

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO NA MICROESTRUTURA DA LIGA INCONEL 713C*

Breno Boretti Galizoni¹
Danieli Aparecida Pereira Reis²

Resumo

O objetivo deste trabalho é estudar o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microestrutura da superliga Inconel 713C. Três diferentes condições de tratamento foram estudadas e os resultados comparados: (1) bruto fusão; (2) solubilizado (1179°C/2h) e (3) envelhecido (1179°C/2h + 926°C/16h). Inconel 713C é normalmente utilizado na condição bruta de fusão, uma melhora em sua vida em fluência a 980°C é geralmente obtida com a solubilização da liga, entretanto, o material nesta condição solicitado a elevadas tensões, apresenta uma acentuada redução de ductilidade e vida em fluência. A resistência à fluência aumenta na liga Inconel 713C com a precipitação da fase endurecedora γ' (Ni_3Al), formada durante os tratamentos térmicos. As técnicas de caracterização utilizadas foram: análise química, difração de raios X e microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS). Os tratamentos térmicos modificam a estrutura dendrítica presente na condição bruta de fusão, reduzindo a acicularidade da mesma. As imagens MEV e análises EDS ilustram a presença das fases γ , γ' e carbeto, formando a microestrutura da liga. A fase matricial (γ) tem em sua constituição a precipitação da fase γ' na forma cúbica e em algumas regiões veios de carbeto que são modificados com os posteriores tratamentos térmicos.

Palavras-chave: Tratamento térmico; Inconel 713C; Microestrutura.

EFFECT OF SOLUBILIZATION AND AGING HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF NICKEL-BASED ALLOY INCONEL 713C

Abstract

The purpose of this work is to study the effect of heat treatments on the microstructure of the nickel-based superalloy Inconel 713C. Three different tempers were studied and the results compared: (1) as cast; (2) solution treatment (1179°C/2h) and (3) aging treatment (1179°C/2h plus 926°C/16h). Inconel 713C is normally used in the as cast condition, an improvement in the 980°C stress-rupture life is often obtained by solution treatment, however, material in this condition tested under high stress at 730°C shows a marked decrease in rupture life and ductility. The mechanical resistance in creep increases in Inconel 713C by precipitation hardening phase, such γ' (Ni_3Al) formed during the heat treatments. The characterization techniques used was: chemical analysis, X-ray diffraction, optical microscope and scanning electron microscopy (SEM) and EDS analyzes. The heat treatments modified the dendritic structure, reducing the acicularity. The SEM and EDS analyzes illustrated the γ , γ' and carbides. The matrix phase (γ), has in its constitution the precipitation of the γ' phase, in a cubic form, and in some regions veins of carbides were modified with the heat treatments.

Keywords: Heat treatment, Inconel 713C, Microstructure

¹ Engenheiro de Materiais/UFSCar, Mestre em Engenharia Aeronáutica e Mecânica/ITA, Doutorando em Engenharia Aeronáutica e Mecânica/ITA, São José dos Campos, São Paulo, Brasil.

² Engenheira Química/EEL-USP, Mestre em Engenharia de Materiais/EEL-USP, Doutora em Engenharia e Tecnologia Espaciais/INPE, Professora Adjunta/UNIFESP-São José dos Campos e Professora da Pós-Graduação-ITA, área de Engenharia de Materiais Metálicos, São José dos Campos, São Paulo, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A grave crise que se abateu na economia e, conseqüentemente no mercado aeronáutico no início do século XXI, levou fabricantes de aeronaves e motores a desenvolver produtos mais eficientes. Novas gerações de aeronaves tiveram asas aerodinamicamente melhoradas, aumento da utilização de materiais compósitos e novas ligas de alumínio, além de novos processos de fabricação os quais contribuíram para a redução de peso [1].

Os motores de aeronaves fornecem algumas das aplicações mais exigentes para materiais estruturais. Os modernos motores operam a altas temperaturas e tensões, e os componentes do motor são frequentemente sujeitos a condições extremas de corrosão, oxidação e erosão. Estes motores, que convertem a energia química do combustível em propulsão, operam pela compressão de ar nos estágios iniciais do motor, aquecendo-o juntamente com o combustível dentro da câmara de combustão, com a ignição desta mistura os gases quentes são expelidos. O aumento do desempenho de motores a jato é alcançado com a elevação da temperatura dos gases, aumentando a eficiência em cada estágio do motor [2].

Desde o desenvolvimento de motores a turbina a gás para utilização em aeronaves, sejam elas militares ou comerciais, materiais resistentes a altas temperaturas começaram a ser desenvolvidos. As superligas, termo originalmente utilizado na década de 1940, foram usadas para designar as ligas de níquel e cobalto que poderiam suportar de maneira mais eficaz, do que as ligas de ferro, as temperaturas e condições ambientais severas presentes nas turbinas a gás. A origem metalúrgica do nome “superligas” é de liga com uma mistura especial de elementos que resultam em fases criadas com características acima das expectativas ou “super” [3].

