

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA E DO TRATAMENTO TÉRMICO NA ESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MARAGING SEM COBALTO RESISTENTE À CORROSÃO

M. Castanheira ⁽¹⁾, V.V. Tikhomirov ⁽²⁾, A.D. Ozerskiy ⁽³⁾, J.E. Rosa da Silva ⁽⁴⁾, G. Lucki ⁽⁵⁾
(^{1, 4, 5}) IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Centro de Engenharia Nuclear
Caixa Postal 11049 CEP 05422-970 São Paulo - SP - Brasil e-mail: myrthes@ipen.br
(^{2, 3}) SMTU - State Marine Technical University of St. Peterburg - Rússia

RESUMO

A influência dos elementos de liga e do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas foi investigada numa liga de aço Maraging sem cobalto com incrementada resistência à corrosão. O aço experimental desenvolvido e testado apresenta características de um aço da classe martensítica com elevada resistência mecânica provocada pela presença do carbono e de intermetálicos. O regime ótimo de tratamento térmico referente à máxima resistência mecânica é atingido quando as amostras são submetidas à tempera em 1050°C por 1 hora e envelhecimento à 520°C por 5 horas. A tripla austenização garante suficiente homogeneidade da estrutura de grão, fato confirmado pela observação no microscópio a alta temperatura. À 560°C em tempos superiores à 3 horas, a austenita revertida na microestrutura, confirmada pela análise por difração de raios-X, causa contínuo decréscimo na resistência mecânica (dureza) do material. A análise fractográfica da superfície no microscópio eletrônico de varredura fornece evidência adicional sobre a redução da capacidade de deformação do aço.

Palavras-chave: caracterização de materiais; aço maraging inoxidável sem cobalto, classe martensítica, resistência por intermetálicos

1. INTRODUÇÃO

Os aços Maraging encontraram uma variedade larga das aplicações devido a sua incomum combinação de alta resistência e ductilidade. Dependendo das demandas ditadas pela aplicação, a composição do material pode ser modificada. Devido ao seu alto teor de níquel, os aços Maraging superam na resistência à corrosão os aços estruturais de baixa liga e alta resistência, mas sob tensão são superados por estes ⁽¹⁾. A resistência à corrosão é garantida com uma concentração mínima de 10-12% Cr. A formação de ligas com cromo traz substancial modificação na composição de fase dos Maraging, possibilita a manutenção no aço de significativa quantidade de austenita retida e, relacionado a isto, o aço Maraging resistente à corrosão, na realidade, pertence à classe de transição martensita-austenita ^(1, 2).

A determinação da resposta de aços Maraging a irradiação por neutrons é de grande interesse. As alterações na ductilidade e nas propriedades de tração em corpos de prova de um aço Maraging tipo 12Ni-5Cr-3Mo foram avaliadas após irradiação neutrônica no National Reactor Testing Station (Idaho), no Union Carbide Research Reactor (New York), no Low Intensity Test Reactor (Oak Ridge) e no Big Rock Point Power Reactor (Michigan) ⁽³⁾.

A microestrutura inicial do material de vasos de pressão utilizados em reatores

nucleares é considerada um dos principais fatores que influenciam a fragilização deste material, posteriormente produzida pela irradiação neutrônica ⁽⁴⁾. Os parâmetros microestruturais (tamanho de grão, estrutura martensita/bainita, precipitados de carbono e de intermetálicos) revelaram ter forte influência, tanto nas características mecânicas iniciais, como no grau de degradação das mesmas durante a irradiação ⁽⁵⁾. Em particular, o refino de grão diminui o deslocamento da temperatura de transição dúctil-frágil, sob irradiação neutrônica, nos aços ferríticos de baixo carbono, sendo que um menor efeito da irradiação foi observado em aços com estrutura de martensita/bainita revenida ⁽⁶⁾. Por outro lado, elementos de liga, tais como cobre e níquel e impurezas como fósforo, são reconhecidos promotores de endurecimento e fragilização devido à irradiação; a contribuição de outros elementos, tais como manganês, molibdênio, cromo, arsênio e estanho, tem sido também identificada. A utilização de aços com cobalto na qualidade de material estrutural é indesejável na tecnologia nuclear em vista da radioatividade induzida em condições de fortes campos de neutrons ⁽⁷⁾.

No que concerne a materiais estruturais em reatores de fusão, os parâmetros de operação típicos incluem elevadas cargas cíclicas. Sob condições reais de um reator de fusão, a combinação de cargas cíclicas da temperatura com o irradiação e a presença de alguma impureza, poderiam conduzir à superposição de diversos processos com conseqüências muito negativas. O aço Maraging 11Cr10Ni2TiMo foi escolhido como um material representativo, onde se observa substancial melhoria nas propriedades mecânicas causadas por ciclos térmicos e envelhecimento a 400-550°C. Sabe-se que cada histórico térmico causa problemas relacionados a susceptibilidade à fratura do contorno de grão e à deterioração da resistência de corrosão e do tenacidade de impacto. Estes efeitos foram atribuídos a influência de transformações da fase e de mudanças microestruturais ⁽⁸⁾.

