



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
Câmpus Experimental de Itapeva

TIEMI MANFIO TANNO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA SUPERLIGA INCONEL 625 NO
ESTADO BRUTO DE FUSÃO E APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

Itapeva - SP
2018

TIEMI MANFIO TANNO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA SUPERLIGA INCONEL 625 NO
ESTADO BRUTO DE FUSÃO E APÓS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE
SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado na Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – Câmpus Experimental de Itapeva, como requisito para a conclusão do curso de Engenharia de Produção.

Orientador: Prof. Dr. Renato Baldan

Itapeva - SP
2018

T167c	<p>Tanno, Tiemi Manfio</p> <p>Caracterização microestrutural da superliga Inconel 625 no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento / Tiemi Manfio Tanno. -- Itapeva, 2018</p> <p>35 f. : il., tabs.</p> <p>Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado - Engenharia de Produção) - Universidade Estadual Paulista (Unesp), Câmpus Experimental de Itapeva, Itapeva</p> <p>Orientador: Renato Baldan</p> <p>1. Inconel. 2. Oxidação. 3. Ligas resistentes ao calor. 4. Microestrutura. I. Título.</p>
-------	--

Sistema de geração automática de fichas catalográficas da Unesp. Biblioteca do Câmpus Experimental de Itapeva. Dados fornecidos pelo autor(a).

Essa ficha não pode ser modificada.

TIEMI MANFIO TANNO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA SUPERLIGA
INCONEL 625 NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO E APÓS
TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E
ENVELHECIMENTO**

Trabalho de Conclusão de Curso para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Produção, da Universidade Estadual Paulista - UNESP - Campus Experimental de Itapeva.

BANCA EXAMINADORA



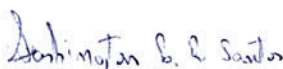
Orientador: Prof. Dr. Renato Baldan

Universidade Estadual Paulista - UNESP - Campus Experimental de Itapeva.



2º Examinador: Prof.^a Dr.^a Marília da Silva Bertolini

Universidade Estadual Paulista - UNESP - Campus Experimental de Itapeva.



3º Examinador: Prof. Dr. Washington Luis Reis Santos

Universidade Estadual Paulista - UNESP - Campus Experimental de Itapeva.

Itapeva, 23 de novembro de 2018.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho se fez possível com a ajuda de diversas pessoas às quais presto aqui minha homenagem:

À Deus, por me dar clareza, paciência e sabedoria.

Aos meus pais por serem meu exemplo e me apoiarem em todos os momentos da minha vida.

À minha irmã pela parceria e cumplicidade.

Ao meu orientador pela atenção, ensinamentos e confiança depositada em mim.

A todos os professores e técnicos que ajudaram de forma direta ou indireta na conclusão deste trabalho.

Por fim, agradeço aos meus amigos que sempre estiveram ao meu lado.

Muito obrigada!

RESUMO

As superligas são um grupo de materiais desenvolvidos para aplicações que requerem alta resistência mecânica e à corrosão/oxidação em temperaturas elevadas. Atualmente, uma das superligas à base de níquel mais utilizadas em turbinas a gás, equipamentos marinhos e trocadores de calor é a Inconel 625. Apesar desta liga ter sido inicialmente projetada para ser utilizada na condição bruta de fusão, a precipitação das fases intermetálicas e carbonetos que ocorrem quando a liga é submetida ao tratamento térmico entre 1100 e 1300°C altera consideravelmente a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades do material. Em virtude disso, o objetivo do presente trabalho foi avaliar a microestrutura (por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura com EDS) e a propriedade mecânica (por meio de ensaios de dureza) da superliga Inconel 625 no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos em diferentes condições de tempo e temperatura. As simulações termodinâmicas utilizando o software JMatPro (banco de dados específico para superligas de níquel) foram realizadas com a finalidade de auxiliar na definição das condições de tratamento térmico. Os resultados obtidos permitiram compreender as alterações microestruturais e mecânicas que ocorrem na superliga Inconel 625 durante os tratamentos térmicos. Os resultados também foram comparados às simulações em JMatPro com o intuito de validar os resultados dos experimentos e a base de dados do programa. As simulações permitiram extrapolar os resultados para situações reais de trabalho e avaliar o comportamento do material em elevadas temperaturas e por longos períodos de tempo, condição esta que é muitas vezes inviável em escala laboratorial. Na amostra bruta de fusão e na amostra apenas solubilizada foi possível observar os grãos, os contornos de grão e a presença de poros e carbetos. Nas amostras envelhecidas, observou-se uma tendência ao aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo e da temperatura do tratamento térmico. Nos ensaios de dureza, a amostra no estado bruto de fusão apresentou o maior valor de dureza, evidenciando a eficiência do tratamento térmico para alívio de tensões.

Palavras-chave: Inconel 625, oxidação, superliga, microestrutura, dureza.

ABSTRACT

The superalloys are a group of materials developed for applications that requires high mechanical and corrosion/oxidation resistance at high temperatures. Nowadays, Inconel 625 is the most utilized nickel-based superalloy applied in gas turbines, marine equipment and heat exchanger. Despite this alloy have been developed to be applied in the as-cast state, the precipitation of intermetallic phases and carbides when the alloy is submitted to heat-treatments between 1100 e 1300°C changes the microstructure and, consequently, the properties of the material. Based on this, the aim of this work were to evaluate and correlate the microstructure (through optical/electronic microscopy and differential thermal analysis techniques) and mechanical property (through hardness tests) of Inconel 625 nickel-based superalloy in the as-cast state and after heat-treatments at different conditions of time and temperature. The thermodynamic simulations with JMatPro (nickel database) were performed to define the heat-treatment conditions. The results of the microstructural characterization (as-cast and heat-treated samples) and the hardness measurements were compared with JMatPro simulations in order to validate the results and the software database. The results allowed understanding the microstructural and mechanical changes that occurs in the Inconel 625 superalloy during the heat-treatments. The results were compared with JMatPro simulations in order to validate the experimental results and the program database. The simulations allowed extrapolate the results for real service conditions and evaluate the behavior of the material at high temperatures for long times, condition which is many times inviable in laboratorial scale. In the as-cast and solubilized samples, it was possible to observe the grains, the grain boundaries and the presence of pores and carbides. In the aged samples, it was observed a tendency to increase grain size with increasing time and temperature of the heat treatment. In the hardness tests, the as-cast sample presented the highest hardness value, evidencing the efficiency of the heat treatment for stress relief.

Keywords: Inconel 625, oxidation, superalloy, microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Amostra cortada pela técnica de eletroerosão a fio	17
Figura 2 - Amostra encapsulada em tubo de quartzo em atmosfera inerte de argônio	19
Figura 3 - Simulação das fases em função da temperatura para a superliga Inconel 625	21
Figura 4 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 no estado bruto de fusão (as-cast)	24
Figura 5 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas	25
Figura 6 - Análise por EDS da composição química dos carbetos presentes na microestrutura da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas	25
Figura 7 - Resultados da simulação da composição química dos carbetos na superliga Inconel 625 obtidos por simulação em JMatPro	26
Figura 8 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados das amostras solubilizadas a 1.150°C por 2 horas e envelhecidas à 550°C por 24, 48 e 72 horas (a, b, c), envelhecidas à 625°C por 24, 48 e 72 horas (d, e, f) e envelhecidas à 700°C por 24, 48 e 72 horas (g, h, i)	27
Figura 9 - Valores das medidas de dureza das amostras da superliga Inconel 625 tratadas termicamente em diferentes condições	29

