

**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS**

**MANUAL PARA PROCESSAMENTO DA
SUPERLIGA INCONEL[®] X-750 PARA
APLICAÇÃO NA INDÚSTRIA
PETROLÍFERA**



Eduardo Siqueira Rocha Gouvêa

Orientadora: Profa. Dra. Sinara Borborema Gabriel

Co-orientadora: Profa. Dra. Monique Osório Talarico da Conceição

2017

Sumário

1. Objetivo	2
2. Superligas	3
2.1. Importância das superligas Níquel - Propriedades e Aplicações.....	4
3. Superliga X-750.....	7
3.1. Fases presentes na Superliga X-750	9
4. Processamento da Liga X-750	19
4.1. Tratamento de Solubilização	19
4.2. Trefilação.....	20
4.3. Tratamento térmico de Envelhecimento	21
5. Propriedades	21
5.1. Análise Microestrutural.....	22
5.2. Resistência à Corrosão	25
Referências.....	26

1. Objetivo

Este manual tem por objetivo auxiliar na preparação da Liga Inconel X-750 para sua utilização no setor petrolífero, utilizando a norma AMS 5698G como base para o processamento da liga. Estudos realizados por Gouvêa (2017) buscaram analisar diversas maneiras de preparação da Liga Inconel X-750, analisando propriedades como resistência à corrosão, propriedades microestruturais e dureza de cada uma das amostras para que, ao final de seus estudos, pudesse chegar à melhor opção de preparação dessa liga para a aplicação desejada. Após a realização de todos os estudos e análises, concluiu-se que a amostra envelhecida com 15% de redução de área apresentou as melhores propriedades para aplicação no setor petrolífero. Nas páginas a seguir, será possível verificar o passo a passo para reproduzir a liga, cujos resultados foram considerados os melhores para a aplicação desejada.[1]

2. Superligas

Durante longo tempo, engenheiros e cientistas tiveram interesse em produzir materiais que apresentassem alta resistência para aplicações em altas temperaturas. Para tentar suprir essa necessidade, na década de 1920, foram desenvolvidos os aços conhecidos como aços inoxidáveis, amplamente utilizados nas duas décadas seguintes. [2, 3]

Com o passar do tempo, os aços inoxidáveis não conseguiram acompanhar as necessidades das novas tecnologias que surgiram, devido à sua capacidade limitada, à baixa resistência em altas temperaturas e à baixa resistência. Por necessidade de novos materiais, as superligas começaram a ser desenvolvidas, fato que foi acelerado com a chegada da Segunda Guerra Mundial, momento em que as turbinas a gás começaram a ser desenvolvidas. [2, 3]

Apesar das patentes de adição de ligas com elementos como níquel e titânio serem da década de 1920, a indústria das superligas emergiu com adaptações realizadas em ligas de cobalto, que começaram a ser utilizadas para satisfazer requisitos de motores de aeronaves. A partir daí, começou, então, uma corrida em busca de desenvolvimento de materiais com alta resistência para aplicações em altas temperaturas, que segue até os dias de hoje.[2]

As superligas são ligas de níquel, ferro-níquel e/ou cobalto utilizadas em temperaturas acima de 540°C. Superligas de ferro-níquel, como a popular IN-718, são uma extensão da tecnologia de aços inoxidáveis, normalmente, forjados. Superligas de cobalto e de níquel, por sua vez, podem ser tanto forjadas quanto fundidas, dependendo de sua aplicação e composição.[2]

Um grande número de ligas foram desenvolvidas e estudadas. Ao longo dos anos, muitas deixaram de ser utilizadas, sendo que, apenas algumas delas são amplamente empregadas. As ligas são utilizadas de acordo com a necessidade da indústria, podendo sua aplicação variar desde turbinas a gás e a vapor, até foguetes e estruturas de aeronaves e indústrias químicas ou nucleares.[2, 4]

2.1. Importância das superligas Níquel - Propriedades e Aplicações

O níquel é o quinto elemento mais abundante na face da Terra. Está na primeira coluna dos metais de transição, possuindo número atômico 28 e um peso atômico de, aproximadamente, 58,71, com 5 isótopos estáveis na natureza. Em condições ambientes, possui uma temperatura de fusão de 1455°C, o que representa o limite absoluto para

superligas de níquel. Com uma densidade de 8097 kg/m^3 , é mais denso que outros elementos utilizados em aplicações aeroespaciais, como o titânio e o alumínio, o que ocorre devido a uma menor distância interatômica, se comparado aos outros elementos citados, característica presente pelo fato de ser um metal de transição. [5]

