

# ESTUDO DE PARÂMETROS QUE AFETAM O ENVELHECIMENTO DO AÇO MARAGING 350\*

Rogério Itaborahy Tavares<sup>1</sup>  
Simone Izabel Vieira de Santana<sup>2</sup>  
Andersan dos Santos Paula<sup>3</sup>  
Luiz Paulo Mendonça Brandão<sup>4</sup>  
Fábio Lima da Silva<sup>5</sup>

## Resumo

O objetivo desse trabalho é identificar adequadas condições para o tratamento de envelhecimento de um aço *maraging* 350, visando evitar a formação de austenita revertida, de modo a maximizar a dureza final do material. Foram utilizadas as técnicas de análise por calorimetria exploratória diferencial (DSC) e difração de raios-X (DRX), as quais indicaram que o tratamento prévio de solubilização pode ser realizado em temperatura pouco superior a 800°C, e que o tratamento de envelhecimento deve ser conduzido com temperaturas entre 450 e 510°C por tempos de até 8 horas. Tais condições seguramente impedem a indesejável formação de austenita revertida durante o tratamento de envelhecimento.

**Palavras-chave:** Aço *maraging*; Endurecimento por precipitação; DRX; DSC.

## STUDY OF PARAMETERS THAT AFFECT THE AGING OF 350 MARAGING STEEL

### Abstract

The objective of this work is to identify suitable conditions for the age hardening treatment of a 350 maraging steel, aiming to avoid the formation of reverted austenite, in order to maximize the final hardness of the material. The techniques of differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffraction (XRD) were used, which indicated that the previous solution treatment can be carried out at a temperature slightly above 800°C, and that the aging treatment should be conducted with temperatures between 450 and 510°C for periods of up to 8 hours. Such conditions surely prevent the undesirable formation of reverted austenite during the aging treatment.

**Keywords:** Maraging Steel; Precipitation hardening; XRD; DSC.

<sup>1</sup> *Doutorando em Ciência dos Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais (PGCM), Seção de Engenharia Mecânica e Materiais (SE-4), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

<sup>2</sup> *D.Sc., M.Sc., Física, Professora de Graduação, SE-1, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

<sup>3</sup> *D.Sc., M.Sc., Eng. Metalurgista, Professora Adjunta do PGCM e Graduação, SE-4, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

<sup>4</sup> *D.Sc., M.Sc., Eng. Metalurgista, Professor Associado do PGCM e Graduação, SE-4, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

<sup>5</sup> *M.Sc., Eng. Metalurgista, Adjunto ao Escritório de Gestão, Arsenal de Guerra do Rio (AGR), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços *maraging* têm alto teor de liga, elevada tenacidade à fratura e ultra-alta resistência mecânica, ou seja, limite de escoamento superior a 1000 MPa. A família dos aços *maraging* atinge elevados níveis de resistência mecânica sem a típica contribuição do carbono, que é explorada em quase todos os aços. Nesses materiais, as propriedades mecânicas decorrem de microestrutura martensítica de baixo teor de carbono ( $< 0,03\%$ ), com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) associada a precipitados de compostos intermetálicos formados em tratamento térmico de envelhecimento. Essa martensita CCC é característica do sistema Fe-Ni, diferente da tetragonal de corpo centrado (TCC) do sistema Fe-C. O termo “*maraging*” tem origem na combinação de “*martensite*” e “*age hardening*”, que indica o tratamento empregado nesses aços [1].

Os elementos de liga principais são níquel, cobalto, molibdênio e titânio, e a designação mais usada para esses aços informa o teor nominal de níquel e o valor mínimo do limite de escoamento no ensaio de tração [2] ou em MPa (Sistema Internacional) ou em ksi (quilo libras por polegada quadrada, mais usada nos EUA). Exemplo: 18Ni2400 ou 18Ni350.

A quase ausência de carbono, em conjunto com os demais elementos de liga, promove características especiais aos aços *maraging*. O elevado teor de níquel permite a formação de martensita através de tratamento térmico de solubilização seguido de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente, sendo tal fase relativamente macia (dureza entre 30 e 35 Rockwell C), o que viabiliza processos de conformação e usinagem do material com facilidade. Após tais processos, o material pode então sofrer considerável aumento de resistência mecânica através de tratamento de envelhecimento, sem significativas distorções ou alterações dimensionais. Além disso, o baixo teor de carbono resulta em boa soldabilidade e elevada tenacidade à fratura desses aços, tornando os mesmos especialmente indicados para diversas aplicações nas quais é importante uma alta relação resistência/densidade, especialmente nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, militar e nuclear.