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Faixa de composição da superliga Inconel 625 (% peso)	12
Tabela 2 - Condição (tempo e temperatura) dos tratamentos térmicos de envelhecimento	20
Tabela 3 - Temperaturas <i>solvus</i> de γ' , <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> para a superliga Inconel 625	22
Tabela 4 - Principais transformações de fases da superliga Inconel 625.....	22
Tabela 5 - Quantidades (% peso) das diferentes fases presentes nas temperaturas dos tratamentos térmicos de envelhecimento	23
Tabela 6 - Média e desvio padrão dos resultados de dureza Vickers obtidos para cada amostra deste trabalho.....	28

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
1.1 Superligas	11
1.2 Superliga à base de níquel Inconel 625.....	11
1.3 Tratamentos térmicos em superligas	15
1.4 Objetivos do trabalho.....	16
2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	17
2.1 Obtenção da superliga Inconel 625	17
2.2 Simulações termodinâmicas	17
2.3 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento	18
2.3.1 Tratamentos térmicos de solubilização	19
2.3.2 Tratamento térmico de envelhecimento	19
2.4 Caracterização Microestrutural.....	20
2.5 Dureza	20
3 RESULTADOS E DISCUSSÃO	21
3.1 Simulação termodinâmica	21
3.2 Caracterização Microestrutural.....	23
3.3 Medidas de dureza	27
4 CONCLUSÕES	30
REFERÊNCIAS.....	31

1 INTRODUÇÃO E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 Superligas

O termo superliga foi utilizado pela primeira vez logo após a 2ª Guerra Mundial para descrever um grupo de ligas desenvolvidas para aplicações que requerem alta resistência mecânica e à corrosão/oxidação em temperaturas elevadas. As superligas possuem temperaturas de serviço da ordem de 85% do ponto de fusão, além de baixa condutividade e expansão térmica, elevada estabilidade metalúrgica e resistência ao ataque ambiental, excelente resistência à fluência e à fadiga térmica, boa ductilidade e resistência à oxidação/corrosão em altas temperaturas de operação, o que as tornam a classe de materiais mais complexa já desenvolvida pelo homem. [1-11]

Ao longo dos anos, as superligas à base de níquel tornaram-se as mais utilizadas na fabricação de componentes que operam em seções quentes de turbinas para uso aeronáutico, para geração de energia (turbinas estacionárias), em componentes automotivos (rotores e válvulas de exaustão), moldes de fundição (ferramentas para trabalho a quente), componentes de veículos espaciais (partes de motores de foguete), sistemas nucleares (molas), além de componentes para a indústria química e petroquímica (bombas e tubos) [1-11].

1.2 Superliga à base de níquel Inconel 625

O desenvolvimento da superliga Inconel 625 iniciou-se em 1950, com a finalidade de suprir a demanda por materiais com elevada resistência mecânica para uso em plantas de energia e tubulações de vapor. Por vários anos estudou-se, de forma sistemática, como os elementos variáveis da liga Ni-Cr-Mo-Nb afetavam as propriedades relacionadas à sua fabricação, até se alcançar a faixa de composição da superliga Inconel 625, que é mostrada na Tabela 1 [12,13,14]. A densidade desta liga é 8,44 g/cm³ e o ponto de fusão está entre 1290 e 1350°C [14].

Esta superliga é uma marca registrada da *Special Metals Corporation* e suas

¹ REED, 2006.

² EZUGWU, 2004.

³ PEREIRA J., 2009.

⁴ PAPP, 2011.

⁵ BALDAN, 2009.

⁶ BOWMAN, acesso em 2018.

⁷ SIMS, 1972.

⁸ DURAND-CHARRE, 1997.

⁹ HARADA, 2003.

¹⁰ D'OLIVEIRA, acesso em 2018.

¹¹ BHADESHIA, acesso em 2018.

¹² SMITH, 2001

¹³ RIBEIRO, 2014.

¹⁴ INCONEL alloy 625, SMC, acesso em 2018.

subsidiárias e recebe comercialmente vários nomes, sendo os mais comuns Inconel 625, Alloy 625, Nickel 625, Chornin 625, Altemp 625, Nickelvacc 625 e Haynes 625. A designação da liga, conforme o *Unified Numbering System* (Sistema de Numeração Unificado) é UNS N06625, conforme norma W.Nr. 2.4856 [15].

Tabela 1 - Faixa de composição da superliga Inconel 625 (% peso).

Elemento	Mínimo	Máximo
Ni	58	Balanço
Cr	20	23
Mo	8	10
Nb+Ta	3,15	4,15
Fe	--	5,0
Co	--	1
Mn	--	0,5
Si	--	0,5
Al	--	0,4
Ti	--	0,4
C	--	0,1
P	--	0,015
S	--	0,015

Fonte: Adaptado de referência [14].

Atualmente, a superliga Inconel 625 é amplamente utilizada em turbinas a gás, câmara de combustão de foguetes, equipamentos marinhos, indústria química (fabricação de tubos, vasos de reação, colunas de destilação, trocadores de calor, tubulações de transferência e válvulas de pressão), equipamentos de controle da poluição e reatores nucleares, graças à sua elevada resistência mecânica, resistência à fadiga e à oxidação/corrosão, soldabilidade, conformabilidade e brasagem, resistência à corrosão em vários meios (principalmente cloretos) e em largas faixas de temperatura e pressão [1,13-16].

Analisando a composição química da superliga Inconel 625 (Tabela 1), nota-se a presença de cromo e níquel em teores significativos, que conferem elevada

¹ REED, 2006.
¹³ RIBEIRO, 2014.

¹⁴ INCONEL alloy 625, SMC, acesso em 2018.

¹⁵ ANTOSZCZYSZYN, 2016.
¹⁶ PINTO, 2004.

resistência à corrosão em ambientes severamente agressivos e resistência ao descolamento de óxidos em elevadas temperaturas [13, 17]. O elevado teor de níquel também elimina a possibilidade de fratura devido a íons de cloro (*Stress Corrosion Cracking*) [14,15]. A adição de nióbio e molibdênio, que são endurecedores por solução sólida, fortalecem a matriz da liga e proporcionam elevada resistência mecânica sem a necessidade de tratamento térmico, podendo ainda induzir à formação de carbonetos [15,18]. O elevado teor de molibdênio também confere maior resistência contra a corrosão em frestas e furos [15]. O nióbio permite a estabilização da liga durante a fabricação, prevenindo fratura intergranular [15]. Elevados teores de nióbio podem levar à formação de precipitados γ' (Ni_3Nb) com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) ou estrutura cristalina ortorrômbica durante um tratamento térmico de envelhecimento, antes de ser exposta a altas temperaturas [15,19].

Em termos microestruturais, a estrutura cúbica de faces centradas da matriz γ nas superligas à base de níquel pode ser endurecida por soluções sólidas, precipitação de carbonetos e/ou endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos. Ferro, Cromo, Molibdênio, Tungstênio, Titânio e Alumínio são endurecedores por solução sólida no níquel. Para aplicações em altas temperaturas, são preferidos os elementos grandes em solução sólida como Molibdênio e Tungstênio, por serem fortes endurecedores e também pelos seus baixos coeficientes de difusão. Como o níquel não é um formador de carboneto, o carbono pode reagir com os elementos de liga para formar carbonetos do tipo MC, M_6C , M_7C_3 e M_{23}C_6 (onde M é o metal formador de carbonetos), dependendo da temperatura, embora o M_{23}C_6 seja o mais importante e influente nas propriedades mecânicas em temperatura ambiente [15].