O níquel possui duas aplicações principais dentro do setor industrial: a primeira delas, na formação de ligas ferrosas, sendo um participante importante em aços de baixa liga, aços inoxidáveis, ferros fundidos e mesmo alguns aços especiais, pois acarretam numa melhoria de suas propriedades, como o aumento da resistência mecânica para os aços; a segunda, refere-se a sua utilização como metal base em superligas de níquel. [3]

As superligas de níquel têm uma ampla utilização em setores que necessitam de um material que não perca suas características mecânicas em altas temperaturas, visto que o níquel possui uma alta temperatura de fusão, como dito anteriormente. Além disso, essas superligas possuem alta resistência à corrosão e são capazes de suportar elevados níveis de tensão. Devido a esses e outros fatores, as superligas de níquel possuem diversas aplicações, como em reatores nucleares, motores de foguetes, turbinas a vapor, entre outras. [3, 5]

Além dessas duas aplicações principais, o níquel possui, ainda, outras aplicações como, por exemplo, utilização em eletrodos de pilha e bateria, revestimentos de ligas, elementos em ligas não ferrosas e metalurgia do pó. [3]

3. Superliga X-750

A liga Inconel X-750 é uma superliga de níquel resistente a altas temperaturas, possuindo uma elevada resistência à ruptura e à fluência em temperaturas até 800°C. Além das características já citadas, possui ainda elevada resistência à corrosão e uma resistência satisfatória a ambientes oxidantes. [6-8]

Desenvolvida na década de 1930, atinge seu endurecimento característico através do mecanismo de solução sólida, com a adição de titânio e alumínio. Devido à presença de cerca de 2,5% em peso de titânio em sua composição, apresenta a fase precipitada γ' , que acontece quando a liga passa pelo tratamento conhecido como envelhecimento, o que aumenta consideravelmente sua resistência mecânica. [2, 5]

Pelas boas propriedades mecânicas apresentadas pela liga em altas temperaturas, possui amplas aplicações em ambientes com necessidade de uma elevada resistência mecânica em temperaturas altas, como, por exemplo, turbinas a gás, reatores nucleares, aeronaves, motores de foguetes, entre outros. [2, 3, 5]

Na tabela abaixo, pode-se verificar a composição química da superliga X-750:

Tabela 1 - Composição Química da Superliga X-750. Adaptado de [4]

Elemento	Mín	Máx
Ni	70,00	-
Cr	14,00	17,00
Fe	5,00	9,00
Ti	2,25	2,75
Nb	0,70	1,20
Al	0,40	1,00
C	-	0,08
Mn	-	1,00
Co	-	1,00
Si	-	0,50
Cu	-	0,50
Ta	-	0,05
S	-	0,01

De acordo com Souza (2012, p. 12), deve-se atentar para a suscetibilidade dessa liga às ocorrências de fratura intergranular, devido à corrosão sob tensão conhecida como *Intergranular Strees Corrosion Crack* (IGSCC). Essas ocorrências de fraturas se devem à presença de filmes contínuos de carbeto secundários $M_{23}C_6$, nos contornos de grão presentes na estrutura da liga. Apesar disso, por meio de tratamentos térmicos adequados, a microestrutura da liga

pode ser reorganizada de uma maneira que sua morfologia seja mais favorável, reduzindo as chances da fratura acontecer e melhorando a sua resistência mecânica. [6,7, 9-12]

3.1. Fases presentes na Superliga X-750

A superliga X-750 apresenta uma matriz austenítica γ , com estrutura cristalina CFC. Sua matriz é composta, principalmente, por níquel, ferro e cromo, possuindo, ainda, outros elementos em solução sólida que auxiliam no seu endurecimento. [3]