As turbinas a gás são formadas por segmentos como compressores de alta e baixa pressão, câmara de combustão e rotores de alta e baixa pressão. Cada um destes segmentos trabalha em temperatura e esforços distintos, assim uma gama de ligas é aplicada em partes específicas, satisfazendo a necessidade de cada componente. Vários componentes de alta complexidade, como as paletas de turbina, são fabricados por fundição em superligas de níquel, sendo a liga Inconel 713C muitas vezes utilizada [4].

As principais aplicações industriais das superligas são componentes de turbinas a gás, como palhetas, rotores e direcionadores de fluxo. A geometria de palhetas e rotores de turbinas a gás torna inviável a sua fabricação por processos de usinagem, sendo a técnica de fundição por precisão o que garante a produção de geometrias complexas, com precisão dimensional e qualidade superficial [4].

Entretanto, para a utilização de materiais em níveis elevados de exigência sob tensão em temperaturas elevadas, é necessário considerar o comportamento em fluência do mesmo, assim como a sua resistência à oxidação. A fluência é caracterizada por um escoamento lento do material quando o mesmo é submetido a tensão e temperatura constante, a diminuição da área transversal gera um aumento na tensão até ocorrer a fratura do material, sendo primordial para projeto de equipamentos em indústrias de geração de energia, petroquímicas e aeroespaciais [5].

Neste trabalho, avalia-se o efeito dos tratamentos térmicos nas características microestruturais da liga Inconel 713C. No cenário tecnológico, é importante avaliar as condições microestruturais da liga e correlacioná-las com seu comportamento em uma aplicação específica, neste caso, em fluência. Assim, surge a necessidade de aprimoramento dos efeitos de tratamentos térmicos na microestrutura da liga e seus

efeitos em elevadas temperaturas, tendo em vista a aplicação desta liga em ambientes e condições extremas, como componentes de turbinas a gás de aeronaves.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é avaliar as modificações microestruturais da superliga Inconel 713C após tratamentos térmicos de: (a) solubilização e (b) solubilização mais envelhecimento, comparando os resultados com a liga na condição (c) bruto de fusão, sem tratamento térmico.

Os objetivos específicos deste trabalho podem ser definidos em:

- Tratar termicamente a liga Inconel 713C para obtenção das seguintes condições: bruto de fusão, solubilizado e envelhecido, e, desta forma, comparar as microestruturas de cada condição.
- Caracterizar as três condições de tratamento térmico via: i) análise química; ii) microscopia óptica e eletrônica de varredura; iii) espectroscopia de raios X por dispersão de energia; iv) difração de raios X, evidenciando o comportamento de cada microestrutura.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Superligas de Níquel

As superligas de níquel constituem uma família de ligas destinadas a aplicações em temperaturas elevadas, já que mantêm boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão até temperaturas próximas do ponto de fusão. Isto é conseguido graças à combinação de uma matriz austenítica endurecida por solução sólida – fase γ – com elevadas frações volumétricas de precipitados coerentes do tipo $\text{Ni}(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Ta})_3\text{Al}$ – fase γ' [6].

Ligas de alta performance, ou superligas, são ligas usualmente baseadas nos elementos químicos do grupo VIII da tabela periódica que apresentam excelentes propriedades acima de 650°C. Superligas tipicamente apresentam uma matriz austenítica de estrutura cristalina cúbica de face centrada, sendo que os elementos base são níquel, cobalto ou ferro. As superligas desenvolveram-se graças à inovações químicas e de processos, sendo impulsionadas principalmente pelas indústrias aeroespaciais e de energia, equipamentos de turbinas a gás e petroquímicas, respectivamente [3].

As primeiras superligas fabricadas eram a base de ferro na década de 1940. Nesta mesma década, fundição de precisão, *investmentcasting*, de ligas a base de cobalto possibilitou o aumento das temperaturas operacionais de equipamentos. O desenvolvimento da fusão a vácuo, na década de 1950, permitiu o controle muito fino da composição química das superligas e redução da contaminação na solidificação, juntamente com a revolução de técnicas de processamento, solidificação unidirecional e monocristais, fizeram uma revolução no campo das superligas [3].

Os solutos essenciais em superligas a base de níquel são alumínio e/ou titânio, com um total de concentração menor que 10% em valores atômicos, gerando uma microestrutura em equilíbrio bifásica, gama (γ) e gama linha (γ'). A gama linha (*gamma prime*, em inglês) é a fase responsável pela alta resistência em elevadas

temperaturas e pela incrível resistência a deformação por fluência. A quantidade de γ' depende da composição química e da temperatura [3].

3.2 Inconel 713C

A liga Inconel 713C é uma superliga da família Inconel®, sendo o nome desta liga, uma marca comercial da *SpecialMetals Corporation*, uma subsidiária integral da *PrecisionCastpartsCorp*. A liga Inconel 713C tem a seguinte especificação internacional AMS 5391 [7] e foi elaborada pela patente US 2.570.193.