Neste trabalho, foram analisadas as influências de elementos de liga e do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas de um aço experimental tipo 10Cr-7Ni-5Mo-<1%Ti com incrementada resistência a corrosão, que combina em si as características de um aço da classe martensítica e de um aço tipo Maraging, com elevada resistência mecânica provocada pela presença do carbono e de intermetálicos. O aço pesquisado pode ser recomendado para aplicação em peças de máquinas e mecanismos com alto carregamento e que trabalhem em condições de cargas dinâmicas e cavitação em alguns meios corrosivos; também na fabricação de cilindros e outras peças de sistemas hidráulicos na construção naval, na construção de máquinas de energia e na indústria nuclear ⁽⁹⁾.

Os resultados apresentados constituem a fase inicial do estudo. Na próxima etapa o material será irradiado com neutrons rápidos no reator IEA-R1m do IPEN, em alta temperatura e atmosfera controlada, simulando as condições de trabalho de reatores de potência. Para isto será utilizado o dispositivo CIMAT, projetado e desenvolvido na área de Engenharia do Combustível do IPEN ⁽¹⁰⁾.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

A composição do aço experimental tipo 10Cr-7Ni-5Mo-<1%Ti foi desenvolvida, patenteada ⁽¹¹⁾ e analisada na St-Petersburg State Marine Technical University; os resultados são apresentados na tabela 1.

Tabela 1 - Composição da liga pesquisada do aço tipo 10Cr-7Ni-5Mo-<1%Ti ⁽¹⁰⁾

Elementos	Composição nominal do aço experimental ⁽¹¹⁾ (% peso)	Liga pesquisada (% peso)
C	0.05-0.1	0.10
Si	0.2-0.3	0.28
Mn	0.3-0.4	0.32
Cr	8.0-10.0	8.90
Ni	6.5-7.5	7.80
Mo	4.5-5.0	4.50
Ti	0.02-0.3	0.13
Ce	0.1-0.3	0.10
Ca	0.05-0.1	0.05
S	-	0.019
P	-	0.035
Cu	-	0.11
Fe	pelo balanço	pelo balanço

A liga pesquisada foi fundida num forno de indução na fábrica Obykhvskiy, Rússia. O forjamento dos lingotes foi efetuado no intervalo de temperaturas 1180-900°C com resfriamento ao ar. Após o forjamento as barras apresentaram dureza de 44 HRC. Tal alta dureza é explicável, pois no resfriamento ao ar ocorreu endurecimento por têmpera. Na martensita formada, salvo o carbono, está presente molibdênio disperso que adicionalmente endurece por solução sólida. Em aços da classe martensítica, na ausência de transformações perlíticas, não é possível um recozimento comum para a diminuição da dureza. Normalmente, para este fim, realiza-se revenimento da martensita a altas temperaturas ou têmpera isotérmica na bainita com posterior revenimento a alta temperatura ⁽¹²⁾. Para a liga pesquisada foi escolhido revenimento à temperatura de 690°C por 5 horas e resfriamento ao ar. Tal temperatura foi selecionada porque na decomposição da martensita à 690°C, os mais estáveis carbeto de molibdênio serão coalescidos; os intermetálicos que se formam a mais baixas temperaturas, à 690°C parcialmente se dissolvem, parcialmente coalescem. Na prática, isto foi comprovado. Após o revenimento, os tarugos possuíam dureza 28-30 HRC. Posteriormente as barras foram seccionadas em tarugos para amostras e corpos de prova.

2.2. Análise dilatométrica

O ensaio dilatométrico das transformações de fases no processo de aquecimento e resfriamento foi realizado em dois diferentes equipamentos:

- Dilatômetro automático à quartzo modelo DKB-4A, destinado à determinações na faixa de temperaturas de 20°C até 900°C; velocidade de aquecimento de 30°C/min; amostras com 3-5mm de diâmetro e 50mm de comprimento.
- Dilatômetro francês da marca ADAMEL-LHOMARGY modelo LK-02, intervalo de medição 185-1350°C; vácuo de 10⁻²mmHg; termopar cromo-níquel; amostras com 2,5x12mm de comprimento; os pontos críticos Ac₁ e Ac₃ determinam-se com aquecimento à velocidade de até 3°C/min.

Para o estudo do super-resfriamento da austenita, as amostras foram aquecidas com velocidade de 1°C/min até a temperatura de austenização (escolhida 1050°C). Após a austenização, mantida por 10min, as amostras foram resfriadas até temperaturas para tratamento isotérmico; foram escolhidos dois intervalos de temperatura: 610-650°C (intervalo da suposta transformação ferrito-carbeto) e 100-300°C (intervalo da suposta transformação martensítica); duração na condição isotérmica foi de 5-6 horas.