Uma das principais fases presentes na liga X-750 é a fase γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, que também possui estrutura cristalina CFC e costuma ser coerente com a fase γ , na maioria das ligas, onde ela ocorre. Na superliga X-750, a fase γ' possui uma alta resistência a uma possível perda de coerência com a matriz γ , mesmo que cresçam alguns microns, em relação à matriz. $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, possui uma estrutura bem ordenada, onde os átomos de alumínio estão localizados nas laterais da estrutura, enquanto os átomos de níquel permanecem no centro das faces. Átomos como titânio, nióbio ou tântalo podem substituir o alumínio em algumas ocasiões. [3, 9]

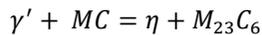
A fase γ' pode apresentar várias morfologias, que variam de acordo com grau de desorientação das

precipitações com a matriz. Dentre as mais presentes, estão a cúbica, esferoidal ou a em forma de disco. Já outros fatores, como tamanho e grau de desorientação com a matriz, dependem tanto de quando são formadas quanto da temperatura durante sua formação.

A precipitação de γ' ocorre devido a uma supersaturação da matriz γ , auxiliando no aumento da resistência mecânica da liga. Isso ocorre devido à distribuição do tamanho das partículas e da fração volumétrica dos precipitados γ' na matriz γ . A quantidade de γ' formada dentro da liga depende da quantidade dos elementos que a formam, entre eles, o alumínio, o tântalo, o nióbio e o titânio. O titânio pode substituir o alumínio na composição dos precipitados até uma proporção crítica de 60%. Acima desse valor, a fase γ' se transforma, então, na fase η Ni_3Ti . [3, 7, 10, 13, 14]

Além do aumento da concentração de Ti na composição da fase γ' , outro fator que interfere na formação da fase η é a decomposição do carbeto MC, já citado no subcapítulo referente ao endurecimento de ligas de níquel, devido aos carbetos. Como dito anteriormente, com a decomposição de MC, a troca de elementos com a matriz se dificulta devido às partículas de γ' e M_{23}C_6 que ficam circulando o carbeto. Com isso, elementos como alumínio e titânio não conseguem se difundir, aumentando a relação Ti/Al, até valores que a fase γ' não consegue absorver, além

de um aumento da concentração de Ni γ 'na interface M₂₃C₆- γ '-MC. Com esses elementos, o níquel é o que se difunde mais rapidamente, combinando-se com o titânio, formando a fase η , conforme a relação abaixo:



Na equação acima, os carbetos MC representam os carbetos de titânio e nióbio, enquanto os carbetos M₂₃C₆ representam o carbeto de cromo. [4,5,26]

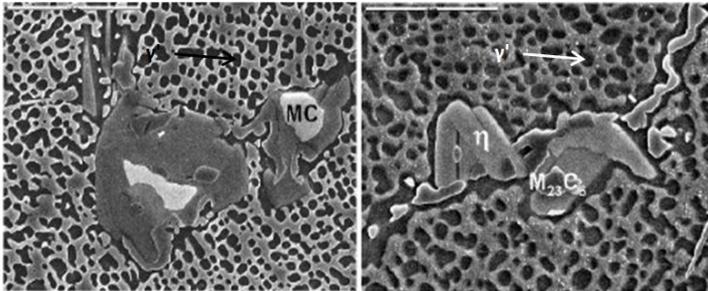
O teor de titânio não é a única diferença entre as fases γ' e η . Com a transformação de γ' para η , durante o envelhecimento da liga, ocorre o aumento da perda de coerência entre as fases γ' e γ . Isso se deve pela formação de anéis de discordâncias que acabam envolvendo os precipitados, que se formam devido ao colapso de *clusters* de lacunas ou intersticiais. Após isso, as discordâncias são absorvidas na interface de γ - γ' , o que, por fim, ocasiona a total perda de coerência com a matriz. Quando isso ocorre, têm-se a transformação da fase γ' em fase η . Por isso, regiões com contornos de grão ou interfaces incoerentes são, normalmente, os locais mais suscetíveis à nucleação da fase η . [6, 7]

A fase η , Ni₃Ti, é uma fase de estrutura cristalina hexagonal completa, que, normalmente, apresenta uma

morfologia intergranular em fórmula de células ou em formato de agulhas, similar à estrutura Widmastälen. A fase em questão se forma durante o tratamento térmico conhecido como envelhecimento, sendo que, quanto maior o tempo de envelhecimento, maior será a precipitação da fase η na liga. Quando precipitada nos contornos de grão, reduz tanto a tenacidade da liga quanto seu tempo de ruptura em fluência, sendo, por isso, indesejável. [6, 7, 15]