### 1.1 Endurecimento por precipitação nos aços *maraging*

O endurecimento por precipitação (ou envelhecimento da martensita) nos aços *maraging* é tradicionalmente realizado em temperaturas em torno de 480°C. O tempo de tratamento depende da temperatura empregada e da composição química do material, sendo usual de 6 a 12 horas para a série 18Ni350, quando considerada a temperatura padrão de 480°C. Naturalmente, maiores temperaturas permitem a adoção de menores tempos de tratamento. O objetivo primordial do tratamento em questão é o de gerar uma distribuição uniforme de muito finos precipitados intermetálicos na matriz martensítica [3], proporcionando elevadas resistência mecânica e tenacidade à fratura do material. O acréscimo de dureza, por exemplo, pode resultar em valores entre 56 e 59 Rockwell C.

O trabalho realizado por Tewari e coautores [4] indica que os primeiros precipitados são formados nos estágios iniciais de envelhecimento em baixas temperaturas (entre 400 e 450°C), sendo considerados metaestáveis e precursores das fases estáveis desenvolvidas nos estágios posteriores ou em maiores temperaturas, em torno de 500°C. Tais fases estáveis são  $Ni_3(Ti, Mo)$ ,  $Ni_3Mo$  e  $Fe_2Mo$ , sendo formadas por processos de nucleação e crescimento.

O envelhecimento é geralmente efetuado após o tratamento de solubilização, mas também pode ser feito diretamente no material deformado a frio previamente solubilizado, permitindo atingir níveis ainda mais altos de resistência mecânica e anisotropia de propriedades mecânicas, mas com redução da tenacidade [1].

## 1.2 Reversão da martensita para austenita

A temperatura de início de formação da austenita ( $A_s$ ) durante o aquecimento do grau 18Ni350 é 666°C, segundo Carvalho e coautores [5]. O aquecimento da microestrutura martensítica até temperaturas acima das usuais ou por tempos excessivamente longos para o tratamento de precipitação pode causar a formação gradual de austenita, ainda abaixo da temperatura  $A_s$ . Essa condição é também conhecida por “superenvelhecimento”, e a austenita assim formada é denominada “austenita revertida” [2], a qual exerce marcante influência sobre as propriedades mecânicas do material [6,7]. Crescentes frações volumétricas de austenita revertida geram menores valores de dureza, de limite de escoamento e de limite de resistência, e maiores valores de deformação total no ensaio de tração.

A formação inicial da austenita revertida é atribuída ao enriquecimento localizado de níquel na matriz martensítica, através da dissolução dos precipitados  $Ni_3(Ti, Mo)$  e concomitante geração daqueles do tipo Fe-Mo, já que o níquel é o principal elemento estabilizador da austenita [8]. Esses fenômenos ocorrem acima de 500°C, especialmente para longos tempos de tratamento.

Tendo em vista que, normalmente, o principal objetivo do tratamento de envelhecimento nos aços maraging é maximizar a sua resistência mecânica, a ocorrência das reações de reversão da martensita metaestável para austenita deve ser evitada ou pelo menos minimizada [1].

## 1.3 Objetivos

O presente trabalho teve como principal objetivo identificar uma adequada combinação das variáveis do tratamento de envelhecimento para um aço *maraging* do grau 18Ni350, de modo a evitar a formação de austenita revertida. Dessa forma, é possível maximizar a dureza do material após o tratamento, e por consequência a sua resistência mecânica. Assim, foram adotados 3 níveis de deformação a frio (60, 75 e 90%) anteriores ao envelhecimento, 3 temperaturas (450, 510 e 600°C) e 3 tempos (1, 8 e 80 h) para os tratamentos térmicos de precipitação (envelhecimento). Outro objetivo foi identificar uma temperatura adequada para futuros tratamentos térmicos de solubilização, a serem feitos anteriormente aos de envelhecimento.

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1 Material

O material em estudo neste trabalho foi fornecido pela Villares Metals S.A., com nome comercial VART350, obtido pelo processo de fusão VIM + VAR + VAR (VIM = *vacuum induction melting*; VAR = *vacuum arc remelting*), laminado a quente, com posterior tratamento de solubilização a 810°C por 9 horas e resfriamento em óleo. A composição química do material é mostrada na Tabela 1, conforme informado pela empresa fornecedora.

O material foi fornecido na forma de barra redonda (cilindro) com diâmetro de 140 mm e comprimento de 210 mm, a qual sofreu corte longitudinal (perpendicular à base) para gerar uma placa com 10 mm de espessura. Tal placa foi posteriormente usada para gerar as amostras das análises de calorimetria diferencial de varredura (DSC), para os tratamentos térmicos e para laminação a frio, sendo também a origem das amostras para as análises por difração de raios X.