A microestrutura da superliga Inconel 625 é composta por uma fase matriz γ endurecida por solução sólida através da adição de cromo, molibdênio e nióbio, além de carbonetos do tipo MC e M_6C ricos em níquel, nióbio e molibdênio. Investigações sobre a estabilidade da superliga Inconel 625 por longos períodos de tempo entre 500 e 900°C mostram ausência de fases intermetálicas frágeis como a fase sigma [14].

¹³ RIBEIRO, 2014.

¹⁴ INCONEL alloy 625, SMC, acesso em 2018.

¹⁵ ANTOSZCZYSZYN, 2016.

¹⁶ PINTO, 2004.

¹⁷ MATHEW, 2007.

¹⁸ PFINGSTAG,

2010.

¹⁹ ASM HANDBOOK,

1992.

As excelentes propriedades mecânicas da liga Inconel 625 dependem principalmente do efeito do endurecimento por solução sólida dos metais refratários, tais como Nb e Mo na matriz γ rica em Ni e Cr [21,22,23]. O endurecimento por precipitação nesta liga advém da lenta e fina precipitação da fase metaestável γ' rica em nióbio (Ni_3Nb) depois do recozimento por longos períodos entre 550 e 850°C, mais especificamente próximo de 650°C. Essa fase gradualmente se transforma em Ni_3Nb com estrutura ortorrômbica quando a liga é tratada por longos períodos de tempo. A precipitação de fase intermetálica γ' tetragonal pode proporcionar um aumento significativo da resistência do material, enquanto a fase com estrutura ortorrômbica do Ni_3Nb induz a uma diminuição da dureza [15]. Além disso, a precipitação da fase intermetálica γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) na matriz γ e vários carbeto do tipo MC, M_6C e M_{23}C_6 ricos em cromo podem precipitar durante os tratamentos térmicos, aumentando a resistência mecânica do material [14,19,23-26].

A microestrutura das superligas de níquel é complexa e as heterogeneidades dificultam qualquer tipo de previsão quanto ao comportamento das ligas em condições operacionais. A minimização da segregação em ligas fundidas através de tratamentos térmicos desempenha um papel fundamental nos processos termomecânicos de superligas que são utilizadas em altas temperaturas [27]. O efeito dos parâmetros de processo que envolve a solidificação no desenvolvimento da microestrutura das superligas é importante, pois a microestrutura no estado bruto de fusão e após os tratamentos térmicos afeta diretamente o desempenho final do material. O espaçamento entre os braços dendríticos, a macro/microsegregação, o tamanho de grão, a distribuição e morfologia dos precipitados e a porosidade são fatores que influenciam as propriedades mecânicas [28].

As segregações que ocorrem durante a solidificação ocasionam dois efeitos prejudiciais nas propriedades das superligas: o primeiro é que elas levam à não precipitação e o segundo é que podem causar a formação de fases secundárias nos espaçamentos interdendríticos, e os efeitos podem ser prejudiciais mesmo quando

¹⁴ INCONEL alloy 625, SMC, acesso em 2018.

¹⁵ ANTOSZCZYSZYN, 2016.

¹⁹ ASM HANDBOOK, 1992.

²¹ ZHANG, 2010.

²² LIU et al, 2011.

²³ PENG HE et al, 2013.

²⁴ EVANS, 2008.

²⁵ RODRIGUEZ, 2003.

²⁶ MATHEW, 2004

²⁷ KRAMB et al,

2006.

²⁸ OVERFELT, 2001.

essa fase é a γ' . Isso é devido à presença de diversas morfologias das fases, que podem dar início ao processo de fratura do material. Com isso, torna-se necessário um tratamento de homogeneização a fim de se obter um material isotrópico e uniforme [8].

1.3 Tratamentos térmicos em superligas

Os tratamentos térmicos de homogeneização química são muito utilizados em superligas no estado bruto de fusão com o objetivo de eliminar a segregação de vários elementos de tal forma que a segregação química após o tratamento não seja prejudicial ao material. Entretanto, o tempo necessário para eliminar a segregação e obter uma composição uniforme é extremamente longo, particularmente quando a segregação é severa, quando envolve elementos pesados (W, Ta e Mo) que se difundem lentamente e quando a estrutura de solidificação é grosseira (espaçamento entre os braços dendríticos primários da ordem de 100 μm) [8]. As temperaturas de homogeneização química são mais baixas que as de solubilização, variando entre 800°C a 1100°C.

A superliga Inconel 625 possui basicamente três tratamentos térmicos:

- 1- Recozimento com elevada solubilização: entre 1093 e 1204°C durante 30 minutos a 1 hora, têmpera ao ar ou mais rápida. É geralmente utilizado quando o material é aplicado em temperaturas acima de 816°C e onde a resistência à fluência torna-se fundamental. É também utilizado para deixar o material mais mole para operações como a laminação a frio [29].
- 2- Recozimento com baixa solubilização: entre 927 e 1038°C por 30 minutos a 1 hora, têmpera ao ar ou mais rápida. Permite uma combinação ideal de propriedades de tração e de ruptura em temperaturas até 1038°C. A ductilidade e tenacidade em temperaturas criogênicas também são muito boas [29].

⁸ DURANT-CHARRE, 1997.

²⁹ Inconel 625 technical Data, acesso em 2018.

- 3- Alívio de tensões: 900°C por 1 a 4 horas, têmpera ao ar. É recomendado para aplicações abaixo de 649°C e quando são desejadas propriedades máximas de fadiga, dureza, resistência à tração. A ductilidade e a tenacidade em temperaturas criogênicas são excelentes. Quando um tamanho de grão mais fino é desejado para a fadiga e tração até 816°C, este tratamento também pode ser utilizado [29].

Outras referências também sugerem o tratamento para alívio de tensões a 870°C por 1 hora e o recozimento a 980°C por 1 hora [31]. Cabe salientar que as condições de tempo e temperatura dos tratamentos dependem do volume e da espessura do material. Tiras, por exemplo, necessitam de tempos mais curtos do que grandes seções [29,30].

1.4 Objetivos do trabalho

Os objetivos do presente trabalho foram avaliar a microestrutura e a microdureza da superliga à base de níquel Inconel 625 no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos em diferentes condições de temperatura e tempo. Os resultados obtidos através dos experimentos foram comparados com simulações termodinâmicas utilizando o software *JMatPro*.

²⁹ Inconel 625 technical Data, acesso em 2018.

³⁰ Alloy 625 Data sheet, acesso em 2018.

³¹ DONACHIE, 2002.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Obtenção da superliga Inconel 625

A superliga Inconel 625 foi adquirida na forma de barras cilíndricas de 12 mm de diâmetro junto à Empresa Multialloy Eng. Mat. Ltda. O resultado da análise por espectroscopia de emissão óptica com plasma indutivamente acoplado do material como recebido é (em % peso): Cr = 21,5%; Mo = 9%; Nb = 3,6%; Fe = 2,5%; Mn = 0,25%; Ti = 0,2%; Al = 0,2%; C = 0,05%, Ni balanço. Este resultado mostra que a composição química do material está dentro da faixa de composição da superliga Inconel 625, mostrada na Tabela 1.

A barra foi cortada pela técnica de eletroerosão a fio no formato adequado para cada experimento, como mostra a Figura 1. Essa técnica de corte teve que ser utilizada devido à grande dificuldade encontrada no corte mecânico, além de evitar o aquecimento excessivo do material e causar modificações microestruturais.

Figura 1- Amostra cortada pela técnica de eletroerosão a fio.



Fonte: autoria própria.

