

## Influência da temperatura do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades mecânicas do aço maraging 300 para aplicação em blindagem balística

### Influence of aging heat treatment temperature on the mechanical properties of maraging steel 300 for application in ballistic armour

Iran da Silva Aragão Filho<sup>1</sup> , Simone Izabel Vieira Santana<sup>2</sup>, Tiago Alegretti Zucarelli<sup>3</sup>, Tito Magno Lavorato Alves Dacal<sup>1</sup>, Raíssa de Almeida Gouvêa<sup>1</sup>, Rodrigo Felix de Araujo Cardoso<sup>4</sup> , Alaelson Vieira Gomes<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Instituto Militar de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup>Academia Militar das Agulhas Negras. Resende, RJ, Brasil.

<sup>3</sup>Instituto de Aeronáutica e Espaço. São José dos Campos, SP, Brasil.

<sup>4</sup>Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

e-mail: aragao@ime.eb.br, svieiradesantana@gmail.com, tiagoalegretti85@gmail.com, titodacal@ime.eb.br, raissagouvea1010@gmail.com, rfelix@cbpf.br, alaelson@ime.eb.br

#### RESUMO

Os aços *maraging* são aços especiais de ultra-alta resistência e alta tenacidade, mas, apesar de suas propriedades notáveis, suas aplicações ainda são limitadas devido ao seu alto custo de produção. O objetivo deste trabalho consiste em avaliar a relação entre a formação de precipitados e o teor de austenita revertida, correlacionando com a dureza e as alterações nas propriedades mecânicas relativas à tração do aço *maraging* 300 sob diferentes condições de tratamentos térmicos, para servir como parâmetro de análise no seu emprego em blindagens balísticas. Amostras de aço *maraging* 300 foram tratadas em 29 diferentes condições de envelhecimento e o comportamento de endurecimento por precipitação foi analisado empregando diferentes técnicas, como: ferritoscopia, ensaio de dureza nas situações como recebido e envelhecido, e ensaio de tração nas temperaturas de 440, 480 e 570 °C, a fim de verificar a influência da fase austenítica nas propriedades mecânicas. A influência do superenvelhecimento foi observada na amostra de 570 °C, resultando numa diminuição de aproximadamente 31% na resistência mecânica e um aumento em torno de 40% na ductilidade, em comparação com a amostra envelhecida a 440 °C, indicando uma melhora na tenacidade do material.

**Palavras-chave:** Aço *Maraging* 300; Ferritoscopia; Dureza Rockwell C; Ensaio de Tração.

#### ABSTRACT

Maraging steels are special ultra-high-strength and high-tenacity steels, but despite their remarkable properties, their applications are still limited due to their high production cost. The aim of this work is to evaluate the relationship between the formation of precipitates and the content of reverted austenite, correlating with the hardness and changes in tensile mechanical properties in a class 300 maraging steel subjected to different heat treatment conditions, to serve as analysis parameter in its use in ballistic armor. Samples of maraging 300 steel were treated in 29 different aging conditions and the precipitation hardening behavior was analyzed using different techniques, such as: ferritoscopia, hardness test in as-received and aged situations, and tensile testing at temperatures of 440, 480 and 570 °C, in order to verify the influence of the austenitic phase on the mechanical properties. The influence of overaging was observed in the 570 °C sample, resulting in a decrease of approximately 31% in mechanical strength and an increase of around 40% in ductility, compared to the sample aged at 440 °C, indicating an improvement in the toughness of the material.

