	12,95
27	0,06	18,58	4,64	58,6	1,1	13,94
28	0,04	19,5	3,28	57,19	2,74	15,02
29	0,08	18,67	3,75	51,26	4,55	18,8
30	0,05	17,52	6,07	59,16	0,35	13,41
31	0,05	19,25	5,04	58,4	1,52	13,07
32	0,03	17,66	5,45	56,77	0,81	16,28
33	0,04	18,86	5,52	58,86	1,55	12,73
34	0,01	18,67	5,98	59,46	0,68	11,93
35	0,05	19,25	5,04	58,4	1,52	13,07
36	0,09	18,69	9,53	55,62	1,45	12,45

Tabela – Composição química da amostra B tratada por 50 horas a 950 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	0,14	19,23	3,77	59,52	1,52	13,23	2,59
2	0,04	19,04	4,02	59,68	1,24	13,3	2,68
3	0	19,39	3,64	59,9	1,33	13,02	2,72
4	0,1	19,32	3,89	59,75	1,3	13,24	2,39
5	0,02	19,16	4	59,72	1,17	13,14	2,8
6	0,03	19,4	3,96	59,94	1,27	12,81	2,58
7	0,1	17,03	4,18	51,48	0,79	22,24	4,19
8	0	15,47	3,25	39,64	0,89	34,26	6,49
9	0	18,88	4,1	59,35	1,16	13,67	2,82
10	0,04	16,37	3,2	44,98	2,1	29,06	4,24
11	0,15	18,53	3,77	54,96	1,3	17,87	3,41
12	0,03	19,1	4,07	59,72	1,27	13,22	2,58
13	0,38	19,02	3,56	57	2,11	15,39	2,54
14	0,08	19,16	3,97	59,29	1,4	13,34	2,76
15	0,12	19,05	4,15	59,7	1,4	13,06	2,52
16	0,57	18,72	4,19	58,79	1,68	13,07	2,97
17	0,11	19,28	3,83	59,7	1,41	12,93	2,73
18	0,04	19,31	3,69	59,64	1,57	13,36	2,39
19	0,14	19,05	3,95	59,55	1,37	13,03	2,91
20	0,11	19,14	3,74	58,78	1,71	13,98	2,54
21	0	18,79	4,48	59,97	0,97	13,02	2,76
22	0,06	18,77	4,49	59,22	0,97	13,35	3,14
23	0,04	18,23	5,1	59,14	0,69	13,74	3,05
24	0,03	18,9	4,23	58,48	1,2	14,37	2,78
25	0,01	19,07	4,09	59,77	1,27	13,21	2,58
26	0	19,21	4,19	60,09	1,19	12,79	2,52
27	0,03	18,58	5,03	59,33	0,97	13,49	2,56
28	0,03	18,5	6,27	58,59	0,96	13,06	2,59
29	0,07	17,55	5,79	51,23	1,04	20,54	3,78
30	0,05	18,76	5,91	58,66	1,1	12,71	2,81
31	0,01	18,4	6,31	58,71	0,94	12,96	2,66
32	0,05	18,29	6,5	58,62	0,84	12,92	2,77
33	0,05	18,76	5,91	58,66	1,1	12,71	2,81
34	0,01	18,4	6,31	58,71	0,94	12,96	2,66
35	0,05	18,29	6,5	58,62	0,84	12,92	2,77