**Tabela 1.** Composição química do material estudado

Elemento (% em peso)								
<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Co</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>
0,003	0,04	0,02	<0,005	0,0012	11,98	0,05	5,02	18,15
<b>Cu</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>B</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>	<b>H</b>	<b>W</b>	<b>N</b>
0,02	1,297	0,091	0,0007	0,020	<0,0010	<0,0002	<0,010	<0,0010

## 2.2 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

A técnica de DSC foi usada para identificar as faixas de temperaturas das reações de precipitação ou de transformações de fase, que eventualmente possam ocorrer no aquecimento do material como recebido e no laminado a frio com diferentes quantidades de deformação. Assim, os experimentos em DSC permitem identificar as temperaturas adequadas para os tratamentos térmicos de solubilização e para os tratamentos de envelhecimento. As análises de DSC foram realizadas no aparelho DSC 404 F1 Pegasus, de marca NETZSCH, localizado nas dependências do IME. Foram cortadas amostras, através de disco diamantado com baixa velocidade e carga de avanço, com a forma aproximada de cubo com aresta de 2 mm, volume de cerca de 8 mm<sup>3</sup> e massa em torno de 60 mg, e em seguida decapadas em solução de ácido sulfúrico a 30% e temperatura de 80°C. O objetivo de tal decapagem é o de eliminar o material próximo das faces cortadas, o qual apresenta deformação plástica decorrente do processo de corte. A massa inicial das amostras foi reduzida em cerca de 50%, de aproximadamente 60 mg para a faixa entre 20 e 30 mg, sendo essa faixa necessária para garantir precisão e confiabilidade nas medições realizadas nas análises via DSC. As amostras foram aquecidas entre 50 °C e 1.000 °C com taxa de 10 °C/min, sendo posicionadas em cadinhos de alumina. Foi usada atmosfera protetora de nitrogênio e a amostra de referência nas análises foi um cadinho vazio.

## 2.3 Difração de Raios X (DRX)

As análises por DRX foram realizadas para verificar a presença ou não de austenita revertida nas diferentes amostras avaliadas, incluindo a como recebida e as que sofreram tratamento de envelhecimento.

O difratograma obtido apresenta os valores dos ângulos 2θ correspondentes aos picos de intensidade de radiação difratada. Tais ângulos de difração são relacionados aos planos atômicos do material que atendem à condição da Lei de Bragg. O equipamento usado foi o Difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD fornecido pela empresa PANalytical, do Laboratório de Difração de Raios X do IME. O anodo utilizado foi o de cobalto com filtro de ferro e com um comprimento de onda K<sub>α</sub> médio de 0,179 nm. A medição foi feita através de um detector PIXcel no

modo foco-linha. Os parâmetros utilizados para a obtenção dos difratogramas estão listados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Parâmetros utilizados na obtenção dos difratogramas

Parâmetro	Volt	Corrente	Soller slit	Scan range	Step size	Mask	Anti-scatter slit	Divergence slit
Valores	40 kV	45 mA	0,04 rad	40° a 135°	0,04°	10 mm	2°	1°

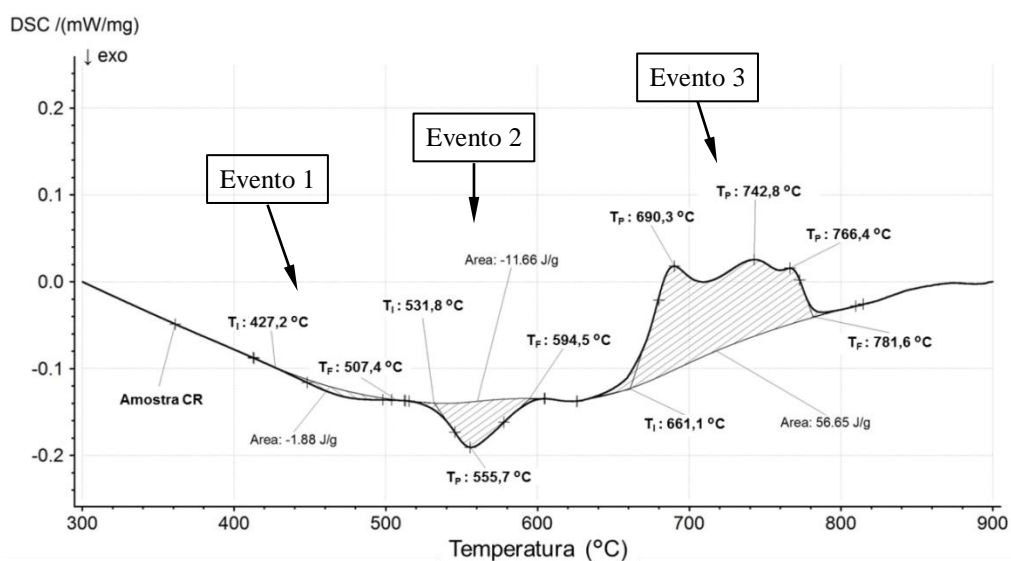
### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Calorimetria exploratória diferencial (DSC)