**Keywords:** Maraging Steel 300; Ferritoscopia; Rockwell C Hardness; Tensile Test.

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços *maraging* são ligas endurecíveis pela precipitação homogênea de intermetálicos nanométricos à base de Ti e Mo em uma matriz martensítica macia de baixo carbono, permitindo que sejam utilizados em aplicações para fins especiais onde sejam requeridas alta resistência e alta tenacidade. Apesar de suas propriedades notáveis e o crescente interesse nos aços *maraging*, suas aplicações são limitadas pelo seu alto custo de produção, em função da quantidade de elementos de liga necessários para alcançar tal combinação de resistência e tenacidade [1]. Essas características possibilitam o uso desses aços pela indústria militar, aeroespacial e nuclear em componentes que exigem alta confiabilidade [2–7], além da aplicação em ferramentas e processos de geração de energia [8–12]. Estudos recentes realizaram a análise do comportamento balístico do aço *maraging* 250 e 300 com munição 7,62 e 5,56 mm para seu emprego em blindagens planas e poliondulares [13–16], bem como por manufatura aditiva [17, 18], devido sua alta resistência mecânica, tenacidade e razoável condição de conformabilidade, além do fato de não apresentar distorções durante o endurecimento por envelhecimento, preservando assim a geometria conformada mecanicamente antes do tratamento térmico, propriedade importante para materiais de blindagens com perfis poliondulares. A resistência dos aços *maraging* depende principalmente de três fatores: a resistência da matriz martensítica, as propriedades em solução sólida e o endurecimento por precipitação. A resistência da matriz de martensita depende do teor de carbono, enquanto as propriedades da solução sólida dependem dos átomos de soluto. Dos três parâmetros acima, a contribuição de endurecimento por precipitação é a mais significativa para a resistência do aço *maraging*, pois é um aço que não possui praticamente nenhum teor de carbono, por isso pode formar uma martensita muito macia e dúctil. Basicamente, os aços *maraging* são aços que derivam sua resistência não do teor de carbono, mas dos compostos intermetálicos presentes no material [19].

O processamento térmico dos aços *maraging* envolve um tratamento de solubilização, geralmente entre 820 e 1100 °C [2, 20–25], para dissolver homogeneamente os elementos de liga na matriz austenítica nestas temperaturas. Quando resfriados ao ar a partir de temperaturas elevadas, esses aços formam uma fase martensítica altamente dúctil, macia e deformável, com valores de dureza entre 280 e 320 HV [26], que pode ser moldada por laminação, forjamento, estampagem [13–16] etc. A matriz martensítica de baixo carbono formada é então endurecida pela precipitação em fina escala de compostos intermetálicos nas temperaturas entre 400–600 °C (processo de envelhecimento) [1, 5, 6, 27–30], induzida pela redistribuição de átomos e distorção da rede cristalina do aço, constituindo uma barreira efetiva ao movimento de discordâncias. O aumento da resistência está relacionado à tensão necessária para que as discordâncias cortem ou passem pelos precipitados [30]. Vários tipos de precipitados metaestáveis, estáveis e paramagnéticos já foram referenciados em estudos anteriores, como as fases Ni<sub>3</sub>Ti [10, 21, 29, 31, 32], Ni<sub>3</sub>Mo [27, 33–35] e/ou Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo)-η [36, 37], Fe<sub>2</sub>Mo-Laves, S, ω, Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>-μ, Fe<sub>2</sub>(Mo,Ti) e Fe<sub>2</sub>Ti [9, 27, 29, 30, 32, 35, 38–40] podendo precipitar nos contornos da martensita e em discordâncias durante o envelhecimento, assim como a reversão para austenita (γ) também foi observada em temperaturas mais altas e tempos de envelhecimento mais longos. O envelhecimento de aços *maraging* em temperaturas a partir de 510 °C é considerado envelhecimento a altas temperaturas [19]. A fase austenita se forma devido à dissolução dos precipitados que resultam no enriquecimento localizado de Ni e outros elementos de liga [38]. A fase de austenita que permanece estável à temperatura ambiente após o envelhecimento é chamada de austenita revertida. Este é um processo controlado por difusão de segregação de elementos estabilizadores da austenita nos contornos das ripas martensíticas [41, 42]. O reforço no envelhecimento a baixa temperatura (<450 °C) é produzido por fases ordenadas e coerentes como as fases μ, S e/ou ω (rico em molibdênio) [43] e fase X. O envelhecimento acima de 450 °C produz um rápido e intenso endurecimento devido à precipitação de Ni<sub>3</sub>(Mo, Ti), nos estágios iniciais do envelhecimento. Com o aumento do tempo de envelhecimento, os precipitados crescem e se dissolvem formando Fe<sub>2</sub>Mo incoerente, que se precipitam nas discordâncias, e/ou Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> que se precipita ao lado da austenita revertida/retida [9, 26, 27, 30, 33, 39, 44, 45]. Assim como o aumento da temperatura de envelhecimento leva a um aumento na formação de precipitados estáveis, o envelhecimento entre as temperaturas de 500 °C e Ai (temperatura de início da transformação de fase austenítica) produz transformação da austenita, enriquecida com níquel, por uma reação controlada por difusão [30, 46, 47]. Segundo LI e YIN [48] a formação da austenita ocorre no mesmo momento e como consequência da dissolução parcial do Ni<sub>3</sub>(Ti, Mo) e precipitação de Fe<sub>2</sub>Mo. Estudos indicaram que a formação de austenita revertida é acompanhada por um coalescimento dos precipitados de endurecimento, o que resulta em uma rápida perda da resistência [27, 49]. Em contraste, outros estudos relataram que aços contendo porções dispersas em escala nanométrica de austenita em uma matriz martensítica exibiram uma excelente combinação de resistência, ductilidade e tenacidade [38, 50–52]. A formação de precipitados, bem como seus efeitos sobre as propriedades de aços *maraging* durante o envelhecimento em temperaturas acima de 450 °C, com e sem deformação, têm sido estudados nos últimos anos [5, 19, 53–56], assim como a formação de austenita revertida em temperaturas mais altas e por tempos de envelhecimento mais longos [9, 57, 58].