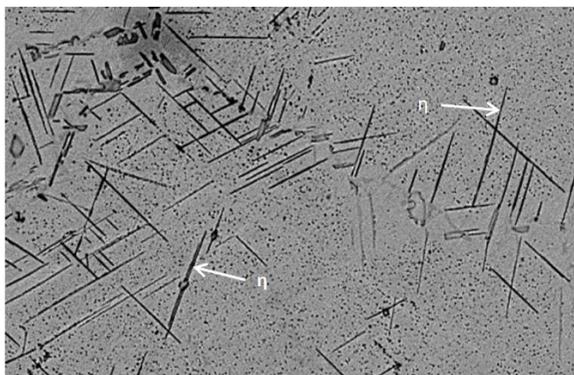
Nas micrografias abaixo, pode-se verificar as estruturas de duas amostras de liga GTD 111: a primeira, envelhecida durante 2000 horas; a segunda, envelhecida durante 10000 horas, sendo as duas amostras envelhecidas a uma temperatura de 927 °C. Nota-se a presença das fases MC γ' na imagem da amostra envelhecida durante 2000 horas, enquanto, na segunda imagem, temos a fase η e os carbeto $M_{23}C_6$ presentes na estrutura da amostra envelhecida, demonstrando o que foi dito anteriormente. [16]

Figura 1 - Duas micrografias de amostras de GTD 111 envelhecidas a 927 oC. Nelas podemos ver a mudança das fases presentes de acordo com o tempo de envelhecimento. Amostra (a) - 2000 horas; Amostra (b) - 10000 horas.



Já na micrografia na figura 2, pode-se notar a presença de fase η em forma de plaquetas, em uma amostra de Nimonic 263: [17]

Figura 2 – Fase η em forma de plaquetas em uma amostra de superliga Nimonic 263 envelhecida a 850°C por 1000h



De acordo com estudos de Miglin e Domian (1987, p. 123), na superliga X-750, os únicos carbeto que são precipitados na liga são os MC e $M_{23}C_6$. O M, nas duas fórmulas, representa o metal que se ligará aos carbonos. O carbeto MC, normalmente, possui uma morfologia globular ou irregular e é composto por Ti ou Nb. Já o carbeto $M_{23}C_6$, pode se precipitar de diversas formas, entre elas, filmes, plaquetas, lamelas, células ou glóbulos. Além do C, é formado, principalmente, pelo elemento Cr e, normalmente, se precipita nos contornos de grão. [18]

De acordo com estudos realizados por Mills et al. (1980) e Miglian et Domian (1987), esses precipitados de carbeto nos contornos de grão não são desejáveis para a liga, pois trazem junto com eles um enfraquecimento das zonas adjacentes em γ' . [18, 19]

Considerando todos os mecanismos de endurecimento já citados até então para a superliga X-750, podemos considerar sua resistência σ como uma soma das resistências proporcionadas por todos os mecanismos de endurecimento juntos. Sendo assim, podemos expressar esse pensamento por meio da seguinte equação:

$$\sigma = f(\sigma_o, \sigma_{SS}, \sigma_{\gamma'}, \sigma_C, \sigma_p)$$

Onde temos:

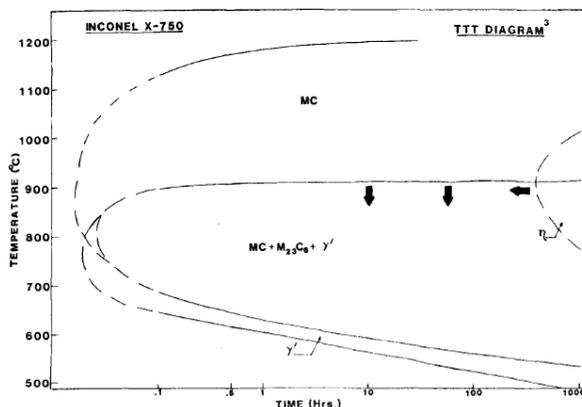
σ_o = tensão de fricção;