Tabela – Composição química da amostra B tratada por 100 horas a 650 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	0,03	16,85	11,05	57,53	0,1	10,96	3,5
2	0,03	17,77	10,35	57,71	0,22	10,78	3,14
3	0,02	18,04	6,59	60,69	0,28	11,03	3,36
4	0,05	19,05	8,35	60,01	0,52	9,44	2,58
5	0,07	19,09	8,14	58,74	0,86	10,25	2,51
6	0,09	20,25	4,71	61,44	1,17	10,21	2,13
7	0,06	20,1	4,92	60,83	1,07	10,87	2,15
8	0,07	19,86	4,68	62,24	0,83	9,83	2,49
9	0,09	20,22	4,41	59,33	2,08	11,57	2,3
10	0,06	19,53	5,7	58,87	1,03	12,15	2,66
11	0,05	19,26	5,7	59,46	0,9	11,82	2,81
12	0,07	19,7	5,4	59,67	1,13	11,88	2,15
13	0,05	19,83	5,31	61,48	0,78	10,07	2,48
14	0,06	20,01	5,37	60,37	1,02	10,82	2,34
15	0,06	18,71	6,72	60,97	0,39	10,04	2,98
16	0,08	20,19	4,95	59,71	1,49	11,26	2,31
17	0,05	19,56	5,37	61,19	0,82	10,22	2,79
18	0,07	19,53	5,86	59,1	1,06	11,88	2,51
19	0,07	20,03	5,36	60,95	0,85	10,18	2,56
20	0,07	19,07	6,37	59,32	0,87	11,5	2,8
21	0,07	19,29	6,36	56,96	1,1	13,68	2,54
22	0,05	19,73	3,87	57,34	2,25	14,04	2,71
23	0,06	19,32	5,02	61,13	0,59	11,22	2,67
24	0,09	19,4	4,75	58,11	1,24	13,98	2,42
25	0,04	19,37	4,58	62,8	0,46	9,78	2,97
26	0,05	19,17	4,79	62,75	0,45	10	2,79
27	0,07	19,81	4,83	60,94	0,73	10,99	2,63
28	0,07	19,36	4,78	58,69	1,14	13,28	2,68
29	0,05	19,5	4,28	55,87	2	15,69	2,63
30	0,04	19,69	4,28	57,56	1,79	14,31	2,35
31	0,04	19,22	4,34	57,29	1,54	14,92	2,65
32	0,1	19,58	4,83	60,67	0	11,83	2,99
33	0,07	19,28	4,68	60,06	0,93	12,21	2,76
34	0,09	19,63	4,55	60,38	0,87	12,1	2,38
35	0,08	19,44	4,6	59,42	0,9	12,84	2,73
36	0,03	18,37	5,29	58,45	0,27	13,98	3,62

Tabela – Composição química da amostra B tratada pos 100 horas a 950 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	0,03	18,45	4,87	59,03	0,71	13,73	3,18
2	0,05	19,16	4,43	59,42	0,93	13,16	2,85
3	0,06	19	4,41	59,42	1,06	13,29	2,75
4	0,07	18,75	4,71	59,55	0,77	13,23	2,92
5	0,02	18,88	4,83	59,26	1,08	13,07	2,86
6	0,07	19,46	5,1	59,39	1,39	12,22	2,38
7	0,1	19,21	5,36	59,05	1,59	12,39	2,32
8	0,09	19,37	5,11	58,93	1,68	12,55	2,27
9	0,04	19,08	5,78	58,85	1,35	12,48	2,43
10	0,04	18,96	5,75	58,89	1,22	12,45	2,68
11	0,03	18,86	5,77	58,94	1,21	12,74	2,46
12	0,04	18,77	6,01	59,06	1,11	12,52	2,51
13	0,05	18,76	6,08	58,98	1,17	12,7	2,26
14	0,03	18,15	7,16	58,35	0,67	12,74	2,91
15	0,3	18,26	6,83	57,97	0,92	12,91	2,81
16	0,06	18,87	6,13	58,25	1,23	12,66	2,8
17	0,04	18,84	5,54	56,21	2,09	14,78	2,49
18	0,01	19,35	5,72	58,72	1,51	12,38	2,3
19	0,11	18,34	5,49	53,51	1,31	17,83	3,41
20	0,05	18,96	6,6	58,2	1,25	12,44	2,5
21	0,02	17,83	6,32	54,44	1,58	16,71	3,1
22	0,09	19,81	4,91	59,77	1,7	11,55	2,17
23	0,05	19,71	5,29	58,99	1,79	11,79	2,36
24	0,03	17,19	13,4	54,55	0,9	11,68	2,25
25	0,03	17,84	12,83	55,26	1,09	10,65	2,3
26	0,06	17,52	12,36	54,63	1,3	12,23	1,91
27	0,04	18,71	10,81	56,36	1,65	10,79	1,65
28	0,02	17,87	12,69	55,25	1,37	10,97	1,82
29	0,03	17,71	13,8	55,09	1,2	10,52	1,65
30	0,02	17,28	14,44	54,33	1,19	10,67	2,08
31	0,08	16,98	14,3	53	1,07	12,28	2,3
32	0,06	18,44	10,16	55,2	1,64	12,08	2,42
33	0,02	19,41	3,85	59,89	1,33	12,85	2,65
34	0,04	19,15	4,17	59,77	1,11	13,21	2,55
35	0,04	19,24	4,3	59,99	0,97	12,82	2,64
36	0,02	19,31	4,08	60,01	1,11	12,8	2,67