Apesar de inúmeros estudos realizados sobre a formação de austenita revertida [54, 56, 59–61] e sua correlação com o comportamento mecânico [62–64] nos aços *maraging* 18% Ni, ainda há uma discrepância entre

**Tabela 1:** Composição química do aço *maraging* grau 300-18%Ni (percentual em peso (%)).

| ELEMENTOS | 18NI(300)<br>ANALISADO | ELEMENTOS    | 18NI(300)<br>ANALISADO |
|-----------|------------------------|--------------|------------------------|
| Ni        | 18,65 ± 0,24           | C            | <0,004                 |
| Co        | 8,48 ± 1,43            | Si           | 0,03 ± 0,02            |
| Mo        | 4,58 ± 0,06            | Mn           | <0,010                 |
| Ti        | 0,56 ± 0,02            | S            | <0,0016                |
| Al        | 0,095 ± 0,004          | Fe+Impurezas | Equilíbrio             |

os diferentes resultados. Acredita-se que isso se deve ao procedimento experimental e/ou à preparação da amostra geralmente utilizados pelos pesquisadores. Estudos relatam que a austenita revertida pode se transformar em martensita por aplicação de uma carga externa [50, 65, 66], portanto, o polimento mecânico do material tratado termicamente antes da análise microestrutural e/ou DRX convencional pode levar a resultados ambíguos devido à transformação induzida pela deformação [57].

Dentre as técnicas para quantificação de fases pode-se destacar a ferritoscopia, por ser uma técnica bastante usada em materiais de duas fases, além de muito apropriada para quantificação do teor de ferrita em ambientes industriais. O ferritoscópio, além de ser portátil, é de fácil operação e fornece uma medida não destrutiva para diversos tipos de aços, sendo muito utilizado para aços inoxidáveis superduplex [67, 68]. E pela sua capacidade de quantificar o teor da fase ferromagnética, tem sido usado na quantificação da austenita (fase paramagnética) em aços *maraging* envelhecidos a altas temperaturas [69].

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da austenita revertida e da cinética de precipitação nas propriedades mecânicas de dureza, limite de resistência à tração e limite de escoamento, como um estudo preliminar da pesquisa de desenvolvimento de blindagens de proteção balística multicamadas, utilizando aço *maraging* 300.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, foram estudados os efeitos da precipitação, seguida pela dissolução parcial de precipitados e formação de austenita revertida, combinados com a dureza para o aço de *maraging* 18%Ni com Co, Mo e Ti nas temperaturas de 440, 480, 510, 530, 550, 570 e 600 °C. O tempo de envelhecimento variou de 1 a 7 h com intervalo de 2 h. O envelhecimento por 15 min foi realizado apenas em 600 °C. A condição inicial (CR), sem qualquer envelhecimento foi tomada como referência. Foram realizados ensaios de ferritoscopia em todas as condições de tratamento, a fim de avaliar o percentual de fase paramagnética presente nas amostras. Esse percentual foi correlacionado com dureza e propriedades obtidas pelo ensaio de tração nas amostras envelhecidas em 440, 480 e 570 °C, tais como o limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento do aço *maraging* 18Ni300.