2.2 Simulações termodinâmicas

Em altas temperaturas ou quando solicitadas em médias temperaturas por longos períodos de tempo, as superligas podem alcançar estados termodinâmicos que estão próximos aos de equilíbrio. Com isso, torna-se fundamental o conhecimento da estabilidade das fases presentes nas condições de trabalho desses materiais ^[32]. No entanto, quando se trabalha com materiais multicomponentes como as superligas, informações baseadas exclusivamente na determinação experimental de sistemas

³² WOLFF, 1992.

binários e ternários nem sempre podem ser diretamente aplicadas à liga real. Com isso, a simulação termodinâmica tornou-se, ao longo dos anos, uma ferramenta auxiliadora capaz de prever o comportamento das fases em ligas multicomponentes, baseando-se em modelos de diagramas de fases binários e ternários [32].

As simulações termodinâmicas têm sido amplamente aplicadas em ligas industriais nos últimos anos. Embora relacionadas com as condições de equilíbrio, essas simulações têm mostrado que informações valiosas podem ser obtidas por meio dessa técnica. Em superligas, é possível estimar informações como as temperaturas *solidus*, *solvus* de γ' e *liquidus*, ordem de aparecimento das fases na solidificação e fração molar de cada fase [33].

Neste trabalho, as simulações foram extremamente úteis para os experimentos de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Os principais objetivos das simulações em *JMatPro* foram determinar as temperaturas *solvus* de γ' , *solidus* e *liquidus* para que fosse possível definir o intervalo para o tratamento térmico de solubilização. Já nos tratamentos térmicos de envelhecimento, as simulações permitiram estimar a fração de γ' no equilíbrio presente em cada temperatura de tratamento.

As simulações termodinâmicas apresentadas neste trabalho foram realizadas utilizando o software *JMatPro* (banco de dados específico para superligas de níquel) e considerando a composição nominal da superliga Inconel 625 (Tabela 1). Foram feitas simulações do número de mols de fase em função da temperatura, e da fração em peso da fase γ' em função das diferentes temperaturas dos tratamentos térmicos de envelhecimento.

2.3 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento

A Figura 2 apresenta as amostras utilizadas para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Essas amostras foram cortadas pela técnica de eletroerosão a fio no formato de um quarto de círculo com dimensões de 7 mm de raio por 1,5 mm espessura e encapsuladas em tubo de quartzo em atmosfera inerte de argônio. Os tratamentos térmicos foram realizados em forno mufla modelo ML1300

³² WOLF, 1992.

³³ PLATI, 2003.

com temperatura máxima de 1.320°C. Após os tratamentos térmicos, todas as amostras foram resfriadas em um balde de água com gelo.

Figura 2 - Amostra encapsulada em tubo de quartzo em atmosfera inerte de argônio.



Fonte: autoria própria.

2.3.1 Tratamento térmico de solubilização

Dez amostras no estado bruto de fusão foram solubilizadas a 1150°C por 2 horas. Esta condição de tratamento térmico foi escolhida com base em trabalhos da literatura [34-40]. Após o tratamento térmico de solubilização, todas as amostras foram resfriadas em um balde de água com gelo.

2.3.2 Tratamento térmico de envelhecimento

Nove amostras previamente solubilizadas a 1.150°C por 2 horas foram selecionadas para os tratamentos térmicos de envelhecimento. As temperaturas e os tempos dos tratamentos térmicos de envelhecimento foram escolhidos com base na fração molar da fase γ' no equilíbrio determinada por simulação em *JMatPro* e em trabalhos da literatura [34-40]. A Tabela 2 apresenta as condições (temperatura e tempo) dos tratamentos térmicos de envelhecimento. Após o envelhecimento, todas as amostras foram resfriadas em um balde de água com gelo.

³⁴ SUAVE, 2014.

³⁵ SUAVE, 2014.

³⁶ CORTIAL, 1994.

³⁷ CAVALCANTE,
2013.

³⁸ JOSÉ, 2014.

³⁹ SHANKAR, 2000.

⁴⁰ RAI, 2004

Tabela 2 - Condição (tempo e temperatura) dos tratamentos térmicos de envelhecimento.

Temperatura (°C)	Tempo (h)
550	24, 48 e 72
625	24, 48 e 72
700	24, 48 e 72

Fonte: autoria própria.

2.4 Caracterização Microestrutural

Todas as amostras deste trabalho seguiram basicamente a mesma rota de preparação metalográfica para a caracterização microestrutural: embutimento a quente com resina fenólica; lixamento com lixas à base de carbetto de silício (SiC) #400, #600, #1200, #2400 e #4000; polimento com alumina de 1 e 0,3 μm ; polimento final com sílica coloidal 0,04 e 0,02 μm diluída 50% em volume em água destilada.

As amostras foram caracterizadas, com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo EVO MA15 e marca Carl Zeiss com EDS modelo X Flash 610 da marca Bruker, localizado na Universidade Federal de Itajubá (Itajubá - MG), sob colaboração do Prof. Dr. Antonio Augusto Araújo Pinto da Silva.

2.5 Dureza

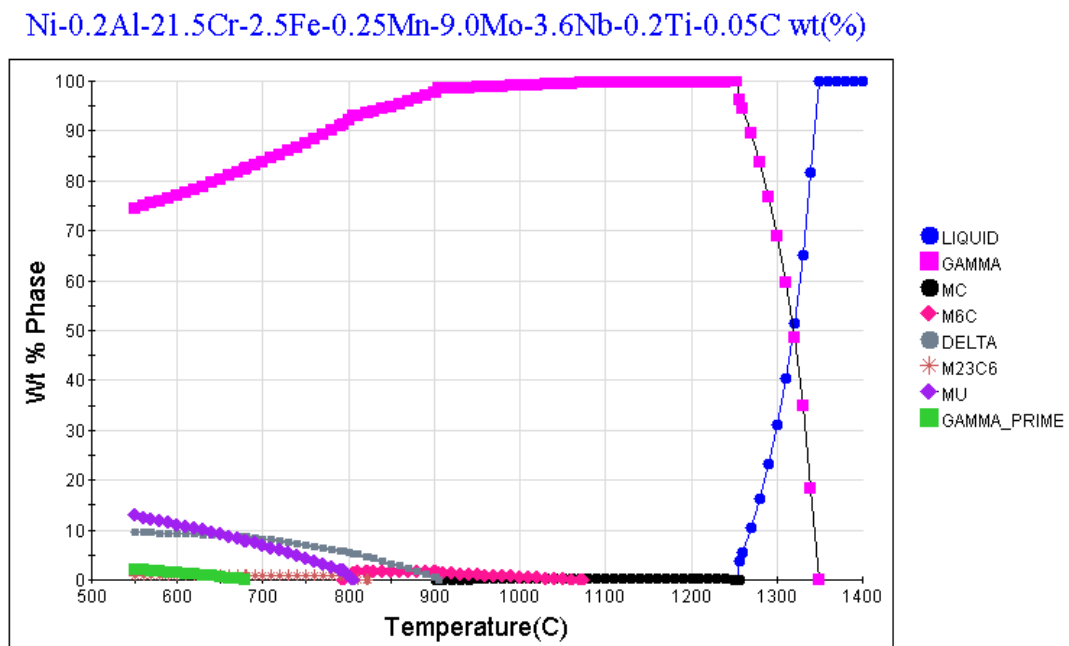
A amostra no estado bruto de fusão e todas as amostras tratadas termicamente foram submetidas a medidas de dureza Vickers em um microdurômetro TH 712 da marca *Time*. A carga utilizada foi de 500 g e o tempo de carga foi de 30 segundos. Foram realizadas 15 medidas em posições aleatórias de cada amostra.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Simulação termodinâmica

As simulações realizadas no software *JMatPro* foram extremamente úteis para estabelecer as melhores condições para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Para definir o melhor intervalo de temperatura dos tratamentos térmicos, foram determinadas as temperaturas *solvus de γ'* , *solidus* e *liquidus*. Além disso, foi estimada a fração de γ' no equilíbrio presente em cada temperatura de tratamento térmico de envelhecimento. A Figura 3 apresenta o gráfico de simulação das fases (% peso) em função da temperatura e a Tabela 3 apresenta as temperaturas *solvus de γ'* , *solidus* e *liquidus* obtidas na simulação para a superliga Inconel 625.