Inconel 713C é uma superliga a base de níquel-cromo, endurecida por precipitação, a qual apresenta excelente resistência até 980°C. A liga apresenta boas propriedades de fundição, resistência à oxidação e fadiga térmica, além de estabilidade estrutural. Inicialmente a liga era fundida ao ar, mas com inovações nos processos de fundição, tais como a fundição a vácuo, possibilitou fundir a liga com atmosfera controlada, em presença de argônio, fazendo com que aumentasse o controle microestrutural e melhorasse as propriedades em temperaturas cada vez maiores [8].

Por ser uma liga utilizada em fundição de precisão (o “C” de Inconel 713C, vem do inglês *casting*), ela é utilizada em produtos de alta complexidade, que são fabricados com a geometria muito próxima do uso final. Componentes de turbinas a gás, como rotores, paletas de turbinas, sendo que estes componentes se encontram na região de baixa pressão das turbinas [9].

A liga Inconel 713C é normalmente utilizada na condição bruta de fusão. Uma melhora no tempo de ruptura, quando utilizada na faixa de temperatura de 925-1035°C, é geralmente obtida pelo tratamento de solubilização por duas horas em 1176°C sob vácuo ou atmosfera de argônio, seguido de resfriamento ao ar. Entretanto, o material nesta condição – solubilizado – quando testado sob elevada tensão em temperatura de 735°C apresenta uma considerada queda em sua ductilidade e vida até a ruptura. Um tratamento térmico de envelhecimento de 16 horas em 927°C aplicado no material solubilizado, seguido de resfriamento ao ar, reestabelece as propriedades do material em temperaturas de 735°C, assim como mantém as propriedades em temperaturas mais elevadas [8].

A microestrutura esperada para liga Inconel 713C é uma matriz dendrítica da fase γ , produto típico de ligas no estado bruto de fundição, sendo que as lamelas dendríticas dependem da taxa de solidificação do metal, e a presença de precipitados intermetálicos, fase γ' . Microsegregações e porosidade também são esperadas, pois ambos são produtos característicos de estados brutos de fusão, sem tratamentos termomecânicos posteriores. A quantidade e distribuição dos precipitados γ' vão depender dos tratamentos térmicos os quais a liga Inconel 713C será submetida. [10]

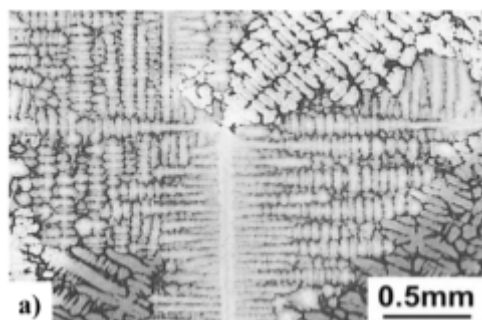


Figura 1. Estrutura dendrítica de uma seção transversal de Inconel 713C [10].

Os elementos químicos presentes na composição da liga 713C apresentam as seguintes funções metalúrgicas:

- Níquel – têm como principal função a formação da matriz austenítica e permite a acomodação dos precipitados coerentes na matriz em solução sólida;
- Cromo – também é elemento formador da matriz, assim como o níquel. O cromo auxilia no processo de endurecimento por solução sólida, garantindo a estabilidade superficial. Além de propiciar a resistência à oxidação e corrosão a quente.
- Molibdênio – auxiliar no processo de endurecimento por solução sólida na matriz;
- Alumínio – é o elemento químico responsável pela formação de compostos endurecedores intermetálicos, como Ni_3Al . Outro papel importante, juntamente com o cromo, é na resistência à oxidação.
- Titânio e Nióbio – são elementos que proporcionam endurecimento por solução sólida, além de serem os principais formadores de intermetálicos: Ni_3Nb e Ni_3Ti ;

A fase γ , matriz austenítica, é uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), constituída por uma solução sólida rica em níquel, possuindo grande solubilidade de vários elementos de forma substitucional e/ou intersticial em sua estrutura cristalina. Sua estrutura CFC permite múltiplos sistemas de deslizamentos, resultando em boa ductilidade e conformabilidade, com o mínimo de textura. O endurecimento da fase γ por solução sólida deve-se à adição de elementos como cromo e molibdênio, formando uma solução sólida substitucional desordenada. Por serem elementos de alto ponto de fusão, ajudam a reduzir a difusividade do material e competem com o aumento do número de sistemas de deslizamentos que, quando ativados na estrutura CFC, favorecem a transposição das discordâncias pelas “barreiras atômicas” através dos mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado em elevadas temperaturas [11].

A fase γ' conhecida como gama linha é uma fase CFC ordenada composta basicamente por níquel e alumínio. Sua estrutura é do tipo L12, onde os átomos de alumínio se encontram dispostos nos vértices do cubo e os átomos de níquel nas faces proporcionando alta ordenação. Este estado ordenado pode ser observado até temperaturas próximas ao ponto de fusão, conferindo excelente estabilidade e confiabilidade em elevadas temperaturas. Alguns outros elementos, como níquel e titânio podem substituir parcialmente e/ou totalmente o alumínio [11, 12].