O material utilizado foi produzido pela empresa BÖHLER Bleche GmbH & Co KG e fornecido ao Instituto de Aeronáutica Espacial (IAE) na condição solubilizado (CR), cujos parâmetros de tratamento térmico não foram divulgados por motivo de segredo industrial. Este material, em cooperação técnica com o Instituto Militar de Engenharia (IME), foi cedido para este trabalho, sendo sua composição química dada na Tabela 1.

Foram analisadas 30 amostras com dimensões 20,0 × 10,0 × 3,3 mm: uma amostra solubilizada (CR) e 29 envelhecidas nas temperaturas e tempos conforme a Tabela 2. Uma das superfícies de maior área de cada amostra foi preparada com lixas d'água de carbeto de silício até a granulometria de 4000 mesh antes do tratamento de envelhecimento, a fim de evitar a preparação mecânica das amostras após o envelhecimento e antes dos ensaios de ferritoscopia e dureza Rockwell C. Todas as amostras foram submetidas ao teste de ferritoscopia e ensaio de dureza Rockwell C na superfície lixada. Os ensaios de tração foram realizados apenas nas amostras CR e nas envelhecidas nas temperaturas de 440, 480 e 570 °C no tempo de 3 h. Todas as amostras foram ensaiadas à temperatura ambiente.

### 2.1. Envelhecimento

As condições de envelhecimento estão especificadas na Tabela 2 e foram selecionadas objetivando evidenciar a reversão da austenita. Portanto, foi adotada a faixa de temperaturas entre 440 e 600 °C para tempos entre 15 min e 7 h. As amostras foram introduzidas no forno, quando este se encontrava na temperatura de tratamento e, imediatamente após o término do tempo de encharque, foram resfriadas à temperatura ambiente ao ar.

Os envelhecimentos foram realizados no Forno Mufla F-3000 EDG do Laboratório de Materiais Cerâmicos do IME, seguindo os tempos determinados na Tabela 2.

**Tabela 2:** Condições de tratamento térmico do aço *maraging* grau 300.

| AMOSTRA | TEMPERATURA (°C) | TEMPO DE TRATAMENTO (H) |
|---------|------------------|-------------------------|
| 1       | Solubilizado     | –                       |
| 2       | 440              | 1                       |
| 3       |                  | 3                       |
| 4       |                  | 5                       |
| 5       |                  | 7                       |
| 6       |                  | 480                     |
| 7       | 3                |                         |
| 8       | 5                |                         |
| 9       | 7                |                         |
| 10      | 510              | 1                       |
| 11      |                  | 3                       |
| 12      |                  | 5                       |
| 13      |                  | 7                       |
| 14      | 530              | 1                       |
| 15      |                  | 3                       |
| 16      |                  | 5                       |
| 17      |                  | 7                       |
| 18      | 550              | 1                       |
| 19      |                  | 3                       |
| 20      |                  | 5                       |
| 21      |                  | 7                       |
| 22      | 570              | 1                       |
| 23      |                  | 3                       |
| 24      |                  | 5                       |
| 25      |                  | 7                       |
| 26      | 600              | 0,25                    |
| 27      |                  | 1                       |
| 28      |                  | 3                       |
| 29      |                  | 5                       |
| 30      |                  | 7                       |

## 2.2. Dureza

Os testes de dureza Rockwell C (HRC) foram realizados de acordo com ASTM E18 [70] utilizando um durômetro Wilson Hardness modelo Rockwell 574 com penetrador de diamante de formato cônico, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do IME. A pré-carga e a carga principal aplicadas foram de 10 e 150 kgf, respectivamente, com o tempo de aplicação da carga de 10,0 s.

Foram utilizadas 5 medidas de dureza em cada amostra para calcular a média e o erro com nível de confiança de 95%.

## 2.3. Ferritoscopia

Neste artigo, a ferritoscopia, com o auxílio das medidas dureza Rockwell C, foi usada para investigar o efeito da redistribuição atômica dos átomos não-ferrosos e a formação das fases paramagnéticas na cinética de envelhecimento do aço *maraging* 300 nos tratamentos realizados.