σ_{SS} = endurecimento por solução sólida;

$\sigma_{\gamma'}$ = endurecimento pela precipitação de γ' ;
 σ_c = endurecimento pela precipitação de carbetos;
 σ_p = endurecimento referente ao encruamento, devido ao bloqueio da movimentação de discordâncias. [3, 5, 13, 20]

Para melhor compreensão de como controlar as fases presentes na Liga X-750, atendendo da melhor maneira possível às necessidades de utilização da liga, é importante verificar a forma correta de se realizar o tratamento térmico. Para isso, é importante ter em mãos o diagrama TTT (Temperatura – Tempo – Transformação) da liga. Segue, abaixo, o Diagrama TTT da Liga X-750, retirado de artigo de Mishra, Sinhaand Moore (1985, p. 828): [11]

Figura 3 - Diagrama TTT da Superliga X-750



Analisando o diagrama, pode-se verificar que a formação do carbeto $M_{23}C_6$ e da fase γ' ocorrem ao mesmo tempo, enquanto a transformação da fase γ' em fase η só ocorre após um tempo mais elevado, acima de 500 horas.

De acordo com os estudos de Souza, dependendo do tipo de processamento aplicado à liga X-750, teremos diferentes tipos de propriedades. Após realizar um tratamento térmico de solubilização em diversas amostras em seu estudo, regido pela norma AMS 5698G, Souza realizou diferentes reduções de áreas para cada uma das amostras, realizando o tratamento de envelhecimento a 732°C , por 16 horas após a redução de área, seguido de resfriamento ao ar, tratamento esse também recomendado pela norma. Após realizar todo o processamento, Souza realizou diversos ensaios mecânicos e chegou aos seguintes resultados:[6, 7]

Tabela 2 - Resultados de Souza para Ensaio em Liga X-750 com diferentes processamentos. Adaptado de [6]

Redução de área	Condição	Microdureza Vickers (HV)	Tensão Limite de escoamento (MPa)	Tensão Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
0%	Solubilizada	197 ± 7	$349,7 \pm 9,7$	$788,3 \pm 20,3$	$54,8 \pm 4,3$
	Envelhecida	349 ± 8	$764,9 \pm 1,4$	$1210,3 \pm 4,4$	$24,6 \pm 0,5$
10%	Trefilada	257 ± 9	$642,3 \pm 8,1$	$879,1 \pm 4,7$	$31,1 \pm 1,5$
	Envelhecida	365 ± 17	$944,3 \pm 5,0$	$1217,8 \pm 2,8$	$18,8 \pm 0,2$
15%	Trefilada	279 ± 11	$705,2 \pm 6,8$	$879,4 \pm 7,1$	$29,9 \pm 1,1$
	Envelhecida	397 ± 12	$947,8 \pm 20,4$	$1220,0 \pm 15,4$	$19,0 \pm 1,6$

Pode-se verificar através dos resultados obtidos acima que, após a etapa de trefilação, quanto maior a redução de área, maior o valor de Limite de Escoamento encontrado para a Liga. É possível verificar também que, com o tratamento de envelhecimento, o valor de Limite de Escoamento também aumenta, porém de uma forma cada vez menos acentuada, quanto maior for o aumento da redução de área. De acordo com Souza, isso mostra que o efeito global do tratamento de envelhecimento na liga é composto da precipitação da fase γ' menos o efeito da recuperação estática e a diminuição do endurecimento por solução sólida, devido à precipitação da própria fase γ' . [6, 7]

Além disso, o estudo de Souza mostrou também que o elevado grau de deformação realizado antes do tratamento térmico de envelhecimento não é crítico para a ductilidade da liga X-750, visto que o efeito global do tratamento térmico é o aumento da resistência mecânica pela precipitação de γ' combinado com a recuperação da ductilidade. [6, 7]

Complementando as análises feitas por Souza, Gouvêa realizou ensaios de corrosão em amostras que sofreram o mesmo processamento das amostras de Souza. Após realizar análise das propriedades mecânicas e estruturais, chegou-se à conclusão que a amostra envelhecida com 15% de redução de área foi a que obteve as melhores características para aplicação no setor petrolífero. Seguindo o

procedimento citado nos capítulos a seguir, será possível recriar o processamento do material para obter as propriedades consideradas as melhores possíveis para essa aplicação. [1, 6, 7]