Figura 3 - Simulação das fases em função da temperatura para a superliga Inconel 625.



Fonte: autoria própria.

Tabela 3 - Temperaturas *solvus* de γ' , *solidus* e *liquidus* para a superliga Inconel 625.

Temperatura <i>solvus</i> de γ'	680 °C
Temperatura <i>solidus</i>	1250 °C
Temperatura <i>liquidus</i>	1350 °C

Fonte: autoria própria.

Na Figura 3 são apresentadas as fases em equilíbrio da superliga Inconel 625 em diferentes temperaturas. A temperatura *solvus* de γ' está posicionada onde a linha verde toca o eixo da temperatura. A temperatura *solidus* está posicionada onde a linha azul se inicia no eixo da temperatura. A temperatura *liquidus* está posicionada onde a linha azul inicia sua queda. Por fim, a Tabela 4 apresenta as principais transformações de fases da superliga Inconel 625, obtidos através da análise do gráfico mostrado na Figura 3.

Tabela 4 - Principais transformações de fases da superliga Inconel 625.

Evento	Faixa de temperatura (°C)
Estabilidade do carboneto MC	1256 – 901
Estabilidade do carboneto M ₆ C	1074 – 793
Nucleação da fase δ	905
Nucleação do carboneto M ₂₃ C ₆	822
Nucleação da fase μ	806
Nucleação da fase γ'	679

Fonte: autoria própria.

A Tabela 5 apresenta as quantidades (% peso) das diferentes fases presentes nas temperaturas dos tratamentos térmicos de envelhecimento.

Tabela 5 - Quantidades (% peso) das diferentes fases presentes nas temperaturas dos tratamentos térmicos de envelhecimento.

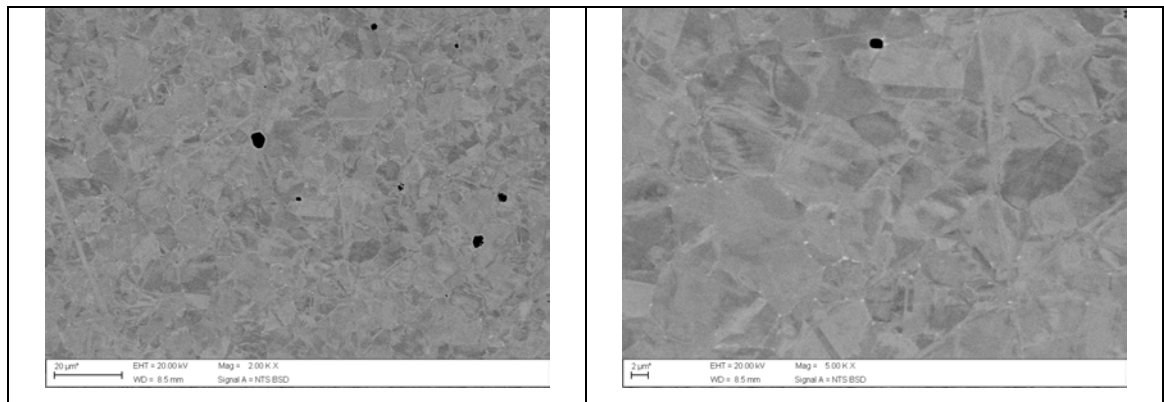
Temperatura (°C)	550	625	700
Fases			
γ	74,52 %	78,6 %	83,78 %
μ	12,94 %	10,23 %	6,99 %
δ	9,55 %	9,16 %	8,25 %
γ'	2,01 %	1,04 %	-
$M_{23}C_6$	0,97 %	0,97 %	0,97 %

Fonte: autoria própria.

3.2 Caracterização Microestrutural

A Figura 4 apresenta as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 no estado bruto de fusão (*as-cast*). Pode-se observar a estrutura de grãos e os contornos de grão, característica de um material policristalino. Além disso, nota-se a presença de poros (pontos pretos nas micrografias). Os diferentes tons de cinza representam as diferentes orientações dos grãos do material policristalino. Pode-se observar também a presença de carbonetos finamente distribuídos nos contornos de grão (pontos brancos na micrografia).

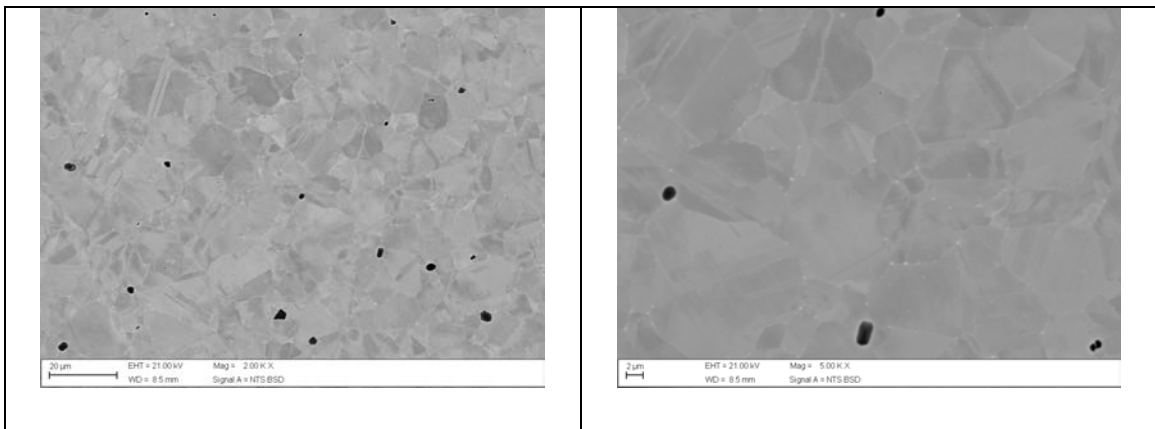
Figura 4 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 no estado bruto de fusão (*as-cast*).



Fonte: autoria própria.