A fase γ'' (Ni_3Nb) é uma fase metaestável que também proporciona um efeito endurecedor através da precipitação controlada. Geralmente possui uma morfologia de discos alongados, com 60 nm de comprimento e de 5 a 9 nm de espessura [13]. Outro aspecto importante são os carbeto, que geralmente, nas ligas de níquel são utilizados visando refinar a microestrutura durante a fabricação e o tratamento térmico, além disso, aumentam a resistência da matriz se estiverem localizados intergranularmente, o que inibe o deslizamento nos contornos de grãos [13]. Os principais carbeto encontrados nas ligas de níquel são: MC, $M_{23}C_6$ e M_6C [14].

A fase γ''' (Ni_3Nb), conhecida por gama duas linha (do inglês *gama double-prime*), é a uma outra fase endurecedora das superligas de níquel. É uma fase metaestável com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC). É uma fase que ocorre quando o teor de nióbio é maior que 4%. Tem como característica comum à nucleação heterogênea de γ''' na interfase γ/γ' anteriormente precipitado, resultando

em um co-precipitado da fase γ'' sobre a fase γ' . A fase γ'' é mais efetiva no endurecimento, quando comparada com a mesma fração volumétrica de γ' , por apresentar um valor mais elevado de energia de contorno de anti-fase. Dessa forma, a energia para a discordância cruzar a fase é ainda maior, proporcionando assim maior efeito no endurecimento do material [15].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O material utilizado para este trabalho foi a liga Inconel 713C adquirido da empresa Açotécnica S.A. O material foi adquirido na forma de barras cilíndricas de 25,4 mm de diâmetro na condição bruta de fusão.

4.1 Tratamentos Térmicos

Amostras da superliga Inconel 713C foram submetidas a dois tratamentos térmicos, a) solubilização b) solubilização + envelhecimento; c) sem tratamento térmico, estado bruto de fusão. As etapas dos tratamentos térmicos são:

- Solubilização – aquecimento a 10°C por minuto até 1176°C , permanecer nesta temperatura por 2 horas, seguido de resfriamento ao ar.
- Solubilização + envelhecimento – aquecimento a 10°C por minuto até 1176°C , permanecer nesta temperatura por 2 horas, seguido de resfriamento ao ar. Posteriormente, aquecimento a 10°C por minuto até 927°C , permanecer nesta temperatura por 16 horas, seguido de resfriamento ao ar.

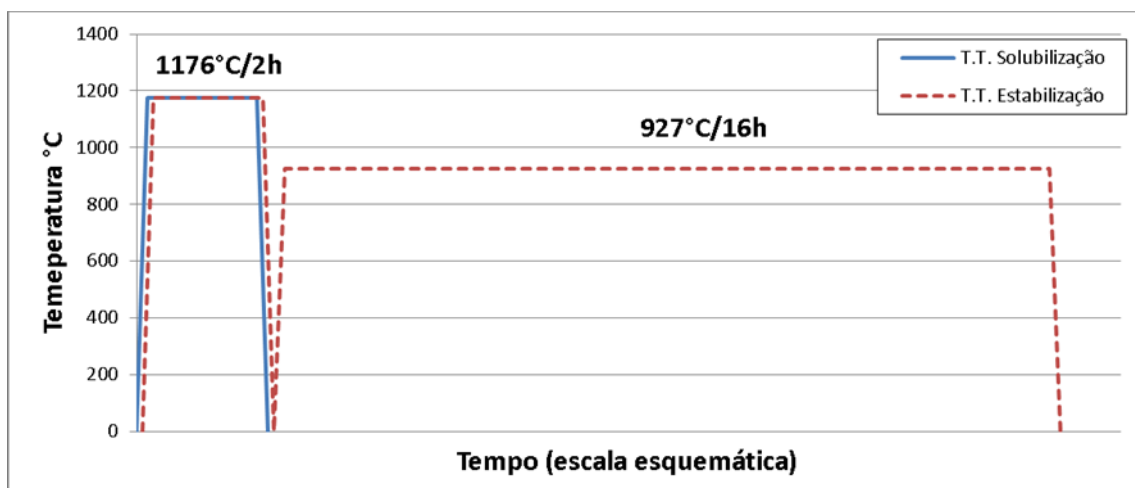


Figura 2. Curva dos tratamentos térmicos realizado nas amostras de Inconel 713C.

Estas rotas de tratamento térmico foram baseadas no documento “Engineering Properties of 713C” [9].

Para realizar os tratamentos térmicos as amostras e corpos de prova foram encapsulados em tubos de quartzo em atmosfera de argônio. O forno utilizado foi o forno tubular Lindberg/Blue M (100V/50A/50kW).

4.1 Equipamentos

O material recebido foi caracterizado quanto a sua composição química dos principais elementos (percentual em peso), comparando com requisitos da AMS 5391 [7]. A análise foi realizada via espectroscopia de emissão óptica utilizando um equipamento Spectromaxx.

Para as análises de difração de raios X foi utilizado um difratômetro Seifert, modelo URD-65. O ângulo 2θ variou de 20 a 80° com passo de 0,01°/s.