2.3. Tratamento térmico

Utilizaram-se fornos com resistências elétricas da marca CHOL-1,6.2,5 1/11-M1Y4.2 destinados a execução dos diferentes processos térmicos em condições estacionárias em temperaturas de até 1100°C. Os regimes testados estão apresentados nas tabelas 2 e 3, respectivamente.

Tabela 2 - Tratamento térmico aplicado à liga pesquisada - regime de normalização

Critérios	Descrição	Justificativa
1	Austenização única à 1050°C por 1hora e resfriamento ao ar	A austenização do aço com suficiente tempo de manutenção isotérmica promove a solubilização dos elementos de liga na solução-sólida e a mantém assim com o posterior resfriamento do aço até temperatura ambiente. À 1050°C garante-se a solubilização de carbeto de cromo e molibdênio, a inexistência das fases de Laves, a diminuição das faixas de não-homogeneidades de intermetálicos e a ocorrência da solubilização das fases σ e X.
2	Tripla austenização à temperatura Ac ₃ +300°C, duração de até 1,5 horas e resfriamento ao ar	O aquecimento acima das temperaturas 950-1050°C causa intenso crescimento de grão. Este refinamento da estrutura para o aço testado pode proporcionar, além diminuição do tamanho de grão, a obtenção de novos, homogêneos e pequenos grãos que não possuem contorno comum com os originais e graúdos grãos e simultaneamente, deverá solubilizar a rede de carbeto nos contornos de grão.

Tabela 3 - Tratamento térmico aplicado à liga pesquisada regime de revenido

Critérios	Grupo	Descrição	Justificativa
1	único	Aplicado após o primeiro regime de austenização. Realizado a 5 temperaturas (440, 480, 520, 560 e 600°C) em 6 diferentes tempos para cada temperatura (1, 3, 5, 10 horas e 17-30 minutos); resfriamento ao ar.	Alcançar os estados de sub-, normal e super-envelhecimento. Avaliar a cinética de revenido do aço pesquisado, analisada pelo método de variação da dureza nos corpos de prova polidos.
2	1	Envelhecimento na máxima resistência mecânica após a aplicação do 1º critério de regime de austenização; resfriamento ao ar.	Fundamentar a pesquisa para a obtenção de alta resistência mecânica com suficientemente alto nível de tenacidade.
	2	Envelhecimento na temperatura anterior de máxima resistência mecânica após a aplicação do 2º critério para regime de austenização; resfriamento ao ar.	
	3	Envelhecimento por etapas com elevação de temperatura e resfriamento ao ar: <u>Etapa1</u> : na máxima resistência mecânica após a aplicação do 1º e 2º regimes de austenização. <u>Etapa2</u> : testadas as seguintes temperaturas: 620, 640 e 660°C com duração de 1 hora.	

2.4. Análises metalográficas

A análise microestrutural e determinação do tamanho de grão foi realizada em microscópio óptico alemão marca NEOPHOT-32 e em microscópio a alta temperatura modelo MBT-71 destinado à pesquisa da microestrutura de metais, ligas e outros materiais não transparentes sob aquecimento (resfriamento) e em diferentes regimes de tração (compressão), à vácuo ou em meios de proteção gasosos e sob pressão excedente de até 0,02 Pa na estação tipo IMASh-20-78.

- Preparação dos corpos de prova para o microscópio óptico: as amostras foram seccionadas no tamanho 10x10x20mm e tratadas em disco abrasivo com posterior lixamento em discos de diamante para granulometrias nº 1 e 2. De modo a revelar a microestrutura e tamanho de grão, após o polimento os corpos de prova foram submetidos a ataque químico com reativo de *Amberg* (40ml HCl + 5g CuCl₃ + 30ml H₂O + 25ml álcool etílico) e posterior repolimento e novo ataque, até que se revelasse a estrutura nitidamente.
- Preparação dos corpos de prova para o microscópio para altas temperaturas: os corpos de prova foram confeccionados conforme esquema mostrado na Fig.1. O lixamento e polimento das amostras se realizam da mesma forma que para a análise nos microscópios óptico e eletrônico de varredura. Ataque químico não foi necessário.