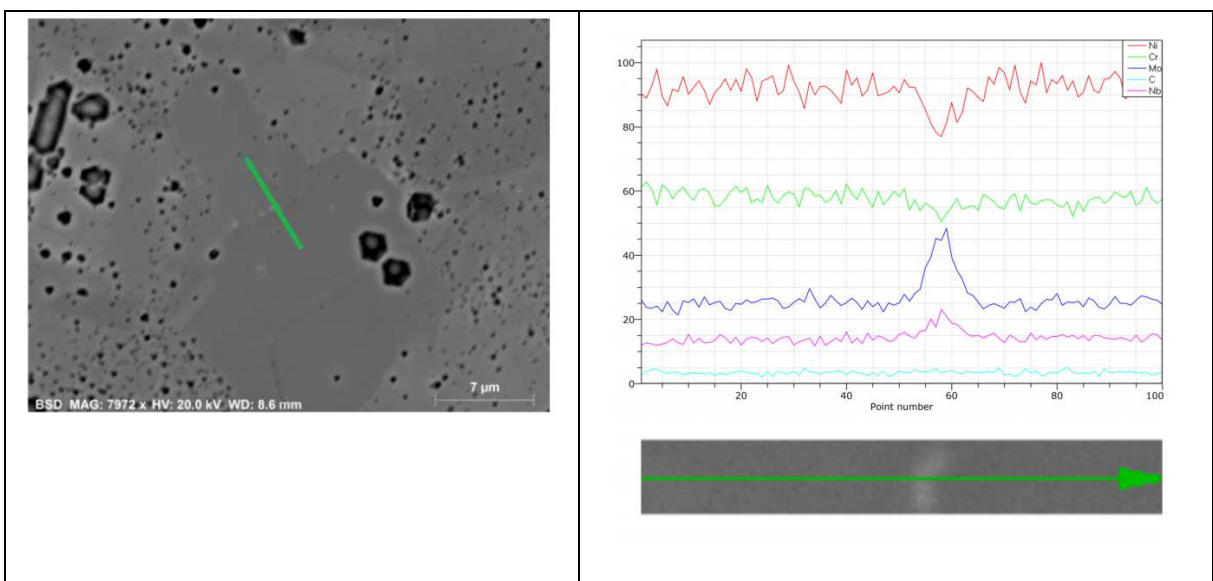
A Figura 5 apresenta as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas. Pode-se observar a estrutura de grãos e os contornos de grão, além de poros (pontos pretos) e carbeto (pontos brancos) precipitados nos contornos de grão. De acordo com a simulação, a 1150°C estão presentes as fases γ com quantidade de 99,71% peso e carbeto MC com quantidade de 0,29% peso. Dessa forma, provavelmente os carbeto presentes nesta amostra são do tipo MC. A análise por EDS mostra que estes carbeto são ricos em Mo, Cr e Nb (Figura 6). Estes resultados estão de acordo com a literatura, que cita carbeto ricos em Mo, Cr e Nb na superliga Inconel 625 [34]. Os valores medidos podem ser um pouco imprecisos devido ao pequeno tamanho dos carbeto presentes na amostra solubilizada. Para efeitos de comparação dos resultados obtidos por EDS, os resultados da composição em equilíbrio dos carbeto na superliga Inconel 625 obtidos por simulação (Figura 7) em *JMatPro* são (% peso): 0,22Cr; 1,64 Ti; 2,28 Mo; 10,38 C; 85,48 Nb.

Figura 5 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas.



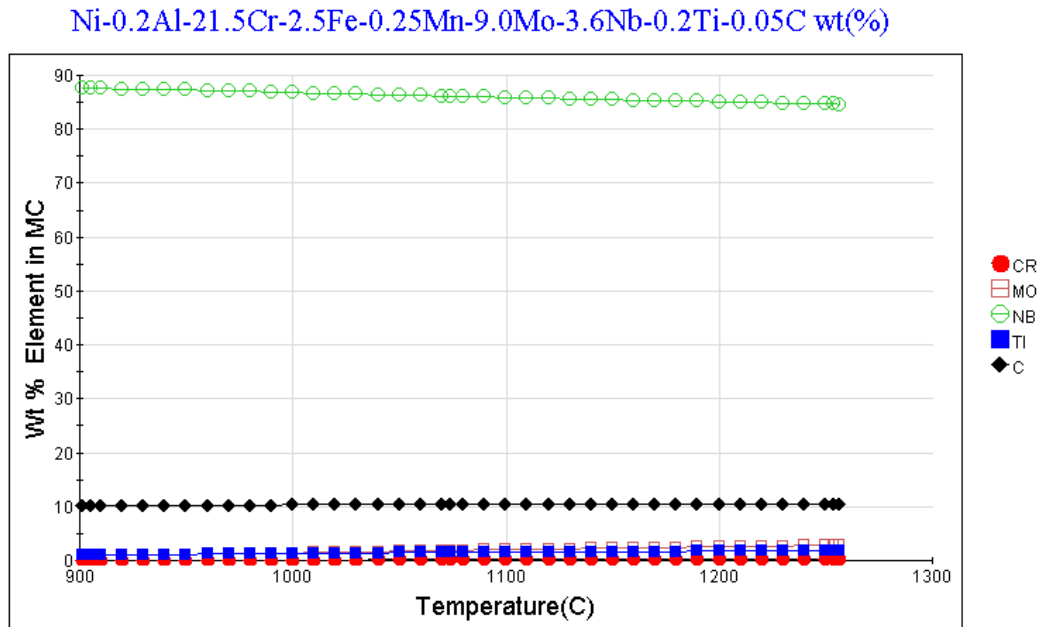
Fonte: autoria própria.

Figura 6 - Análise por EDS da composição química dos carbeto presentes na microestrutura da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas.



Fonte: autoria própria.

Figura 7 - Resultados da simulação da composição química dos carbetos na superliga Inconel 625 obtidos por simulação em *JMatPro*.

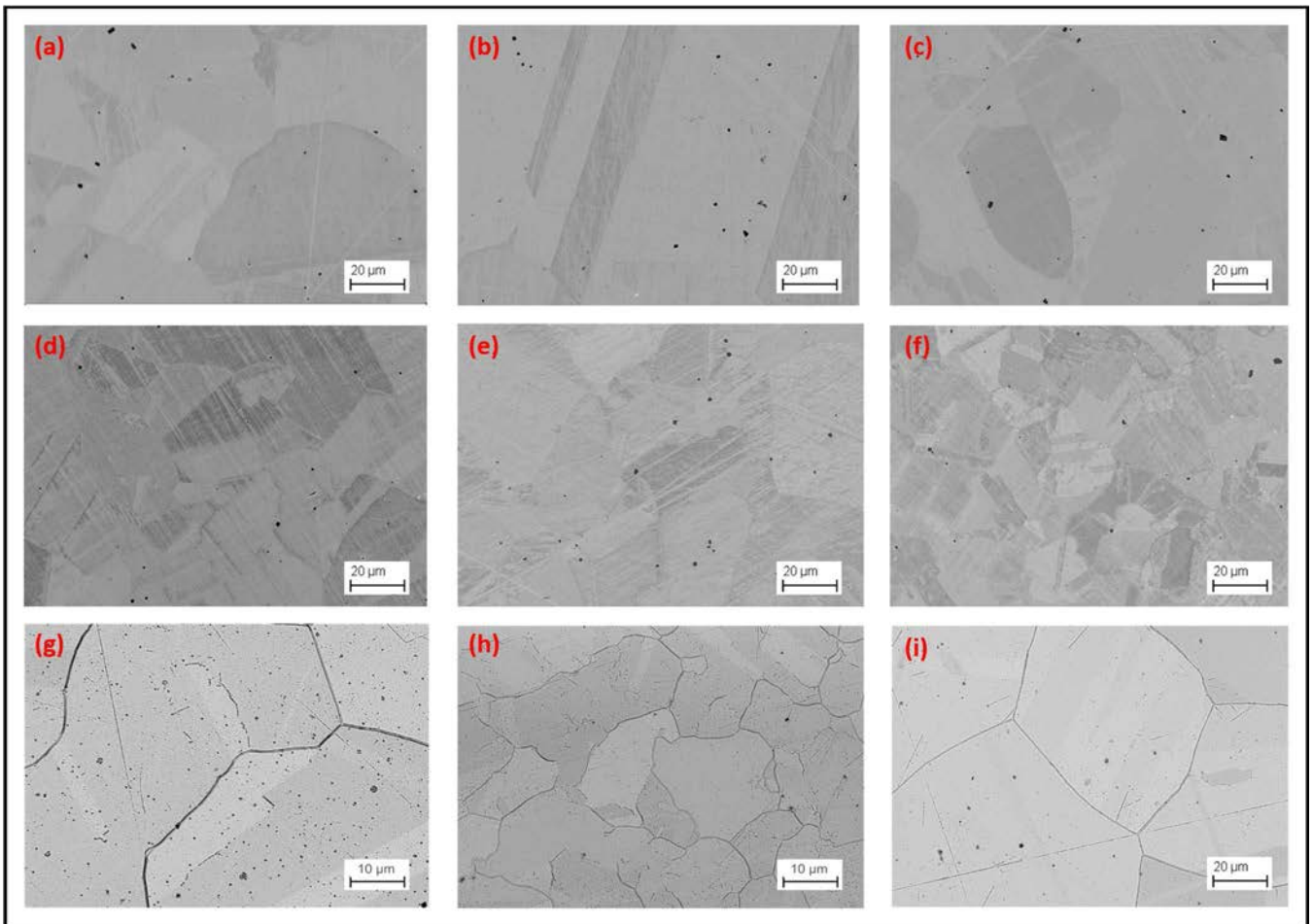


Fonte: autoria própria.