A técnica de ferritoscopia é frequentemente utilizada na determinação de ferrita  $\delta$  nos aços inoxidáveis austeníticos brutos de solidificação ou soldados, e na determinação de martensita  $\alpha'$  induzida por deformação nesta mesma classe de aços. A técnica de ferritoscopia também é utilizada em aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo fato desses materiais apresentarem duas fases importantes, que se diferenciam pelas propriedades

magnéticas: austenita (paramagnética) e ferrita (ferromagnética) [71]. Neste trabalho foram realizadas medidas ferromagnéticas em amostras do aço *maraging* 300 envelhecidas entre 440 e 600 °C, para os tempos de tratamento térmico já descritos anteriormente. Em cada amostra foram realizadas 10 medidas com a sonda do ferritoscópio, em pontos distribuídos na superfície lixada da amostra e distantes da borda em torno de 2 mm. O instrumento usado neste trabalho foi um ferritoscópio FMP30, da Fischer, pertencente ao Laboratório de Ensaio Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) da UFRJ – Rio de Janeiro. Para o ensaio o equipamento foi calibrado com padrões de calibração para 100, 55,1 e 30,4% de ferrita.

#### 2.4. Tração

Os ensaios de tração foram realizados utilizando a máquina de ensaios universal da marca EMIC, modelo DL 10000, do Laboratório de Ensaio Mecânicos do IME, utilizando célula de carga de 80000 N na velocidade de 2 mm/min à temperatura ambiente, sem extensômetro para medida do alongamento.

Os corpos de prova (CP) de tração foram usinados a partir das placas como recebido. Devido à espessura das chapas disponíveis, foi necessário trabalhar com um CP no formato reduzido (*sub-size*) previsto em norma. O tamanho e a geometria dos corpos de prova, bem como o procedimento de ensaio, estão de acordo com a norma ASTM E8 [72]. Foram testados três CP para cada temperatura e as propriedades mecânicas, tais como limite de resistência à tração (LRT), limite de resistência ao escoamento (LRE) e alongamento percentual (%Al) foram obtidos a partir dos resultados do ensaio de tração e das medidas realizadas nos corpos de prova.

### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Dureza

Na Tabela 3 estão dispostos a média e o erro, com nível de confiança de 95%, das medidas de dureza obtidas na superfície lixada de cada amostra.

Foi possível observar que a partir de 510 °C a dureza sofre influência do superenvelhecimento, que pode ser causado pelo aumento e coalescência dos precipitados, ou reversão da austenita, fazendo com que ocorra a diminuição da dureza e consequente perda da resistência mecânica a partir do pico de dureza [27, 49].

#### 3.2. Ferritoscopia

O ensaio de ferritoscopia mede a porcentagem da fase ferromagnética correspondente à porcentagem de martensita em cada amostra. A porcentagem paramagnética corresponde aos precipitados e a austenita retida, ou revertida, em cada condição de tratamento. Na Tabela 4 estão dispostos os resultados da média e erro, com nível de confiança de 95%, das medidas percentuais das fases paramagnéticas.

Na condição solubilizada não é considerada a formação de precipitados, então o valor considerado é referente à austenita retida no processo de solubilização. Em função disto, é possível considerar que a porcentagem de austenita retida na amostra solubilizada está entre 0,43 e 2,67%. A partir da temperatura de 510 °C é possível identificar uma variação crescente da fase paramagnética com o aumento do tempo e da temperatura, sendo mais acentuada e uniforme nas temperaturas de 570 e 600 °C. Na temperatura de 480 °C há uma maior formação inicial de precipitados na primeira hora de tratamento em relação à temperatura de 440 °C, um aumento de aproximadamente 100% de aumento, tendo em vista que já havia um percentual na amostra solubilizada (1,55%). Com 3 h de tratamento há um equilíbrio entre essas duas temperaturas, entretanto com 7 h de tratamento houve um aumento em relação ao tempo de 3 h de aproximadamente 12% na temperatura de 440 °C, enquanto a 480 °C ocorreu um aumento de 135% , levando em consideração que na amostra solubilizada há apenas austenita retida. Esses pontos serão melhor analisados na seção 4.2 deste artigo.

#### 3.3. Tração

Foram realizados ensaios de tração na amostra apenas solubilizada, no estado como recebido, e nas temperaturas de envelhecimento a 440, 480 e 570 °C somente no tempo de 3 h.