4. Processamento da Liga X-750

4.1. Tratamento de Solubilização

O primeiro tratamento que deve ser realizado na amostra é o tratamento de solubilização. Nos estudos realizados por Gouvêa, o tratamento térmico foi feito em um forno tubular, como o mostrado na figura 4. [1]

Figura 4 - Forno tubular



As amostras devem ser aquecidas até uma temperatura de 1150°C, durante um período de 15 minutos. Na figura 3, é possível verificar o Diagrama de Fases da Liga

X-750, que poderá auxiliar durante a realização dos tratamentos térmicos aqui indicados. [1]

4.2. Trefilação

Após o tratamento de solubilização, a amostra deve, então, passar por um processo de trefilação. No caso dos estudos realizados por Gouvêa, a amostra passou pelo processo de trefilação em um trefilador de bancada de único passe. A amostra deve sofrer uma redução de área de 15%, para que possa adquirir os melhores resultados encontrados, conforme estudos de Gouvêa. [1]

Figura 5 - Trefilador de bancada de único passe



4.3. Tratamento térmico de Envelhecimento

Após o processo de trefilação, o material deve, então, ser envelhecido. O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado a uma temperatura de 732° C, por um período de 16 horas e resfriamento ao ar, de acordo com a norma AMS 5698G. Para realizar o tratamento, deve-se levar em consideração o diagrama de fases da liga Inconel X-750, apresentado na figura 3 deste manual. [1]

5. Propriedades

Realizado os tratamentos térmicos e o processo de trefilação aqui descritos, será possível chegar ao processamento com as melhores propriedades encontradas durante os estudos realizados por Gouvêa (2017), para a utilização da liga Inconel X-750 no setor petrolífero. Ao realizar o processamento, espera-se encontrar as seguintes propriedades: [1]

Tabela 3 - Propriedades Inconel® X-750 Envelhecida com 15% de redução de área

Microdureza Vickers (HV)		397 ± 12
Tensão Limite de Escoamento (MPa)		947,8 ± 20,4
Tensão Limite de Resistência (MPa)		1220,0 ± 15,4
Alongamento (%)		19,0 ± 1,6
Tamanho de grão (μm)		69,5 ± 4,1
Fases		γ, γ', MC e M ₂₃ C ₆
Corrosão (V)	Ecor	0,03
	Epass	0,2

5.1. Análise Microestrutural

Nas figuras 6, 7, 8 e 9 é possível verificar as micrografias obtidas para o material após o mesmo passar pelo processo de envelhecimento e por uma redução em área de 15%. Observa-se que, além de precipitados MC, que estariam normalmente presentes em uma amostra de Inconel® X-750, o tratamento térmico de envelhecimento ocasiona a precipitação da fase γ' em forma esferoidal na

matriz γ . Além disso, pode-se verificar a presença de precipitados de carbetos Cr_{23}C_6 nos contornos de grão. [1]