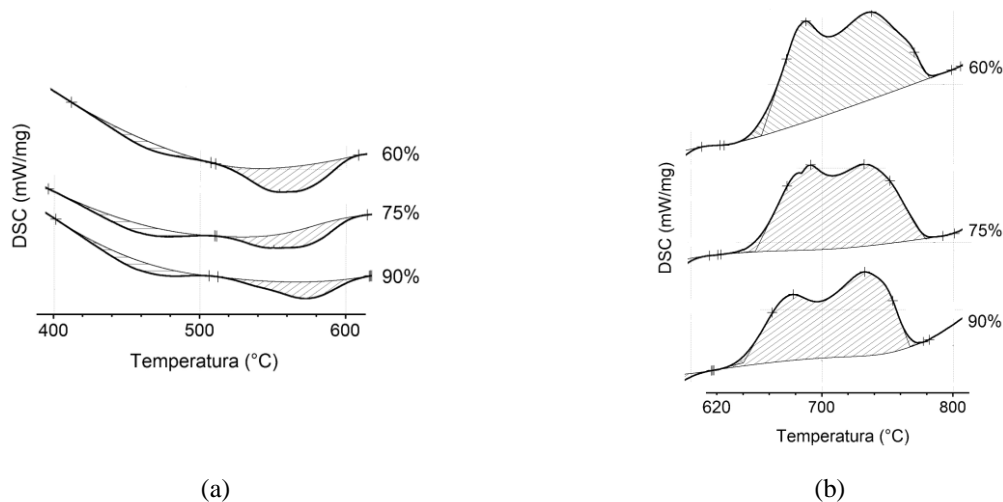
As curvas obtidas com as diferentes amostras analisadas foram padronizadas com fluxo térmico zero no início e no fim.

A amostra do material como recebido apresentou a curva observada na Figura 1, onde podem ser vistos dois eventos exotérmicos nas temperaturas mais baixas (inferiores a 600°C), sendo o primeiro mais suave (menor área entre a curva e a linha base) e o segundo mais pronunciado. Entre 600°C e 800°C ocorreu um forte evento endotérmico, englobando três picos sobrepostos nessa faixa de temperaturas. As temperaturas de início e fim dos eventos, assim como as temperaturas de pico dos mesmos, estão registradas na Tabela 3.

Os mesmos eventos foram observados nas curvas geradas pelas análises das demais amostras, que foram solubilizadas a 950°C, resfriadas em água até a temperatura ambiente e laminadas a frio. Esses eventos são apresentados na Figura 2, cujos aspectos são bem semelhantes aos da curva do material como recebido. Foi verificada pequena e gradual redução de área do segundo evento exotérmico, para as amostras com crescentes reduções a frio. Outro ponto a destacar é que o evento endotérmico do material como recebido apresentou três picos sobrepostos, enquanto que as amostras laminadas a frio só apresentaram dois picos no evento em questão. Além disso, o segundo pico do evento endotérmico da amostra com 90% de redução a frio se mostrou um pouco mais alto do que o pico vizinho, quando comparados aos das amostras com 60% e 75% de redução a frio.



**Figura 1.** Curva obtida via análise de DSC da amostra como recebida (código CR).

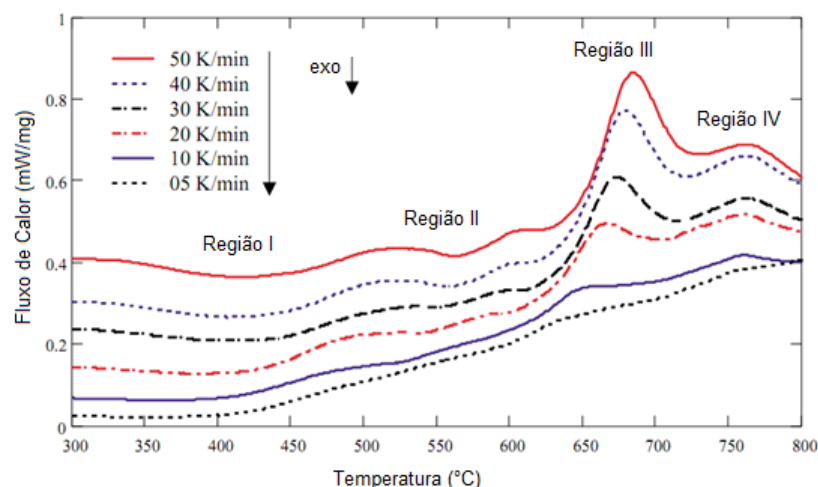


**Figura 2.** Eventos presentes nas curvas obtidas via análise de DSC das amostras solubilizadas, resfriadas em água e deformadas 60, 75 e 90%: (a) Eventos 1 e 2; (b) Evento 3.

**Tabela 3.** Temperaturas (°C) de início ( $T_I$ ), de pico ( $T_P$ ) e de fim ( $T_F$ ) dos eventos observados nas curvas de DSC das amostras analisadas no presente trabalho.

Amostra	Evento 1		Evento 2			Evento 3				
	$T_I$	$T_F$	$T_I$	$T_P$	$T_F$	$T_I$	$T_P$	$T_P$	$T_P$	$T_F$
CR	427	507	532	556	595	661	690	743	766	782
W60	424	496	516	554	603	654	688	738	-	781
W75	402	496	517	563	602	649	692	732	-	778
W90	408	505	516	572	604	640	678	733	-	767

Os resultados obtidos através das análises via DSC do aço *maraging* 350 estudado no presente trabalho são compatíveis e muito semelhantes aos apresentados por Guo e coautores [9], referentes a um aço *maraging* 250 com cobalto. As curvas brutas de DSC do citado trabalho, obtidas com diferentes taxas de aquecimento, estão sobrepostas e vistas na Figura 3, para facilitar a discussão dos resultados.