Na Tabela 5 estão apresentados os valores do limite de resistência a tração (LRT), limite de resistência ao escoamento (LRE) e alongamento percentual (%) obtidos no ensaio de tração, bem como os valores de dureza de cada condição de tratamento.

As propriedades mecânicas das amostras tratadas e avaliadas com ensaio de tração e de dureza Rockwell C, dentro das condições averiguadas, mostraram um comportamento mecânico influenciado pelo parâmetro temperatura. O tratamento de envelhecimento tem o objetivo de aumentar a resistência mecânica do material solubilizado, o que foi verificado em todas os parâmetros de tratamento. Com aumento da

**Tabela 3:** Resultados do ensaio de dureza.

| AMOSTRA | CONDIÇÕES DE TRATAMENTO      |                         | DUREZA (HRC) |       |
|---------|------------------------------|-------------------------|--------------|-------|
|         | PARÂMETROS DE ENVELHECIMENTO |                         | MÉDIA        | ERRO  |
|         | TEMPERATURA (°C)             | TEMPO DE TRATAMENTO (H) |              |       |
| 1       | Solubilizado                 | –                       | 28,59        | 1,95  |
| 2       | 440                          | 1                       | 44,18        | 0,31  |
| 3       |                              | 3                       | 48,53        | 0,15  |
| 4       |                              | 5                       | 50,81        | 0,08  |
| 5       |                              | 7                       | 53,07        | 0,20  |
| 6       |                              | 480                     | 1            | 46,37 |
| 7       | 3                            |                         | 52,24        | 0,23  |
| 8       | 5                            |                         | 53,64        | 0,39  |
| 9       | 7                            |                         | 53,48        | 0,11  |
| 10      | 510                          |                         | 1            | 50,24 |
| 11      |                              | 3                       | 52,20        | 0,30  |
| 12      |                              | 5                       | 41,14        | 0,68  |
| 13      |                              | 7                       | 39,53        | 1,30  |
| 14      |                              | 530                     | 1            | 49,62 |
| 15      | 3                            |                         | 51,75        | 0,22  |
| 16      | 5                            |                         | 48,38        | 0,41  |
| 17      | 7                            |                         | 47,95        | 1,07  |
| 18      | 550                          |                         | 1            | 51,32 |
| 19      |                              | 3                       | 51,35        | 0,03  |
| 20      |                              | 5                       | 51,02        | 0,19  |
| 21      |                              | 7                       | 50,75        | 0,13  |
| 22      |                              | 570                     | 1            | 49,44 |
| 23      | 3                            |                         | 49,28        | 0,35  |
| 24      | 5                            |                         | 48,69        | 0,54  |
| 25      | 7                            |                         | 48,88        | 0,11  |
| 26      | 600                          |                         | 0,25         | 48,02 |
| 27      |                              | 1                       | 48,13        | 0,27  |
| 28      |                              | 3                       | 43,92        | 1,72  |
| 29      |                              | 5                       | 45,37        | 0,26  |
| 30      |                              | 7                       | 40,84        | 0,50  |

temperatura da condição de tratamento térmico, foi observado o aumento em torno de 86% no limite de resistência ao escoamento, de 81% no limite de resistência à tração, acompanhado de uma diminuição 73% no alongamento percentual na temperatura de 440 °C em relação à amostra solubilizada, tornando-se mais acentuada na temperatura de 480 °C. A amostra tratada sob a condição de 570 °C foi afetada pelo superenvelhecimento, coalescimento dos precipitados e formação da austenita revertida, onde foi observado o aumento do alongamento [60], acompanhado de uma diminuição do limite de resistência ao escoamento e do limite de resistência à tração em relação à temperatura de 480 °C [2, 27, 28]. Nesta temperatura a fase “dura” da martensita pode suportar altos níveis de tensão durante a deformação, enquanto a austenita pode atuar como uma fase “mole” para coordenar a deformação [73, 74].