Figura 6 - Amostra 15% de redução Envelhecida x500

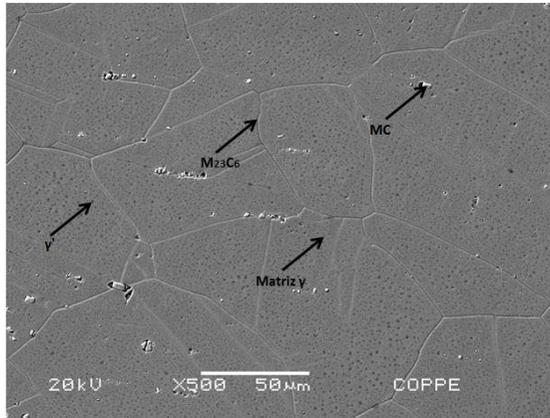


Figura 7 - Amostra 15% de redução Envelhecida x2000

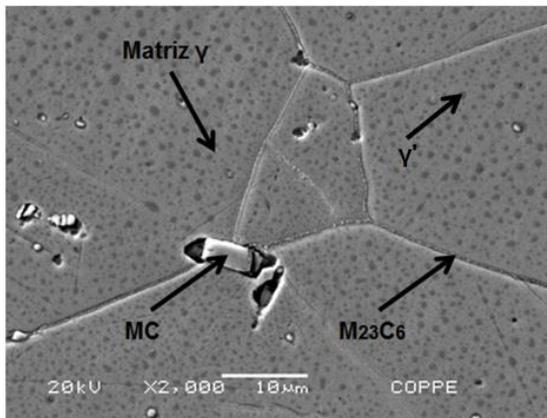


Figura 8 - Amostra 15% de redução Envelhecida x100

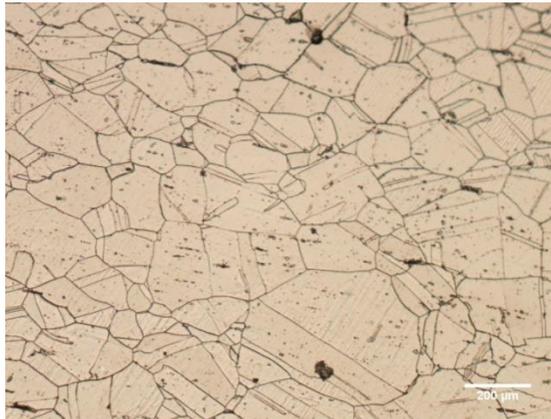
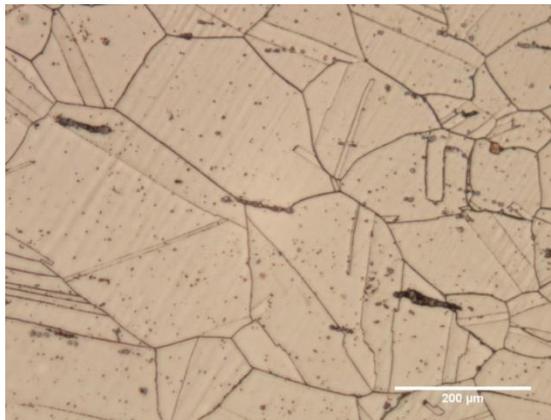


Figura 9 - Amostra 15% de redução Envelhecida x200

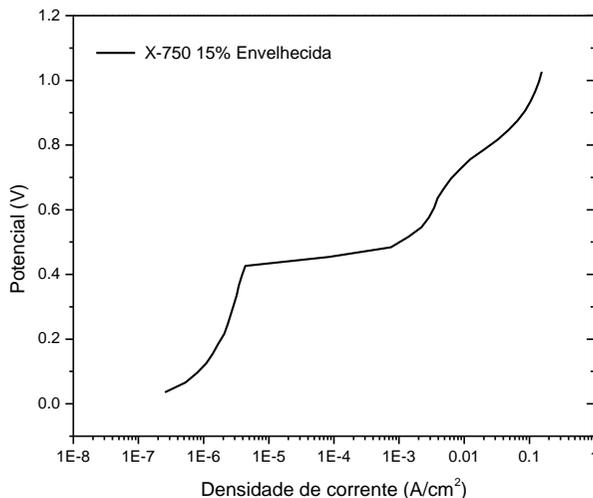


5.2. Resistência à Corrosão

A figura 10 apresenta o gráfico de polarização da amostra de 15% envelhecida. Nela, pode-se verificar que ela possui um potencial de corrosão de, aproximadamente, 0,03V. A amostra possui um potencial de passivação de aproximadamente 0,200V. [1]

A amostra com 15% de redução de área foi a única que apresentou a região de passivação durante a realização do ensaio, além do fato que ela foi a que apresentou um maior valor de potencial de redução dentre as amostras estudadas na condição 0%, 10% e 15% de redução em área. [1]