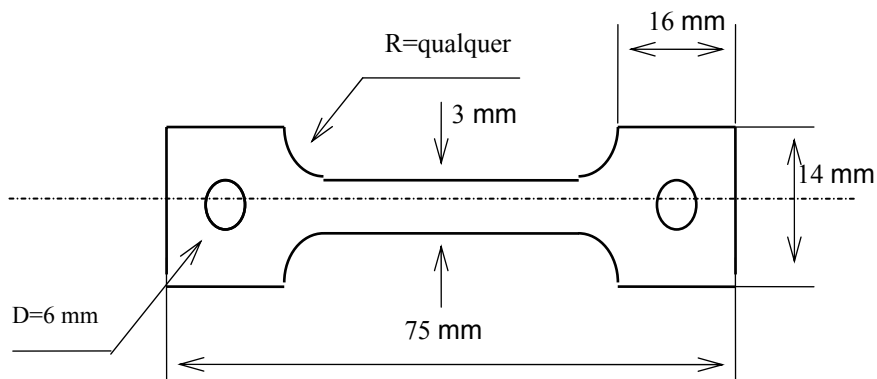


Figura 1 - Esquema dimensional dos corpos de prova ⁽¹⁰⁾

2.5. Metalografia quantitativa

A análise microestrutural permite estabelecer o tamanho de grãos. Os métodos de determinação do tamanho de grão para aços ligados é regulamentada pela norma GOST 5639-82. Atendendo a esta norma, o tamanho de grão foi determinado via observação no microscópio e pelo método de comparação visual com escala de representação padronizada.

2.6. Análise fractográfica em microscópio eletrônico de varredura

Utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura modelo REM-100.Y com resolução de 20-320000x e erro de +/-15%. Na preparação das amostras foram utilizados os métodos metalográficos aplicados na preparação de corpos de prova para observação em microscópio óptico. Utilizaram-se reativos formadores de relevo na superfície (ataque iônico) que garante alto grau de limpeza da superfície e a revelação de finos detalhes da estrutura.

2.7. Análise estrutural em difratômetro de raios-X

Para a determinação da quantidade de austenita e do parâmetro de rede do aço no envelhecimento utilizou-se um aparelho estacionário de raios-X modelo DRON-2.0 no intervalo de temperatura ambiente até 900°C.

- Método de determinação da porcentagem volumétrica das fases e do parâmetro de rede via análise em temperatura ambiente: utilizaram-se amostras que foram preparadas para a medição da dureza (em estado polido) e para os ensaios de impacto. Regime de exame do difratômetro: V=25kV; I=10mA; tamanho da abertura: 1/2 (saída de luz 1,5mm), intervalo dos ângulos de difração de 24-35°. Os picos de difração foram registrados pela posição de ângulo do centro de gravidade. A quantidade de austenita foi determinada pela correlação das linhas de difração integrais (110) α e (111) γ ; velocidade de giro do detetor de 1/32°/min; variação do detetor no regime de passo de 1,00°. Para a identificação das fases, utilizaram-se dados da norma americana ASTM. Os parâmetros de rede foram lidos pela linha (220) α ; velocidade de giro do detetor de 0.5°/min; intervalo de transferência do

detetor no regime de passo de $0,1^\circ$. O parâmetro de rede foi determinado por $a=(h^2+k^2+l^2)^{1/2} d/n$.

- Método de determinação da porcentagem volumétrica das fases via análise em alta temperatura: a composição de fases do aço em temperaturas elevadas foi determinada com o auxílio da câmara de vácuo a alta temperatura do difratômetro DRON-2.0. As análises de fase foram efetuadas nas amostras solubilizadas da liga à 1050°C por 1h e nas amostras revenidas a 560°C com duração de 1 até 10 horas; dimensões $13 \times 14 \times 2\text{mm}$ submetidas a eletropolimento. Para a determinação da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ após aquecimento até 520°C por 5 horas, executou-se um último aquecimento até as temperaturas de 620, 660, 700 e 740°C . A amostra foi mantida em cada temperatura por 1h e posterior exame. Regime de exame no difratômetro : $V=25\text{kV}$, $I=10\text{ mA}$. O exame foi realizado em vácuo de 10^{-4}Pa no intervalo de ângulos de difração de $25\text{-}30^\circ$. A análise da composição de fases foi executada pela mais intensa linha da região de ângulos de difração.

2.8. Ensaio mecânicos

- Dureza: utilizou-se o durômetro modelo RK-2, medida a dureza na direção axial pelo método *Rockwell*, de acordo com a norma GOST 9013-59. Antes da medição da dureza, as amostras foram lixadas até uma profundidade de $0,1\text{mm}$ para a supressão de sinterizados e de possível camada descarbonetada formada após o tratamento térmico. Cada resultado obtido representa um valor médio após cinco repetições da medição nas amostras lixadas.
- Características de tensão e ductilidade: foi utilizada a máquina de ensaios mecânicos de tração do tipo R5. Para o ensaio de tração pela norma GOST 1497-84, utilizaram-se amostras do tipo III com diâmetro de 6mm e comprimento de 30mm . As amostras foram seccionadas na direção axial, após prévio tratamento térmico.
- Tenacidade: realizado em corpos de prova tipo *Charpy* pela norma GOST 9454-78 com seções idênticas ($10 \times 10\text{ mm}$) e profundidade de corte de 2mm . A forma "V" do corte foi feita após prévio tratamento térmico. As amostras foram ensaiadas na máquina de teste de impacto modelo PVCO-30 em temperatura ambiente.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Fig. 2 são mostradas nas curvas de transformação isométricas determinadas através dos dilatômetros e pelo difratômetro de raios-X, as regiões dos pontos Ac_1 e Ac_3 . O início e o final do processo de transformação da austenita no aço pesquisado ocorre nos intervalos de temperaturas $560\text{-}641^\circ\text{C}$ e $683\text{-}756^\circ\text{C}$, respectivamente, em função da velocidade do aquecimento. O começo do processo de transformação da martensita ocorre à 180°C pelo mecanismo martensítico. O grau de transformação martensítica na temperatura ambiente é de $95\text{-}96\%$ e independe do meio de resfriamento com tratamento isotérmico ou sem ela.