Amostras nas três condições de tratamento térmico foram preparadas para análise metalográfica, o ataque realizado foi eletrolítico com 3 volts por 5-10 segundos em uma solução de 3% ácido sulfúrico. A caracterização microestrutural dos corpos de prova foi realizada a partir de técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A microscopia óptica foi realizada com equipamentos ZeissAxioScope A1 e a microscopia eletrônica de varredura em um equipamento Tescan Vega 3 XMU, acoplado no mesmo a espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A caracterização segundo análise química dos principais elementos, porcentagem em peso, foi realizada em três amostras, cada uma com um tratamento térmico diferente – fundida, solubilizada e envelhecida. Os resultados obtidos (% p), assim como a comparação com a norma internacional AMS 5391, estão indicados na Tabela 2.

Tabela 2. Resultados das análises químicas das amostras de Inconel 713C comparadas com a norma internacional AMS 5391.

Análise Química Inconel 713C				
Elementos (% p)	AMS 5391	Bruta de Fusão	Solubilizada	Envelhecida
Cr	12,00 – 14,00	13,32	13,58	13,70
Mo	2,80 – 5,20	3,85	3,93	3,96
Al	5,50 – 6,50	5,62	5,72	5,60
Ti	0,50 – 1,00	0,67	0,70	0,67
C	0,08 – 0,20	0,11	0,11	0,11
B	0,005 – 0,015	0,009	0,01	0,009
Zr	0,05 – 0,15	0,076	0,085	0,083
Si	máx. 0,50	0,15	0,15	0,13
Mn	máx. 0,25	0,012	0,012	0,007
Fe	máx. 2,50	0,89	0,86	0,89
Cu	máx. 0,50	0,004	0,005	0,004
Ni	balanço	balanço	balanço	balanço

A comparação dos resultados obtidos nas análises químicas com a norma AMS 5391 atendeu aos requisitos descritos na norma. A análise química do material na condição fundida tida como satisfatória é primordial para avaliarmos a qualidade do material fabricado pela empresa Açotécnica S.A. e possibilitar a continuidade do trabalho. Os resultados das análises dos outros dois tratamentos térmicos, solubilização e envelhecimento, são importantes para comprovar a não variação da composição química ao longo dos tratamentos.

A formação da fase matricial γ (CFC – austenítica) ocorre pela presença dos elementos químicos níquel, cromo e molibdênio. Por outro lado, a presença dos elementos alumínio e titânio são responsáveis pela formação das fases intermetálicas endurecedoras do tipo $A_3B - Ni_3(Al,Ti)$, sendo a mais conhecida a

fase γ' . A precipitação de carbonetos na fase matricial γ contribui para o aumento da resistência mecânica, isso se deve ao bloqueio dos precipitados ao movimento das discordâncias presentes no material.

A análise de difração de raios X foi realizada nas três condições de tratamento térmico e evidenciamos em todas as condições picos nos mesmos ângulos cristalográficos, mas com intensidades diferentes.

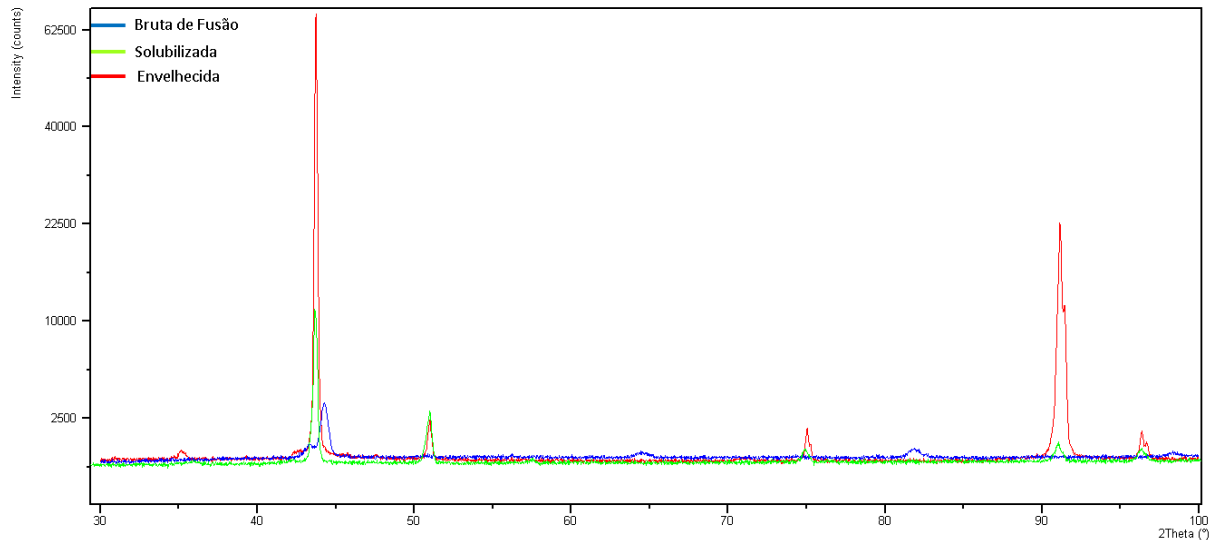


Figura 3. Imagens de difração de raios X das amostras nas condições bruta de fusão, solubilizada e envelhecida.