Figura 10 - Curva de polarização da amostra de 15% envelhecida



Referências

- [1] GOUVÊA, S. R., Eduardo; **“Efeito do Processamento Mecânico na Resistência à Corrosão da Superliga Inconel® X-750 para Aplicação na Indústria Petrolífera”**.Volta Redonda: Centro Universitário de Volta Redonda, 2017.
- [2] DONACHIE, J. Matthew, DONACHIE, J Stephen. **Superalloys: a Technical Guide**. 2. ed.. Cleveland, Ohio: ASM International, 2002.
- [3] ASM SPECIALITY HANDBOOK. **Nickel, Cobalt and their alloys**. 2. ed. Cleveland, Ohio: ASM International, 1984.
- [4] TAN, L., REN, X., SRIDHARAN, K., ALLEN, T.R. – “Corrosion Behavior of Ni-base alloys for advanced high temperature water-cooled nuclear plants”; **Corrosion Science**, v. 50, 2008. p. 3056-3062.
- [5] REED, C. Roger.; **TheSuperalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge, United States of America: Cambridge University Press, 2006.
- [6] SOUZA, R. X. de, Gabriela; **“Estudo do Efeito Combinado da Deformação e do Envelhecimento nas Propriedades Mecânicas da Superliga de Níquel X-750”**.Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2012.
- [7] SOUZA, R. X. de, Gabriela; GABRIEL, B. Sinara; DILLE, Jean; SANTOS, S. dos, Dilson; ALMEIDA, Luis Henrique de; “Work hardening and aging contribution on the mechanical properties of X-750 nickel-based superalloy”, **Materials Science & Engineering A**, v. 564, 2013. p. 102-106.

- [8] SINHA, A. K.; MOORE, J. J.; " Precipitation of M23C6 Carbides in an AgedInconel X-750", **Metallography**, v. 19, 1986.pp. 87-98.
- [9] KEKKONEN, T.; HÄNNINEN, H.; "The Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Corrosion Resistance of Inconel X-750 Alloy". **Corrosion Science**, v. 25 n.8/9, 1985.p. 789-803.
- [10] FERREÑO, D.; GORROCHATEGUI, I.; SÁNCHEZ, L.; GUTIÉRREZ-SOLANA, F.; "Optimization of the heat treatment for improvement of IGSCC properties of X-750 alloy". **Engineering Failure Analysis**, v. 11, 2004.p. 799-810.
- [11] MISHRA, B; SINHA, A. K.; MOORE, J. J.; "Effect of Single Aging on Microstructure and Impact Property of Inconel X-750". **Metallurgical Transactions A.**, v. 16A, 1985.p. 821-828.
- [12] MISHRA, B.; MOORE, J. J.; "Inconel X-750: Selection of Heat Treatment for PWR Applications", **ScriptaMetallurgica**, v.21, 1987.p. 1179-1184.
- [13] BROOKS, R. Charlie.**Heat Treatment Structure and Properties of nonferrous Alloys**.2.ed.Cleveland, Ohio: ASM,1984.
- [14] XU, Yulai; JIN, Qiumin; XIAO, Xueshan; CAO, Xiuli; JIA, Guoqing; ZHU, Yumei; YIN, Huaijin; "Strengthening mechanisms of carbon in modified nickel-based superalloyNimonic 80A"; **Materials Science and Engineering**, v. 528, 2011.p.4600-4607.
- [15] SINHA, A. K.; MOORE, J. J.; "Study of Precipitation and Growth of γ' and Dislocation Structure in Inconel X-750", **Metallography**, v. 19, 1986.p. 75-86.

- [16] CHOI, G. B.; KIM, S. I.; KIM, H. D.; SEONG, S. M.; JO, Y. C.; "Eta Phase Formation during Thermal exposure and its effect on Mechanical Properties in NI-Base Superalloy GTD 111". **Superalloys 2004**, 2004.p. 163-171.
- [17] ENZ, P.; TURNER, B.; WITTBRODT, B.; WONG, M..**Desing of an Eta-Phase Strengthened Nickel-Based Alloy**. Houghton, Michigan: Michigan Technological University, 2013.
- [18] MIGLIN, M. T.; DOMIAN, H. A.; "Microstructure and Stress Corrosion Resistance of Alloy, X750, 718, and A286 in Light Water Reactor Environments", **Journal of Materials Engineering**, v.9, n. 2, 1987p. 113-132.
- [19]MILLS, W. J.; "The Deformation and Fracture Characteristics of Inconel X-750 at Room Temperature and Elevated Temperatures". **Metallurgical Transactions A**, v. 11A, 1980.p. 1039-1047.
- [20] HEUBNER, Ulrich.**Nickel Alloys**. Ohio: Marcel Dekker Inc., 1998.