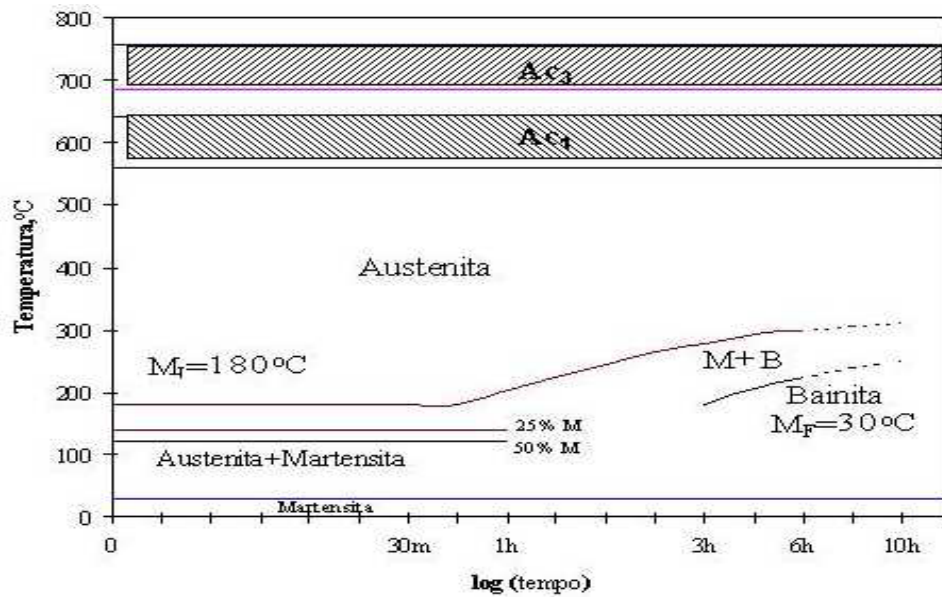


Figura 2 - Diagrama da composição isotérmica da austenita da liga pesquisada do aço tipo 10Cr-7Ni-5Mo-<1%Ti⁽¹⁰⁾

Suficiente uniformidade na estrutura do grão é garantida pelo triplo revenimento. A diminuição do tamanho de grão ocorre pelo mecanismo de migração dos contornos originais. O tamanho médio de grão da austenita não é maior de 8 pontos (22,4µm). Após tal tratamento, praticamente eliminam-se os contornos originais residuais e ocorre a completa recristalização da estrutura inicial (vide Fig.3).

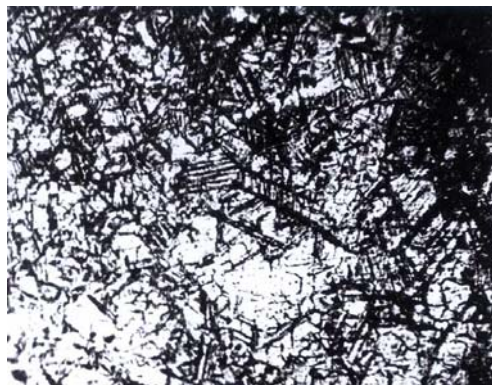


Figura 3 - Microestrutura da liga pesquisada resfriada à 180°C, após triplo aquecimento até 1000°C; observam-se os grãos austeníticos e a transformação martensítica (x100 - microscópio alta temperatura - estação IMASh)

A microestrutura do aço pesquisado após o envelhecimento praticamente não se diferencia da microestrutura após a austenização. Mas, importante sobre o caráter de formação da austenita nos estágios iniciais na região bifásica α - γ é que, a formação de austenita ocorre no interior dos grãos ao longo de determinada orientação, que pode ser pelos sub-contornos (ou contornos de pequeno ângulo) na placa martensítica, oriundos de recristalização poligonal da austenita. Tal caráter de distribuição da austenita retida estável pode ser utilizado para o aumento da ductilidade e da tenacidade com insignificante perda das propriedades de resistência (vide Fig. 4a e 4b).