A microestrutura típica de produtos fundidos de Inconel é uma matriz de fase γ cuja estrutura dendrítica é altamente influenciada pelo processo de fundição, como taxa de resfriamento e solidificação.

A presença de defeitos como porosidade, segregação e inclusões de não metálicos é normal em materiais no estado bruto de fusão, sem tratamentos termomecânicos. Nas análises de microscopia óptica é possível observar a porosidade entre dendritas, assim como segregações e carbeto.

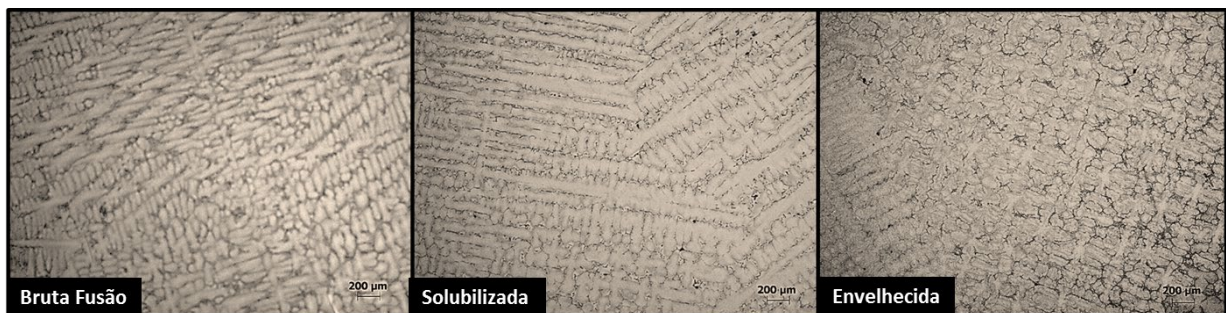


Figura 4. Imagens obtidas por microscopia óptica do material Inconel 713C na condição solubilizada.

Na Figura 4, é possível observar o alongamento das dendritas, consequência do tratamento térmico de solubilização, fazendo com que haja um acomodamento da estrutura bruta de fundição em direção a uma condição de maior equilíbrio termodinâmico. Esta pequena mudança microestrutural faz com que as tensões geradas na solidificação se acomodem melhor.

Com o segundo tratamento térmico, envelhecimento, as lamelas dendríticas vão perdendo as características aciculares da microestrutura, Figura 4. Detalhe da

microestrutura evidenciando a precipitação interdendrítica de carbonetos do tipo MC (fase clara), destacados na Figura 5.

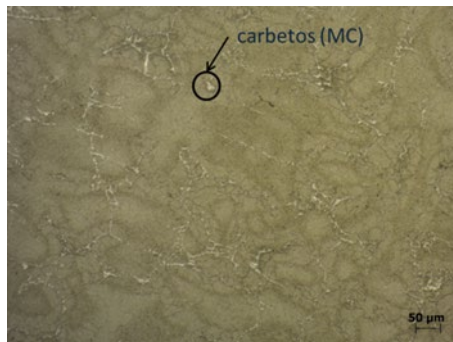


Figura 5. Carbeto identificado na imagem obtidas de microscopia óptica na condição envelhecida.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada em amostras nas três condições de tratamento térmico. As amostras estavam embutidas e atacadas, sendo que o objetivo da análise era observar diferenças microestruturais ocorridas com os tratamentos térmicos. As micrografias foram obtidas utilizando elétrons secundários.

A Figura 6 ilustra a amostra na condição bruta de fusão, sendo possível observar a fase matricial γ , região mais escura, e a fase γ' , região mais clara. A fase γ' está presente na forma intragranular.