Tabela – Composição química da amostra B tratada por 200 horas a 650 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0,07	20,68	3,46	61,37	1,15	10,93
2	0,1	19,52	4,41	60,74	0,71	11,61
3	0,04	19,56	4,06	58,02	1,49	14,2
4	0,07	19,21	4,62	59,82	0,63	12,93
5	0,01	19,12	5	61,07	0,3	11,33
6	0,07	19,08	4,6	60,33	0,74	12,34
7	0,09	19,39	4,56	61,03	0,7	11,46
8	0,09	20,06	4,01	62,32	0,75	10,1
9	0,14	20,15	3,53	56,64	2,5	14,95
10	0,08	20,73	3,46	61,51	1,36	10,59
11	0,04	20,3	3,57	62,67	1	9,67
12	0,1	19,64	3,55	57,58	2,5	14,41
13	0,04	19,24	4,46	62,3	0,46	10,39
14	0,08	20,54	3,59	60,67	1,62	11,7
15	0,08	20,33	3,93	61,94	0,87	10,36
16	0,04	19,35	4,57	62,98	0,29	10,23
17	0,1	19,65	4,67	59,9	0,87	12,62
18	0,07	19,44	4,57	60,61	0,73	11,32
19	0,08	19,38	4,51	61,17	0,77	10,76
20	0,1	20,3	3,58	62,4	1,04	9,84
21	0,04	20,36	3,65	59,17	2,05	12,66
22	0,11	18,64	5,74	60,7	0,42	11,37
23	0,09	19,61	5,05	58,26	1,17	13,33
24	0	19,14	3,95	47,46	3,2	23,82
25	0,06	18,51	5,85	59,04	0,56	12,85
26	0,07	19,73	4,83	61,42	0,67	10,8
27	0,01	19,57	5,27	59,68	0,88	11,98
28	0,03	19,79	5,05	59,2	1,02	13,11
29	0,16	19,38	5,21	60,78	0,8	11,42
30	0,03	19,17	5,36	62,1	0,52	10,03
31	0,04	19,6	4,79	58,25	1,55	13,47
32	0,13	19,12	5,63	58,57	0,66	13,3
33	0,13	19,38	6,9	55,36	1,56	14,63
34	0,07	18,67	9,26	56,14	0,83	12,09
35	0,02	18,91	7,36	56,97	1,38	12,76
36	0,07	19,93	5,77	59,51	1,36	10,93

Tabela – Composição química da amostra B tratada por 200 horas a 950 °C

Pontos	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	W
1	0,06	19,03	4,34	59,44	1,28	13,2	2,65
2	0	19,4	4,22	59,87	1,44	12,97	2,1
3	0,04	19,2	4,32	60,06	1,12	12,87	2,39
4	0,09	18,62	4,52	58,43	1,13	14,56	2,65
5	0,14	19,06	4,33	59,54	1,46	12,82	2,66
6	0	15,76	3,65	42,12	1,28	31,73	5,46
7	0,09	18,62	4,52	58,43	1,13	14,56	2,65
8	0,06	18,65	4,68	60,32	0,92	13,02	2,35
9	0	18,67	4,59	59,48	1,07	13,72	2,47
10	0,06	18,76	4,34	59,89	1,07	13,12	2,77
11	0,27	14,21	2,72	32	0,9	41,99	7,92
12	0,01	16,41	5,04	48,24	0,48	24,77	5,04
13	0,03	18,15	5,79	59,6	0,47	13,1	2,86
14	0,07	18,09	5,54	58,99	0,82	13,78	2,72
15	0,02	19,11	4,34	60,13	1,18	12,63	2,59
16	0,06	19	5,57	59,17	1,31	12,35	2,54
17	0	18,88	5,82	59,38	1,13	12,38	2,4
18	0,04	18,75	5,88	58,28	1,61	13,25	2,2
19	0,68	17,73	4,3	41,4	12,57	20,14	3,17
20	0,08	18,96	5,75	58,92	1,44	12,4	2,46
21	0,01	18,24	5,99	57,09	1,24	14,19	3,25
22	0,03	17,13	5,67	49,77	1,1	22,08	4,22
23	0,03	18,63	6,12	58,74	0,95	12,72	2,81
24	0,19	18,58	5,81	59	1,25	12,91	2,26
25	0,02	18,75	5,74	58,84	1,11	12,9	2,64
26	0,02	18,24	6,39	58,74	1,11	13,15	2,34
27	0,08	18,74	6,21	58,89	1,08	13,08	1,93
28	0	18,53	6,36	58,05	1,22	12,82	3,02
29	0,03	18,5	6,03	58,25	1,11	12,68	3,41
30	0,02	18,75	5,84	58,88	1,14	12,76	2,61
31	0,15	16,4	4,65	44,86	3,33	25,93	4,69
32	0,03	19,03	5,22	59,33	1,37	12,83	2,19
33	0	17,66	7,69	58,55	0,43	12,86	2,81
34	0,04	17,85	7,38	58,82	0,46	13,05	2,4
35	0,07	17,4	9,18	56,88	0,74	12,67	3,06
36	0,56	18,67	10,04	54,44	1,61	13,31	1,38