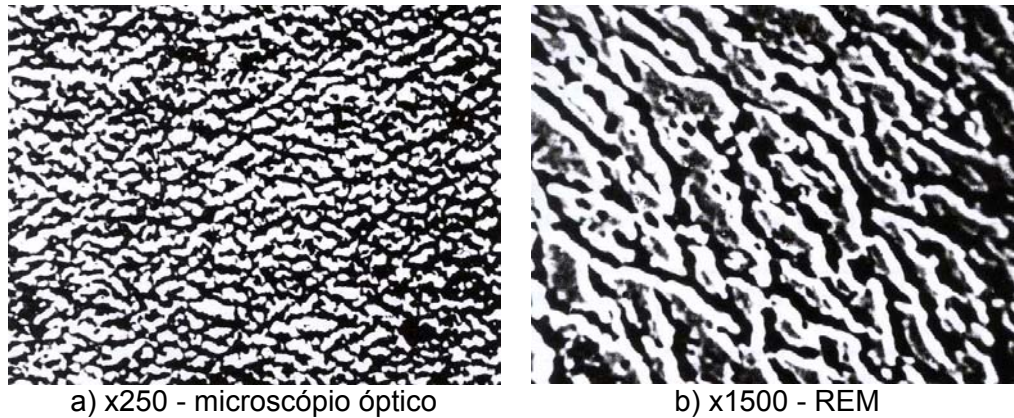


Figura 4 - Microestrutura da liga pesquisada após austenização a 1050°C por 1h e envelhecimento a 600°C por 10 horas

Em todas as temperaturas pesquisadas de envelhecimento, não se observa elevações irregulares da dureza no período inicial do envelhecimento, pois no aço pesquisado, simultaneamente com a formação de intermetálicos, ocorre um revenimento comum da martensita com segregação de carbeto de cromo e molibdênio, o que refreia o processo de endurecimento intermetálico. O regime ótimo de tratamento térmico referente à máxima resistência mecânica é têmpera a partir de 1050°C, 1 h e envelhecimento à 520°C, 5 horas.

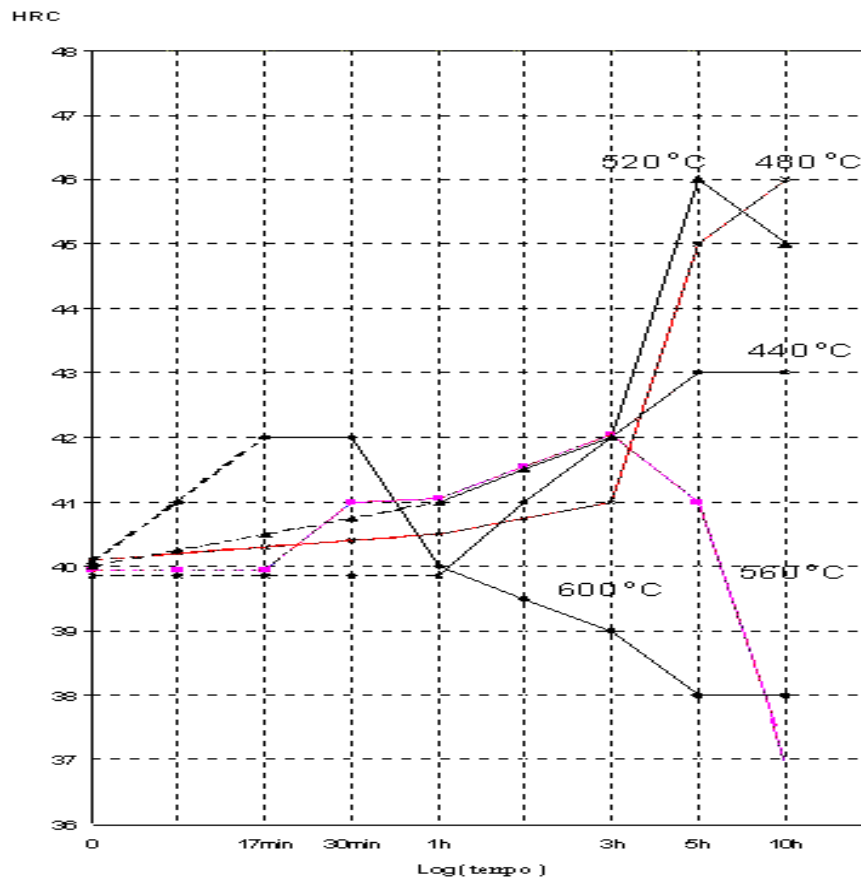


Figura 5 - Cinética da variação da dureza da liga pesquisada do aço tipo 10Cr-7Ni-5Mo- <1%Ti no processo de envelhecimento, após austenização a 1050°C por 1h ⁽¹⁰⁾

Para a obtenção da melhor combinação das propriedades mecânicas para esta liga, recomendam-se os seguintes regimes de tratamento térmico:

- Tripla austenização a 1000°C + envelhecimento à 520°C (5 horas) + 620°C (1hora), quando se atinge 120% de aumento na resistência ao impacto, 28% de aumento no alongamento e 18% de diminuição na tensão de ruptura em comparação com o regime de envelhecimento na máxima resistência.
- Austenização a 1050°C + envelhecimento à 520°C (5 horas) + 620°C (1h), quando se alcança 83% de aumento na resistência ao impacto, 13% de aumento no alongamento e 17% de diminuição na tensão de ruptura em comparação com o regime de envelhecimento na máxima resistência .
- Austenização a 1050°C + envelhecimento à 440°C (5 horas) , quando se atinge 56% de aumento na resistência ao impacto, 11% de diminuição na tensão de ruptura e insignificante alteração na ductilidade em comparação com o regime de envelhecimento na máxima resistência.

A tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas (valores médios) obtidas após estes regimes de tratamento térmico.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas da liga pesquisada ⁽¹⁰⁾

Tratamento térmico	Limite de escoamento (MPa)	Resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)	Resistência ao impacto KCV (MJ/m ²)	Dureza Rockwell (HRC)
1050°C (1h) + 520°C (5h)	1341	1555	12	49	0.29	46 ± 1
1000°C (3 x 1,5 h) + 520°C (5h) + 620°C (1h)	1256	1323	15	52	0.65	42 ± 1
1050°C (1h) + 520°C (5h) + 620°C (1h)	1052	1332	13	52	0.54	42 ± 1
1050°C (1h) + 440°C (5h)	1212	1400	12	48	0.46	43 ± 1

Na macro análise das fraturas foi constatado que, em todos os regimes pesquisados de tratamento térmico, a fratura possui caracter dúctil sem traços de cristalização. Na análise fractográfica é constatado que na estrutura da superfície da fratura de todos os corpos de prova, excluindo-se as amostras tratadas para a resistência mecânica máxima, as cavidades possuem 100% de caracter dúctil.

No aço pesquisado, a fratura ocorre basicamente a partir das direções das tensões normais ao longo do eixo da amostra. Isto confirma a presença no aço pesquisado de grande quantidade de partículas dispersas e uniformemente distribuídas na matriz, as quais posteriormente podem tornar-se embriões de micro-vazios, quando da fratura. Em todos os corpos de prova, independentemente do tratamento térmico a que foram submetidos, inexistiu fratura intergranular. A fratura ocorre com foco interno nos grãos, o que contribuiu para o aumento da capacidade de deformação do aço e para a relativamente elevada energia absorvida no trabalho de fratura (vide Fig. 6a)

No envelhecimento à máxima resistência mecânica, adicionalmente às porções com "dimples" (vide Fig. 6b) está presente suficientemente quantidade suficiente de lugares com fragmentos que possuem cortes ou orifícios com seções no formato "V" e superfícies laterais planas. A presença de tais cortes explica a diminuição da energia absorvida. Outros tipos de estrutura, característicos para a fratura frágil ou semi-frágil (facetadas, lábios) não são observados no aço pesquisado.



a) após austenização a 1050°C, 1h



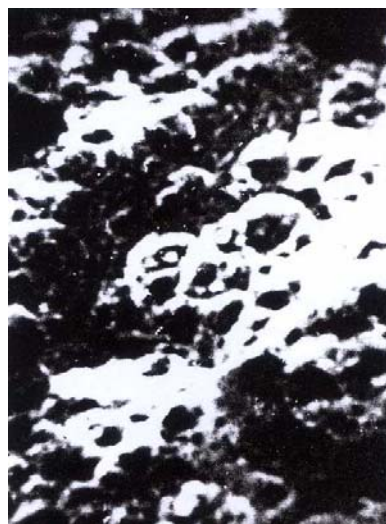
b) após austenização a 1050°C, 1h e envelhecimento a 520°C, 5h

Figura 6 - Micrografias da superfície da fratura da liga pesquisada (x1000 - REM)

O super-envelhecimento leva ao desaparecimento na estrutura dos fragmentos quasi-frágeis e ao surgimento de grande quantidade de pequenos núcleos de fratura no lugar dos intermetálicos e carbeto coalescidos e nro dissolvidos durante a transformação sorbítica da martensita. Com isto, a capacidade de deformação do aço diminuiu, o que também explica o relativamente pequeno crescimento da tenacidade com significativa queda nos valores da resistência e da dureza (vide Fig.7a e 7b).



a) após austenização a 1050°C, 1h e envelhecimento à 600°C por 10 horas



b) após austenização a 1050°C, 1h e duplo envelhecimento à 520°C por 5 horas e 660°C por 1h

Figura 7 - Micrografias da superfície da fratura da liga pesquisada (x1000 - REM)

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos, juntamente com as discussões, estabelecem as características iniciais de pré-irradiação do material estudado. A microestrutura, a dureza e as propriedades de tração das amostras serão re-analisadas depois da irradiação com neutrons, conforme os objetivos do trabalho. O escopo final do trabalho proposto é a determinação das mudanças estruturais e das propriedades mecânicas que ocorrem nas condições de difusão acelerada durante a irradiação, para simular as condições de trabalho em ambiente de reatores. Para tanto, os resultados a serem obtidos serão correlacionados com os do presente trabalho, com o fito de identificar os processos de degradação estrutural (danos da radiação) e estabelecer métodos de seleção de materiais adequados à Tecnologia Nuclear.