**Figura 3.** Análise térmica por DSC de um aço *maraging* 250. Adaptado de [9].

Um resumo da interpretação dos eventos observados nas diferentes regiões da Figura 3 é apresentado na Tabela 4.

**Tabela 4.** Interpretação dos resultados da curva de DSC de um aço *maraging* 18Ni250 com cobalto, aquecido a taxa de 50 K/min. Adaptado de [9].

Região	Tipo de evento DSC	Intervalo de temperatura (°C)	Possíveis transformações
I	Exotérmico	310-510	- Recuperação da martensita - Formação de zonas de precipitação coerentes
II	Exotérmico	535-603	- Formação dos principais precipitados endurecedores
III	Endotérmico	635-730	- Reversão de martensita para austenita - Reversão de martensita para austenita por difusão, que ficará retida após resfriamento
IV	Endotérmico	730-800	- Reversão de martensita para austenita por cisalhamento - Dissolução de precipitados ou recristalização

O Evento 1 do presente trabalho se assemelha bastante com a Região I citada por Guo e coautores [9], que a consideram como indicação do início da formação de zonas de precipitação coerentes, provavelmente de Ni<sub>3</sub>Ti, já que tais precipitados são formados em pouco tempo, em função da rápida difusão dos átomos de titânio. Outra hipótese menos provável para a Região I é que ela poderia ser causada pela recuperação da martensita. De qualquer forma, esse Evento 1 é considerado limitado para efeito de endurecimento do material.

O Evento 2 corresponde à Região II descrita na Tabela 4, representando o principal processo de formação dos precipitados intermetálicos de maior relevância no endurecimento do material. Tal explicação é um consenso entre diversos autores, incluindo Viswanathan e coautores [10]. As temperaturas nas quais houve essa formação de precipitados no presente trabalho, entre 516 e 604°C, seriam bem menores em tratamentos isotérmicos com maior tempo de exposição do material. Primig e Leitner [11] analisaram a cinética de precipitação em um aço *maraging* PH 15-5, e determinaram que uma reação de precipitação concluída até 590°C através de um aquecimento contínuo com taxa de 15 K/min também estaria concluída com um tratamento isotérmico a 480°C por 6 horas.

O primeiro pico do Evento 3 observado neste trabalho é muito parecido com a Região III da Figura 3, cuja explicação mais provável é que represente a reversão de martensita para austenita através de um mecanismo controlado por difusão. Essa hipótese é reforçada pelo pequeno aumento das temperaturas dos picos da Região III para crescentes taxas de aquecimento. Também é considerado que essa austenita se forme nas regiões de segregação de níquel, e poderia gerar austenita retida após resfriamento até a temperatura ambiente.

A causa mais provável para o segundo pico sobreposto do Evento 3 é a reversão de martensita para austenita através de um mecanismo de cisalhamento, ou ainda a nova dissolução dos precipitados formados anteriormente. Também é citada como provável causa a recristalização da austenita. Uma dessas duas últimas explicações

poderia ser a causa da ocorrência do terceiro pico sobreposto do Evento 3, apresentado na curva do material como recebido (Figura 1).

A ocorrência de dois picos sobrepostos durante o Evento 3 é explicada pelo fato da transformação da martensita para a austenita, durante o aquecimento acima da temperatura  $A_s$ , ter a tendência de ocorrer em duas etapas, especialmente para baixas taxas de aquecimento. Esse comportamento tem sido relatado por diversos autores, com a transformação ocorrendo por mecanismos de difusão ou por cisalhamento, que podem inclusive operar simultaneamente.

Uma observação relevante decorrente dos resultados das análises por DSC é que todas as amostras apresentaram completa transformação da martensita para austenita até 800°C, ao serem aquecidas com a taxa de 10°C/min. Portanto, a temperatura de encharque a ser usada em tratamentos de solubilização no campo austenítico não precisa, a princípio, ser muito maior do que 800°C.

### 3.2 Difração de Raios X (DRX)

As análises de DRX foram realizadas na amostra do material como recebido, nas amostras solubilizadas e laminadas com 60, 75 e 90% de redução de espessura a frio, e nas amostras laminadas e envelhecidas em diferentes temperaturas e tempos do tratamento de precipitação.

O difratograma da amostra como recebida apresentou predominantemente picos de martensita, conforme apresentado na Figura 4, nas mesmas posições reportadas por outros trabalhos [5,12]. O material apresentou os picos característicos para a estrutura cúbica martensítica nas posições 52,83° (110)<sub>M</sub>, 77,71° (200)<sub>M</sub>, 99,83° (211)<sub>M</sub> e 123,47° (220)<sub>M</sub>. Também ocorreu um pico de austenita para a posição 57,44° (200)<sub>A</sub>, que pode ser atribuído à austenita retida, surgida por causa do tratamento térmico empregado na empresa fornecedora do material.