A Figura 8 apresenta as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados da superliga Inconel 625 solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida à 550°C por 24, 48 e 72 horas (a, b, c), envelhecidas à 625°C por 24, 48 e 72 horas (d, e, f) e envelhecidas à 700°C por 24, 48 e 72 horas (g, h, i). Pode-se observar que algumas micrografias ficaram riscadas, provavelmente devido ao pequeno tempo de polimento. Pode-se observar uma tendência do aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo e da temperatura do tratamento térmico, principalmente na amostra envelhecida a 700°C por 72 horas. De acordo com a simulação, nas temperaturas de envelhecimento utilizadas neste trabalho, estariam presentes as fases γ , μ , δ , γ' e carbeto $M_{23}C_6$, conforme apresenta a Tabela 5. Entretanto, não foram observados carbeto nas amostras envelhecidas, evidenciando que estes carbeto, que já eram pequenos na amostra solubilizada a 1150°C por 2 horas, provavelmente se dissolveram ou se transformaram em outro tipo de carbeto durante esta etapa de envelhecimento. Também não foram observadas a

presença das fases μ , δ e γ' , talvez pelo aumento limitado das micrografias e/ou pelo pequeno tempo de tratamento térmico de envelhecimento.

Figura 8 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados das amostras solubilizadas a 1.150°C por 2 horas e envelhecidas à 550°C por 24, 48 e 72 horas (a, b, c), envelhecidas à 625°C por 24, 48 e 72 horas (d, e, f) e envelhecidas à 700°C por 24, 48 e 72 horas (g, h, i).



Fonte: autoria própria.

3.3 Medidas de dureza

A Tabela 6 apresenta a média e o desvio padrão dos resultados de dureza Vickers obtidos para cada amostra deste trabalho. A amostra no estado bruto de fusão apresentou maior dureza e maior desvio padrão em relação às amostras tratadas. Esse fenômeno é compreensível considerando o fato de que o tratamento em altas temperaturas provoca a diminuição da segregação advinda do processo de fundição

e a conseqüente homogeneização química. As amostras envelhecidas apresentaram dureza significativamente menor do que a amostra apenas solubilizada, evidenciando o a eficiência do tratamento térmico para alívio de tensões.

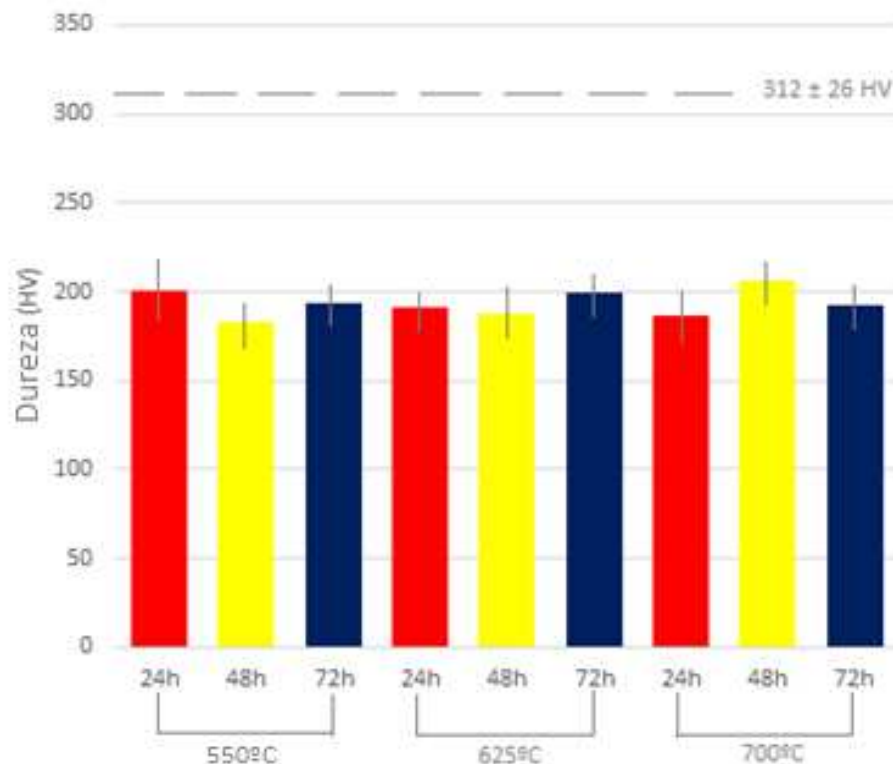
Tabela 6 - Média e desvio padrão dos resultados de dureza Vickers obtidos para cada amostra deste trabalho.

Condição da amostra	Dureza (HV)
Bruta de fusão	321 ± 24
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas	312 ± 26
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 550°C por 24 horas	201 ± 13
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 550°C por 48 horas	183 ± 6
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 550°C por 72 horas	193 ± 8
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 625°C por 24 horas	191 ± 3
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 625°C por 48 horas	188 ± 5
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 625°C por 72 horas	199 ± 5
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 700°C por 24 horas	187 ± 6
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 700°C por 48 horas	206 ± 5
Solubilizada a 1.150°C por 2 horas e envelhecida a 700°C por 72 horas	193 ± 6

Fonte: autoria própria.

A Figura 9 apresenta os valores das medidas de dureza das amostras da superliga Inconel 625 tratadas termicamente em diferentes condições. A linha pontilhada representa a dureza da amostra apenas solubilizada. Pode-se observar que não houve diferença significativa entre as amostras envelhecidas nas diferentes condições de temperatura e tempo. Entretanto, segundo Suave, a pequena mudança observada nas menores faixas de temperatura está correlacionada com a precipitação de partículas de $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ e, nas maiores faixas de temperatura, com a precipitação da fase γ' ^[35]. Esse fenômeno é aceitável e acompanha o comportamento da liga Inconel 625 observado na literatura ^[35,36]. No trabalho do autor François Cortial ^[36], os resultados obtidos para a amostra de Inconel 625 tratada na faixa de temperatura entre 500 e 700°C foi semelhante, as amostras obtiveram valores de dureza entre 200 e 350 HV.

Figura 9 - Valores das medidas de dureza das amostras da superliga Inconel 625 tratadas termicamente em diferentes condições.



Fonte: autoria própria.

³⁵ SUAVE, 2014.

³⁶ CORTIAL, 1994.