REFERÊNCIAS

1. PERKAS, M.D. *Structure, properties, and area of use of high-strength Maraging steels. Metal Science and Heat Treatment*, v.27, n.5, p. 338-350, 1985. Disponível em: <http://www.periodicos.capes.gov.br/portugues/index.jsp> acesso em: 20 de junho 2006.
2. POTAK, YA.M. *Высокопрочные стали*. Москва: Металлургия, 1972.
3. GRAY, R.A; HAWTHORNE, J.R. *Mechanical properties behavior of neutron irradiated 12Ni-5Cr-3Mo maraging steel plate and companion weld metal. Nuclear Engineering and Design*, v.11, p. 381-392, 1970.
4. BOOTHBY, R.M; HIPPSLEY, C.A; GORTON, O.K; GARWOOD, S.J. Materials and fabrication requirements for APWR systems, *Nuclear Energy*, n.4, p. 229-238, 1995.
5. STEEL, L.E. *Neutron Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels*, IAEA-TRS n. 163, Vienna, 1975.
6. SUZUKI, K. *Reactor Pressure Vessel Materials in: Neutron Irradiation Effects in Reactor Pressure Vessel Steels and Weldments*, IAEA, International Working Group on Life Management of Nuclear Power Plants, Working Document, Vienna, 1998.

7. INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY. **Assessment and Management of Ageing of Major Nuclear Power Plant Components Important to Safety: PWR Pressure Vessels**, IAEA-TECDOC-1120, Vienna, 1999.
8. ILYIN, A.M; TAZHIBAEVA, I.L; BORISOV, B.A. *Effect of thermal cycling on impurity grain boundary segregation in Maraging steel*. **Journal of Nuclear Materials**, n.307-311 p. 475-478, 2002. Disponível em: <http://www.periodicos.capes.gov.br/portugues/index.jsp> acesso em: 20 de junho 2006.
9. CASTANHEIRA, M. **Effect of alloying and heat treatment on structure and mechanical properties of a cobalt-free corrosion-resistant Maraging steel**. 1996, 103p. Dissertação (Tecnologia Nuclear - Materiais) – State Marine Technical University of St-Petersburg, SMTU, Rússia.
10. LUCKI, G; ROSA DA SILVA, J.E; CASTANHEIRA, M; LUÍS TERREMOTO, L.A.A.; TEODORO, C.A.T; TEIXEIRA E SILVA, A; DAMY, M.A. Design and construction of an irradiation apparatus with controlled atmosphere and temperature for radiation damage evaluation of nuclear materials in the IEA-R1 Research Reactor. In: INAC 2005 - INTERNATIONAL NUCLEAR ATLANTIC CONFERENCE Santos, 2005 **Anais ...** São Paulo: ABEN, 2005. Disponível em CD-ROM, ISBN: 85-99141-01-5
11. SOLNCHYEV, YU.P; ROZHKOVA, V.V; ANICIMOVA, M.S; OZERSKIY, A.D. **Patente Авторское свидетельство н° 1044662**, registro Заявка н° 3462909 em 21/04/1982, publicação Опубликовано 30/09/83, Бюл. 36, URSS.
12. GULYTYEV, A.P. **Металловедение** (Metalurgia Física). Моква : Металлургия, URSS, 1986.

EFFECT OF ALLOYING AND HEAT TREATMENT ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A COBALT-FREE CORROSION-RESISTANT MARAGING STEEL

ABSTRACT

Effect of alloying and heat treatment on structure and mechanical properties is investigated in an economic alloyed cobalt-free Maraging steel with increased corrosion-resistant. The developed and tested experimental steel present characteristics of a martensite class steel with increased strength provoked for the presence of carbon and intermetallics. The optimal regimen of thermal treatment regarding to the maximum strength is attained when the samples are submitted to quenching at 1050°C for 1 hour and aging to 520°C for 5 hours. Triple-austenitizing provides sufficient homogeneous grain structure. High-temperature microscopy verifies this observation. At 560°C for times higher than 3 hours, the presence of reverted austenite in the microstructure, confirmed by X-ray Diffraction measurements, causes a continuous decrease in the strength (hardness). Scanning Electron Microscopy of the fracture surface gives additional evidence about reduction deformation capacity of the steel.

Key words: materials characterization; cobalt-free stainless maraging steel, martensite class, intermetallics strength