As amostras solubilizadas e resfriadas em água e ao ar, e posteriormente laminadas a frio com diferentes reduções de espessura, revelaram os difratogramas mostrados conjuntamente na Figura 5. O pico característico da austenita não foi detectado em tais amostras, estando presentes apenas os picos de martensita.

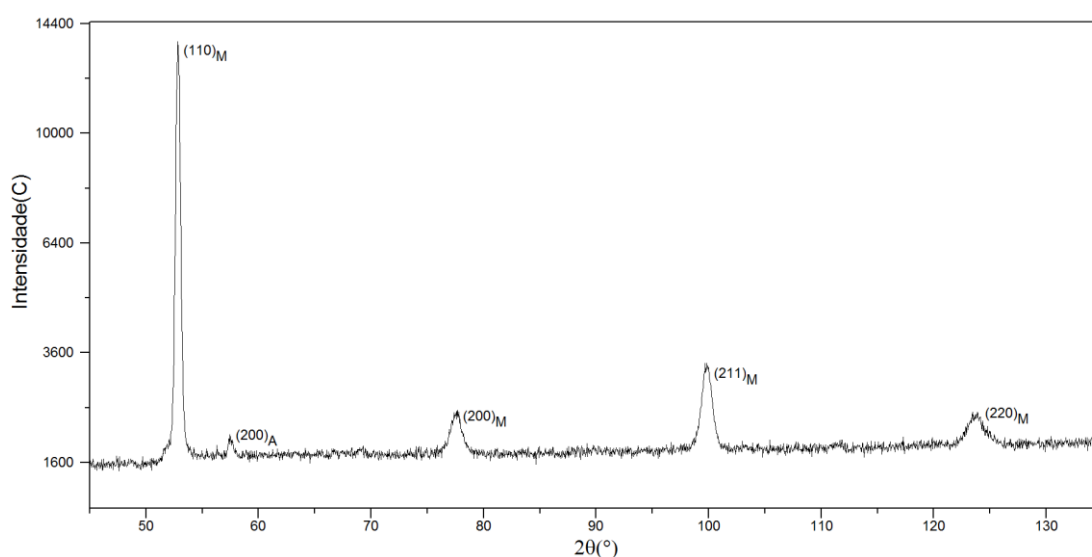
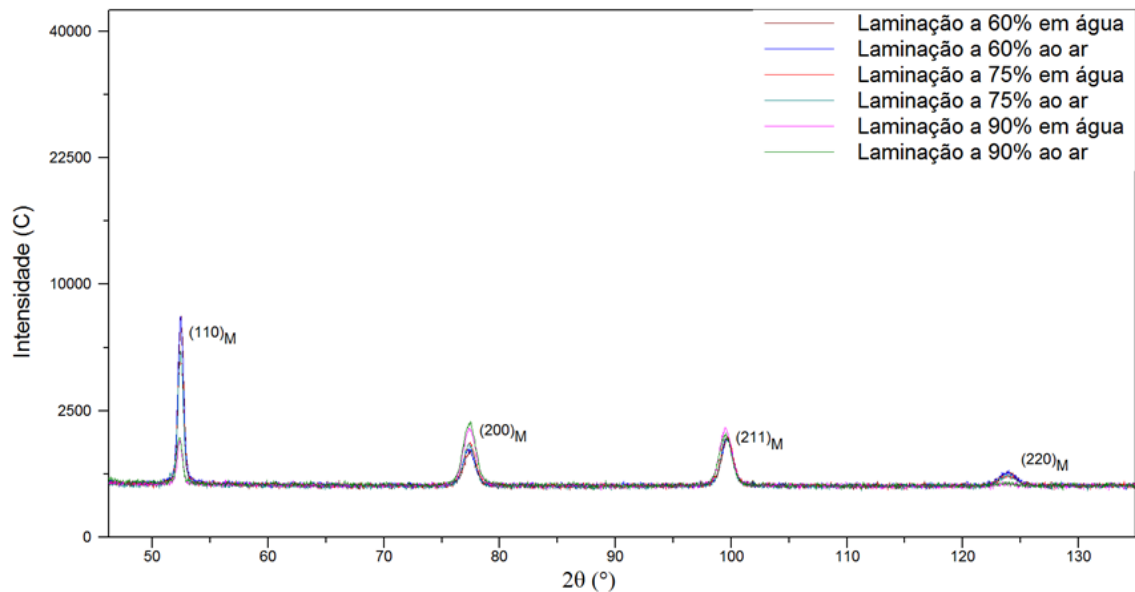