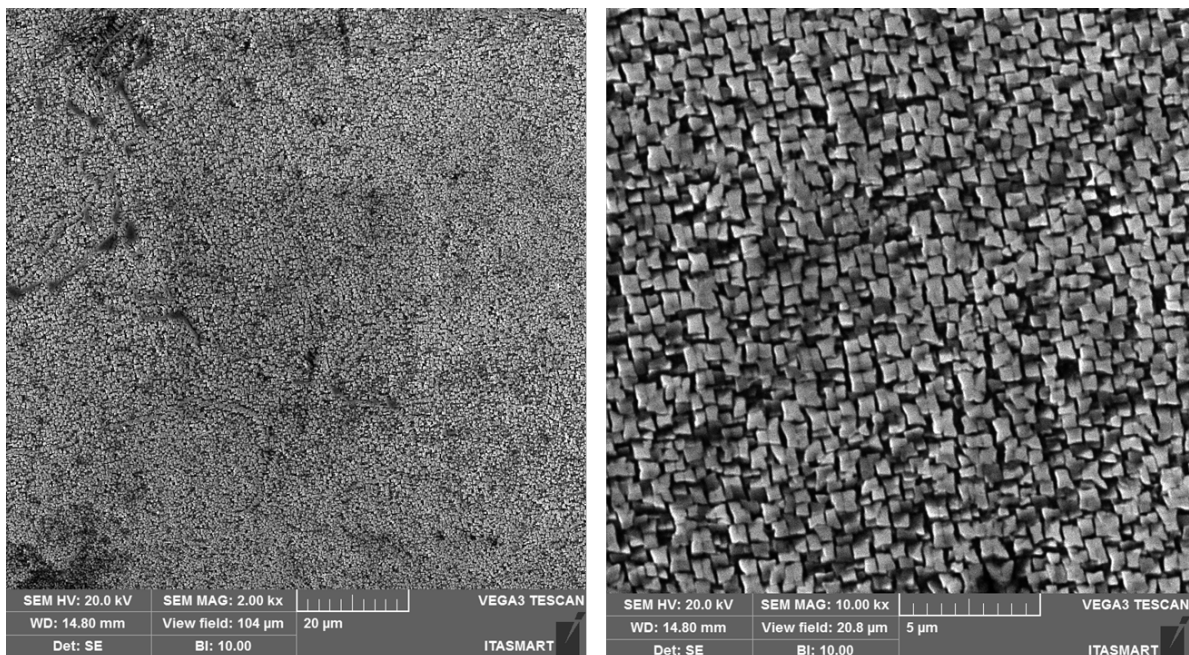


Figura 6. MEV da condição bruta de fusão.

Com os posteriores tratamentos térmicos, foi possível evidenciar a maior distribuição dos carbonetos ao longo da fase matricial γ , como pode ser observado na Figura 7. Esta distribuição está relacionada com a mobilidade destes átomos, saindo dos veios concentrados deste elemento dos carbonetos e solubilizando ainda mais na fase matricial, tanto na condição solubilizada e principalmente na condição envelhecida.

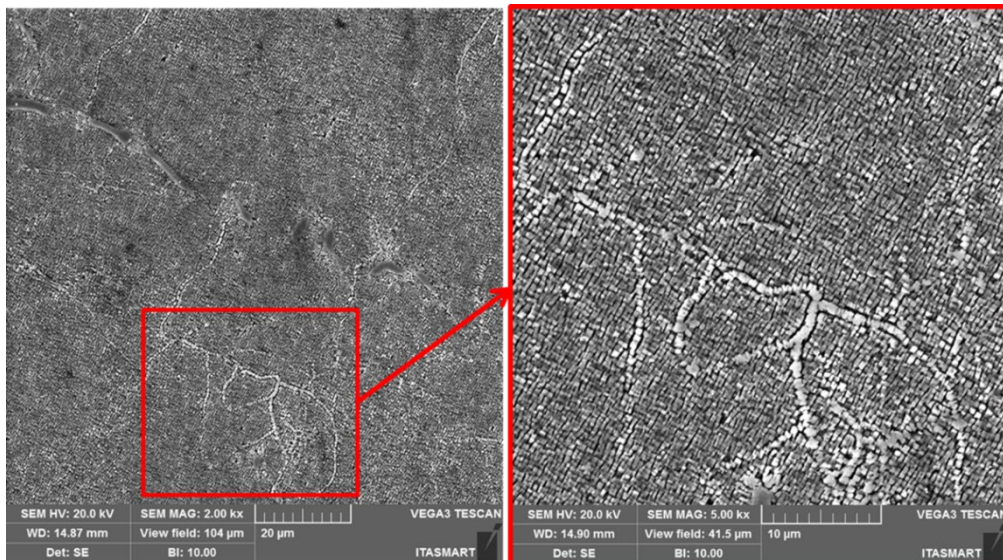


Figura 7. MEV da condição envelhecida.

Para confirmar a variação dos elementos químicos na microestrutura, análises de EDS de linha foram efetuadas, sendo os resultados descritos na Figura 8. A análise apresenta a variação dos elementos químicos ao longo de uma linha que passa pelos campos da fase matricial, juntamente com a fase γ' dispersa e os veios de carbonetos.