4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais de dureza e na análise microestrutural da liga Inconel 625 após o tratamento térmico de solubilização a 1.150°C por 2 horas e envelhecimento à 550, 625 e 700°C por 24, 48 e 72 horas, pode-se concluir que:

- As simulações realizadas no software *JmatPro* auxiliaram no estabelecimento das melhores condições para os tratamentos térmicos. Para a definição do intervalo, foram determinadas as temperaturas *solvus* de γ' , *solidus* e *liquidus* e a fração de γ' no equilíbrio presente em cada temperatura de tratamento térmico de envelhecimento.
- Na amostra bruta de fusão, observou-se a estrutura de grãos e os contornos de grão. Notou-se a presença de poros (pontos pretos nas micrografias) e também a presença de carbonetos finamente distribuídos nos contornos de grão (pontos brancos na micrografia).
- Na amostra que foi apenas solubilizada, observou-se também a estrutura de grãos e os contornos de grão. Notou-se a presença de poros e a carbonetos precipitados nos contornos de grão. Considerando a simulação, os carbonetos presentes são do tipo MC.
- Nas amostras envelhecidas, observou-se uma tendência do aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo e da temperatura do tratamento térmico. Não foram observados carbonetos. Estimou-se que, como eles já eram pequenos na amostra solubilizada, se dissolveram ou se transformaram em outro tipo de carboneto durante esta etapa de envelhecimento.
- Com relação aos ensaios de dureza, a amostra no estado bruto de fusão foi a que apresentou maior valor. Considerou-se que o tratamento em altas temperaturas provocou a diminuição da segregação e a conseqüente homogeneização química das amostras.

REFERÊNCIAS

- [1] REED, R.C. **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [2] EZUGWU, E. O. High speed machining of aero-engine alloys. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 26, 2004.
- [3] PEREIRA JÚNIOR, R. F. Nióbio. In: RODRIGUES, A.F.S. **Economia mineral do Brasil**. Brasília-DF: DNPM, 2009
- [4] PAPP, J. F. **Niobium (Columbium)**. Mineral Commodity Summaries 2011, U.S. Geological Survey, p. 110-111, Reston, Virginia, 2011.
- [5] BALDAN, R. **Processamento e caracterização de rotores automotivos da superliga MAR-M247**. 2009. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena/SP, Brasil, 2009.
- [6] BOWMAN, R. **Superalloys: a primer and history**. Disponível em: <http://www.tms.org/meetings/specialty/superalloys2000/superalloyshistory.html>
Acesso em: 10 out. 2018.
- [7] SIMS, C. T.; HAGEL, W. C. **The Superalloys**. New York: John Wiley & Sons, 1972.
- [8] DURAND-CHARRE, M. **The microstructure of superalloys**. Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers, 1997.
- [9] HARADA, H. **High Temperature Materials for Gas Turbines: The Present and Future**. In: INTERNATIONAL GAS TURBINE CONGRESS. November 2-7. 2003. Tokyo.
- [10] D'OLIVEIRA, A. S. **Ligas de Co e de Ni**. Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM206/Prof_Marcondes/Ligas_de_Co_e_de_Ni.pdf>. Acesso em: 10 out. 2018.
- [11] BHADESHIA, H. K. D. H. **Nickel Based Superalloys**. University of Cambridge. Disponível em: <<http://www.msm.cam.ac.uk/phasetrans/2003/nickel.html>>. Acesso em: 10 out. 2018.
- [12] Smith, G.D. et al. **Alloy 625 – Impressive Past/Significant Presence /Awesome Future**. Superalloys 718, 625 and 706 and various derivatives. TMS - The Minerals, Metals and Materials Association. 12p, 2001.

- [13] Ribeiro, Rodrigo Andrade. **Caracterização de juntas de aço carbono revestidas com Inconel 625 pelo processo TIG automatizado e pela soldagem por explosão.** 2014. 99p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, Brasil, 2014.
- [14] SPECIAL METALS CORPORATION. **INCONEL® alloy 625.** c2013. Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 10 out. 2018.
- [15] ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços API 5L X70 e AISI 316L.** 2014. 82 f , Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2014.
- [16] PINTO, A.L. **Engenharia de contorno de grão em ligas metálicas CFC.** Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2004.
- [17] Mathew, M. D. et al. Microstructural changes in alloy 625 during high temperature creep. **Materials characterization**, v. 59. p. 508-513, 2007
- [18] PFINGSTAG, M. E. et al. Avaliação em relação à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625. **Ciência & Tecnologia dos Materiais**, v. 22, p. 64-69, 2010.
- [19] ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, Volume 02, p. 1363 – 1403, ASM International, 1992
- [20] **OXIDAÇÃO em altas temperaturas.** Disponível em: < <http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=74> >. Acesso em: 10 out. 2018.
- [21] H.Y. Zhang, S.H. Zhang, M. Cheng, Z.X. Li. *Mater. Charact.* 61 (2010) 49-53.
- [22] F.C. Liu, X. Lin, G.L. Yang, M.H. Song, J. Chen, W.D. Huang, **Opt. Laser Technol.** 43 (2011) 208-213.
- [23] PENG HE et.al. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process. **J. Mater. Sci. Technol.**, 2013, 29(5), 480-488.
- [24] N.D. Evans, P.J. Maziasz, J.P. Shingledecker, Y. Yamamoto. **Mater. Sci. Eng. A** 498 (2008) 412-420.

- [25] R. Rodriguez, R.W. Hayes, P.B. Berbon, E.J. Lavernia, **Acta Mater.** 51 (2003) 911-929.
- [26] M.D. Mathew, K.B.S. Rao, S.L. Mannan. **Mater. Sci. Eng. A** 372 (2004) 327-333
- [27] KRAMB, R.C.; ANTONY, M.M.; SEMOANTIN, S.L. Homogenization of a nickel-base superalloy ingot material. **Scripta Materialia**, v.54, p.1645 – 1649, 2006.
- [28] OVERFELT, R. A.; WHITESELL, H. S. Influence of solidification variables on the microstructure, macrosegregation, and porosity of directionally solidified Mar-M247. **Materials Science and Engineering A**, v. 318, p. 264-276, 2001.
- [29] **Inconel 625 technical Data**. Disponível em: < <http://www.hightempmetals.com/techdata/hitempInconel625data.php> >. Acesso em: 10 out. 2018.
- [30] **Alloy 625 Data sheet**. Disponível em: < <http://www.jacquet.biz/JACQUET/USA/files/JCQusa-alloy-625.pdf> >. Acesso em: 10 out. 2018.
- [31] M.J. Donachie, S.J. Donachie. **Superalloys: A Technical Guide**, second ed., ASM International, Materials Park OH, 2002.
- [32] WOLFF, I. M. **Precipitation accompanying overheating in nickel-base superalloy**. Materials characterization, v. 29, p. 55-61, 1992.
- [33] PLATI, A. **Modelling of γ' Precipitation in Superalloys**. 2003. Dissertation (Master of Science). Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, Cambridge, 2003.
- [34] SUAVE, L.M. et.al. **Microstrural Evolutions During Thermal Aging of Alloy 625: Impact of Temperature and Forming Process**. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Metallurgical and materials transactions, volume 45A, 2014.
- [35] SUAVE, L.M. et.al. **Impact of Thermomechanical Aging on Alloy 625: High Temperatures Mechanical Properties**. 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2014.
- [36] CORTIAL, F. et al. **Heat Treatments of Weld Alloy 625: Influence on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance**. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), E.A. Loria, 1994

- [37] CAVALCANTE, Nathália Escóssio. **Influência do envelhecimento na resistência à corrosão da superliga de níquel Inconel 625**. 2013. 45 f. Monografia (Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, 2013.
- [38] JOSÉ, Tiago. **Revestimentos de liga de Níquel Inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços API 5L X70 e AISI 316L**. 2014. 82 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2014.
- [39] SHANKAR, V. et al. **Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy**. Indira Gandhi Center for Atomic Reserach, Kalpakkam, India: Elsevier Science, 2000.
- [40] RAI, S.K. et al. **Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements**. Indira Gandhi Center for Atomic Reserach, Kalpakkam, India: Elsevier Science, 2004.