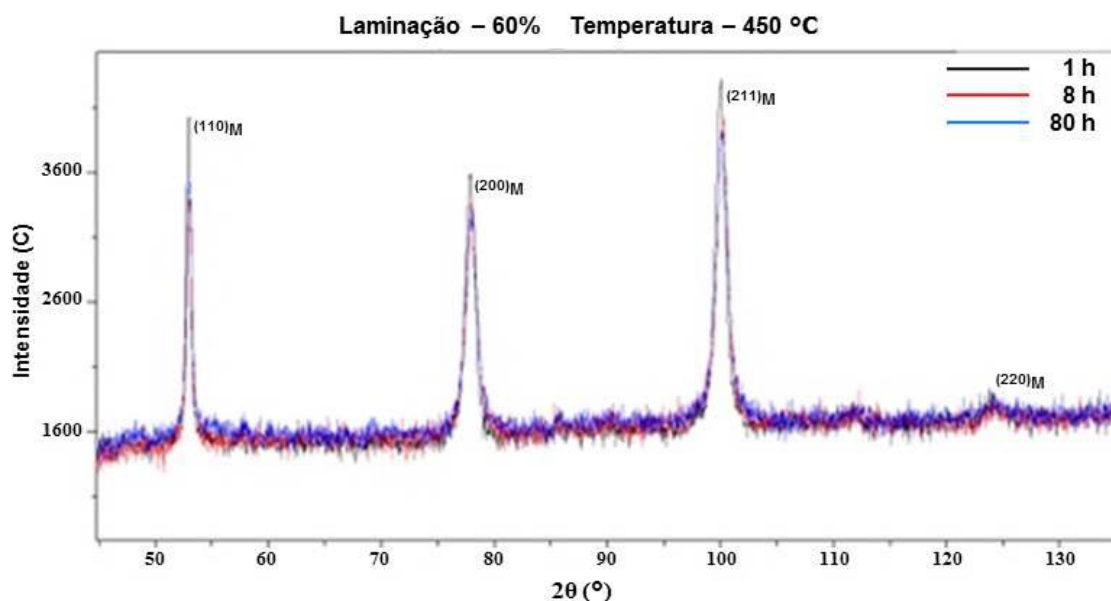
Figura 4. Difratograma da amostra como recebida.





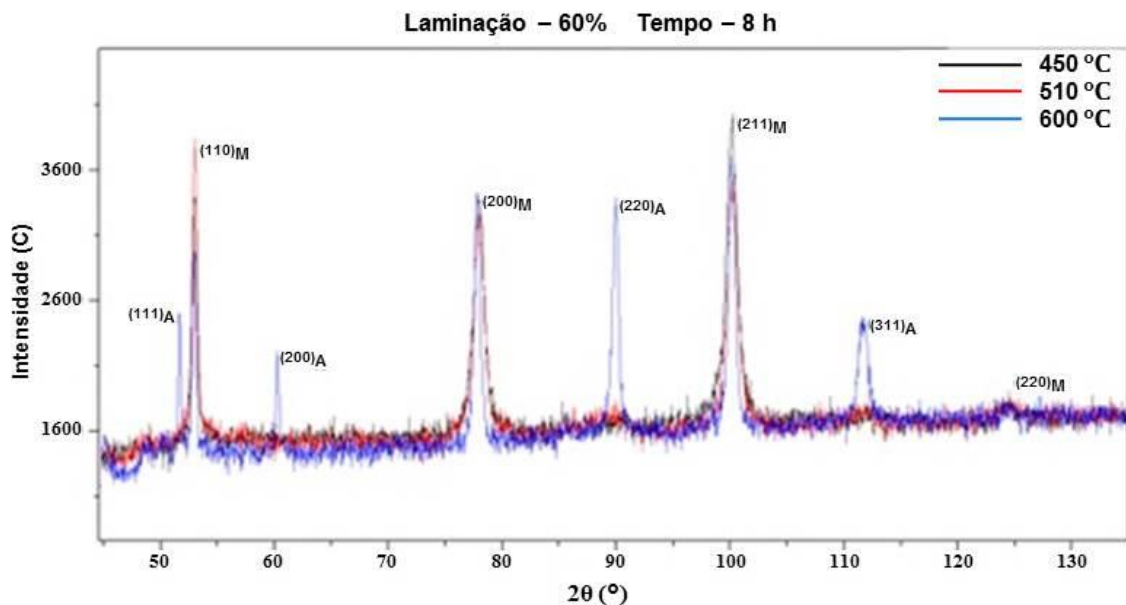
**Figura 5.** Difratogramas das amostras solubilizadas e resfriadas em água e ao ar, e depois laminadas a frio com 60, 75 e 90% de redução de espessura.

Os resultados obtidos para as amostras solubilizadas e resfriadas em água, com 60% de deformação a frio e envelhecidas a 450°C durante 1 h, 8 h e 80 h são vistos na Figura 6. Fica evidente a presença somente de picos de martensita, o que também foi observado nas amostras resfriadas ao ar e envelhecidas na mesma temperatura, e ainda em todas as amostras tratadas a 510°C.