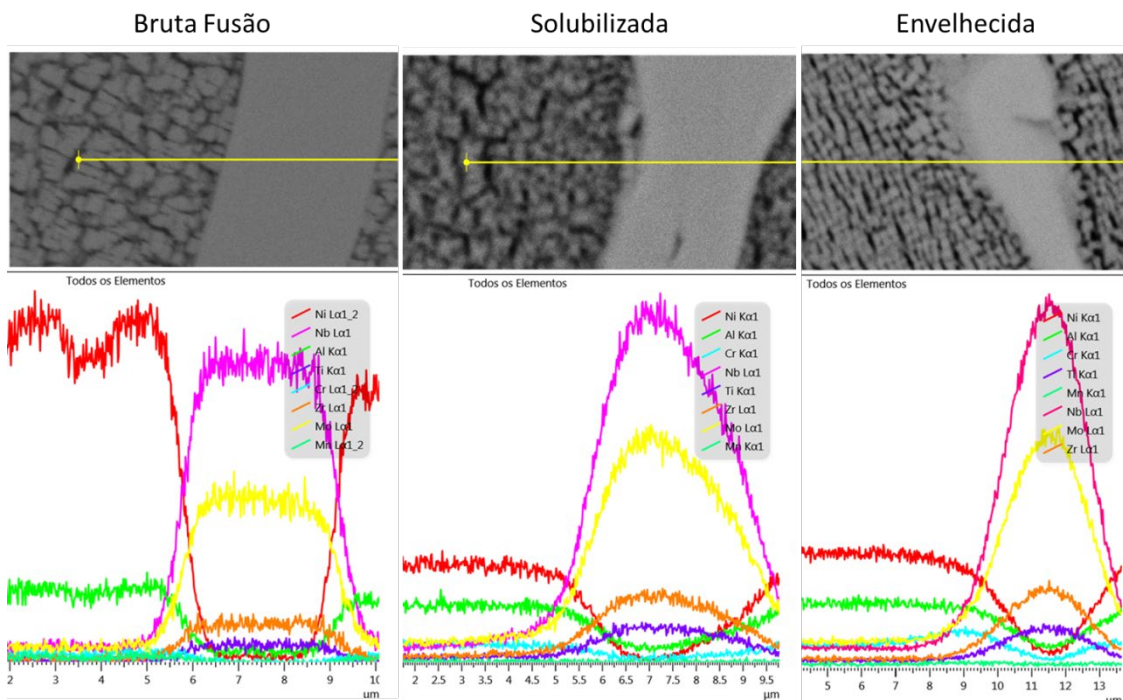


Figura 8. EDS de linha das amostras nas três condições de tratamento térmico.

Evidenciamos que na fase γ e γ' , há uma presença muito mais alta de níquel que nos carbonetos, assim como o alumínio, elementos responsáveis pela formação de ambas as fases. Nos carbonetos, há uma presença considerável de nióbio, molibdênio, zircônio e titânio, sendo estes os elementos que presentes nos carbonetos M_2C , $M_{23}C_6$ e M_6C .

Com os tratamentos térmicos, evidenciamos uma redução na concentração de nióbio nos carbonetos, que se difunde em direção à matriz γ . Com o tratamento de envelhecimento, há uma maior concentração de nióbio nos carbonetos, aumentando bem a sua concentração em relação aos demais, molibdênio, zircônio e titânio.

6 CONCLUSÃO

Pode-se concluir que os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento da liga Inconel 713C altera a microestrutura da liga com a formação de carbonetos e redução da acicularidade das estruturas dendríticas. Há alteração na concentração de nióbio dos carbonetos, sendo estas fases endurecedoras da liga. O principal objetivo destes tratamentos térmicos é a melhora das propriedades mecânicas da liga estudada.

REFERÊNCIAS

- 1 Aeromagazine. Novos aviões, motores e combustíveis. Disponível em: <http://aeromagazine.uol.com.br/artigo/novos-avioes-motores-e-combustiveis_890.html>. Acesso em: 30 nov. 2016.
- 2 Backman, D.G.; Williams, J.C. Advanced materials for aircraft engine applications. Science, New Series: American Association for the Advancement of Science, vol. 255, nº. 5048, 1082-1087, 1992
- 3 Kracke, A. Superalloys, the most successful alloy system of modern times – past, present and future. 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2010.
- 4 Muktinutalapati, N. R. A. Materials for gas turbines – an overview. Advances in gas turbine technology, 2011.
- 5 Meyer, M.A.; Chawla, K. K. Princípios de metalurgia mecânica. São Paulo: Edgard Blüncher, cap. 14, p. 406-420, 1982.
- 6 Azevedo, C. R. F.; Moreira, M.F.; Hippert, E. Nickel Superalloy (INCONEL 713C). Publicação IPT 2767, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, 2001.
- 7 SAE INTERNATIONAL. AMS 5391: Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Investment Castings 73Ni - 0.14C - 4.5Mo - 2.3Cb (Nb) - 0.75Ti - 6.0Al - 0.010B - 0.12Zr Vacuum Cast, As-Cast. Abr. 2014. 9 páginas.
- 8 Pratt and Whitney Aircraft. Engineering Properties of Alloy 713C. Material Engineering Section, 1965.
- 9 Farina, A. Metalografia das Ligas e Superligas de Níquel, TechnicalReport Villares Metals, Brasil, 2000.
- 10 Kunz, L.;Lukáš, P.;Konečná, R. High-cycle fatigue of Ni-base superalloy 713C. International Journal of Fatigue. vol. 32, p. 908-913, 2010.
- 11 Reed, R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge, Cambridge University Press, p. 33-114, 2006.
- 12 Nalawade, S.A.; Sundararaman, M.; SINGH, J. B.; VERMA, A.; KISHORE, R. Precipitation of γ' phase in δ -precipitated Alloy 718 during deformation at elevated temperatures. Materials Science and Engineering A, vol. 527, p.2906-2909, 2010.
- 13 Valle, L. C. M. Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718. 2010. 97p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, p.13-22, 2010.
- 14 Ezugwu, E. O.; Wang, Z. M.; Machado, A. R. The machinability of nickel-based alloys: a review. Journal of Materials Processing Technology, v.86, p. 1-16, 1999.
- 15 Decker, R. F. The evolution of wrought age-hardenable superalloys - nickel: a century of innovation – overview, JOM, p. 32-36, 2006.