**Figura 6.** Difratogramas das amostras solubilizadas e resfriadas em água, laminadas a frio com 60% de redução de espessura e envelhecidas a 450°C por 1 h, 8 h e 80 h.

Entretanto, quando são comparados os difratogramas obtidos para os tratamentos efetuados nas amostras solubilizadas e resfriadas em água, e envelhecidas por 8 h nas três temperaturas avaliadas, verifica-se a presença dos picos de austenita no da amostra tratada a 600°C. A citada comparação é apresentada na Figura 7.



**Figura 7.** Difratogramas das amostras solubilizadas e resfriadas em água, laminadas a frio com 60% de redução de espessura e envelhecidas por 8h a 450, 510 e 600°C.

Conforme comentado anteriormente no item 1.2, a presença de austenita revertida deve ser evitada quando se tem como objetivo maximizar a dureza e a resistência mecânica do material. A análise das Figuras 6 e 7 permitem concluir que as temperaturas de envelhecimento entre 450°C e 510°C atuando por tempos de até 8 horas não causam a formação de austenita revertida. Por outro lado, o tratamento de precipitação feito na temperatura de 600°C por 8 horas já proporciona a formação de austenita na microestrutura final do aço estudado.

#### 4 CONCLUSÃO

As análises via DSC mostraram que a precipitação de compostos intermetálicos no aço estudado possivelmente ocorreu em temperaturas inferiores a 604°C, quando o aquecimento foi feito com taxa constante de 10°C por minuto.

Diferentes quantidades de deformação por laminação a frio (60, 75 e 90% de redução de espessura) não afetaram significativamente as temperaturas de início e fim de formação dos precipitados no material estudado.

As mesmas análises por DSC indicaram que a transformação de martensita para austenita foi realizada em temperaturas no intervalo de 640°C a 782°C, com a mesma taxa de aquecimento já citada. Esses resultados permitem deduzir que as temperaturas empregadas em tratamentos de solubilização desse aço não precisam ser muito superiores a 800°C, para garantir a completa austenitização da microestrutura.

Os resultados das análises via DRX mostraram que tratamentos de envelhecimento feitos entre 450°C e 510°C por até 8 horas não geram austenita revertida nas amostras do material avaliado no presente trabalho. Estudos complementares devem ser realizados para identificar a melhor combinação de temperatura (entre 450 e 510°C) e tempo (máximo de 8 horas) que resultariam em dureza máxima do material.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a empresa Villares Metals S.A. pelo fornecimento do material avaliado no presente trabalho.

O agradecimento também é feito ao colega Édio Pereira Lima Júnior pelo apoio nas análises via DSC.

Andersan dos Santos Paula agradece ao CNPq pela bolsa de produtividade a pesquisa (PQ-2) (Processo 307798/2015-1).

## REFERÊNCIAS

- 1 Rohrbach K, Schimidt M. Maraging steels. In: ASM Handbook, v. 1, Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. Materials Park, Russell Township: ASM International Handbook Committee; 1993. p. 1869-1887.
- 2 Rao MN. Progress in understanding metallurgy of 18% nickel maraging steels. International Journal of Materials Research. 2006; 97(11): 1-14.
- 3 Khan SH, Nusair Khan A, Ali F, Iqbal MA, Shukaib HK. Study of precipitation behavior at moderate temperatures in 350 maraging steel by eddy current method. Journal of Alloys and Compounds. 2009; 474: 254-256.
- 4 Tewari R, Mazumder S, Batra IS, Dey GK, Banerjee S. Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350. Acta Materialia. 2000; 48: 1187-1200.
- 5 Carvalho LG, Andrade MS, Plaut RL, Souza FM, Padilha AF. A dilatometric study of the phase transformations in 300 and 350 maraging steels during continuous heating rates. Materials Research-Ibero-American Journal of Materials. 2013; 16: 740-744.
- 6 Li X, Yin Z. Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel. Materials Letters. 1995; 24: 239-242.
- 7 Viswanathan UK, Dey GK, Sethumandhavan V. Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18Ni (350) maraging steel. Materials Science and Engineering A. 2005; 398: 367-372.
- 8 Tavares SSM, Da Silva MR, Neto JM, Pardal JM, Cindra Fonseca MP. Magnetic properties of a Ni-Co-Mo-Ti maraging 350 steel. Journal of Alloys and Compounds. 2004; 373: 304-311.
- 9 Guo Z, Sha W, Li D. Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel. Materials Science and Engineering A. 2004; 373: 10-20.
- 10 Viswanathan UK, Dey GK, Asundi MK. Precipitation hardening in 350-grade maraging steel. Metallurgical Transactions A. 1993; 24: 2429-2442.
- 11 Primig S, Leitner H. Transformation from continuous-to-isothermal aging applied on a maraging steel. Materials Science and Engineering A. 2010; 527: 4399-4405.
- 12 Abreu HFG, Silva JJ, Silva MR, Silva MJG. Influence of reverted austenite on the texture and magnetic properties of 350 maraging steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2015; 393: 99-104.