## 4. DISCUSSÃO

### 4.1. Dureza

Na Figura 1a pode-se observar que para o mesmo período de encharque a amostra na temperatura de 480 °C alcança valores mais elevados de dureza do que a amostra a 440 °C. Isto ocorre devido aos tipos de precipitados

**Tabela 4:** Resultados do ensaio de ferritoscopia.

| AMOSTRA | PARÂMETROS DE ENVELHECIMENTO |                         | MEDIDA PARAMAGNÉTICA (%) |      |
|---------|------------------------------|-------------------------|--------------------------|------|
|         | TEMPERATURA (°C)             | TEMPO DE TRATAMENTO (H) | MÉDIA                    | ERRO |
| 1       | Solubilizado                 | –                       | 1,55                     | 1,12 |
| 2       | 440                          | 1                       | 3,16                     | 1,06 |
| 3       |                              | 3                       | 4,46                     | 0,68 |
| 4       |                              | 5                       | 4,09                     | 0,51 |
| 5       |                              | 7                       | 4,82                     | 0,79 |
| 6       |                              | 480                     | 1                        | 4,79 |
| 7       | 3                            |                         | 4,43                     | 0,69 |
| 8       | 5                            |                         | 6,51                     | 0,74 |
| 9       | 7                            |                         | 8,34                     | 0,36 |
| 10      | 510                          | 1                       | 5,84                     | 1,08 |
| 11      |                              | 3                       | 12,15                    | 0,42 |
| 12      |                              | 5                       | 9,70                     | 0,39 |
| 13      |                              | 7                       | 14,00                    | 0,39 |
| 14      | 530                          | 1                       | 10,16                    | 1,39 |
| 15      |                              | 3                       | 12,87                    | 1,47 |
| 16      |                              | 5                       | 12,4                     | 0,61 |
| 17      |                              | 7                       | 13,86                    | 1,19 |
| 18      | 550                          | 1                       | 11,78                    | 1,04 |
| 19      |                              | 3                       | 13,93                    | 0,67 |
| 20      |                              | 5                       | 17,3                     | 1,99 |
| 21      |                              | 7                       | 16,96                    | 0,90 |
| 22      | 570                          | 1                       | 16,05                    | 1,58 |
| 23      |                              | 3                       | 22,51                    | 1,20 |
| 24      |                              | 5                       | 26,12                    | 1,31 |
| 25      |                              | 7                       | 22,65                    | 1,10 |
| 26      | 600                          | 0,25                    | 10,79                    | 1,50 |
| 27      |                              | 1                       | 25,36                    | 1,03 |
| 28      |                              | 3                       | 32,27                    | 0,55 |
| 29      |                              | 5                       | 32,74                    | 0,73 |
| 30      |                              | 7                       | 32,21                    | 0,69 |

**Tabela 5:** Propriedades obtidas por meio do ensaio de tração na amostra CR e envelhecidas nas temperaturas de 440, 480 e 570 °C no tempo de 3 h.

| PARÂMETROS DE ENVELHECIMENTO (°C/H) | RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (MPA) | RESISTÊNCIA AO ESCOAMENTO (MPA) | DUREZA (HRC) | ALONGAMENTO (%) |
|-------------------------------------|----------------------------|---------------------------------|--------------|-----------------|
| Solubilizado                        | 977,39 ± 5,43              | 919,97 ± 8,56                   | 28,59 ± 1,95 | 17,96 ± 0,34    |
| 440 °C/3 h                          | 1767,83 ± 37,43            | 1717,12 ± 43,17                 | 48,53 ± 0,15 | 10,15 ± 0,84    |
| 480 °C/3 h                          | 1834,72 ± 26,19            | 1691,42 ± 33,42                 | 52,24 ± 0,23 | 11,70 ± 1,10    |
| 570 °C/3 h                          | 1217,83 ± 127,81           | 1192,43 ± 123,52                | 49,28 ± 0,35 | 14,20 ± 0,70    |

formados nas temperaturas a partir de 450 °C, que produzem envelhecimento mais rápido e intenso, trazendo maior resistência ao aço. O envelhecimento a baixas temperaturas (440 e 480 °C) mostra que a dureza aumenta lenta e continuamente em comparação com o envelhecimento em temperaturas mais altas. A Figura 1b mostra a evolução da dureza para as temperaturas a partir de 510 °C. Nas temperaturas de 550 e 600 °C, a diferença dos valores de dureza, obtidos nas amostras tratadas nos 2 (dois) primeiros tempos de encharque de cada temperatura, ficaram dentro da faixa de erro das medidas, como pode ser visto na Tabela 3. Desta forma, o pico de dureza das temperaturas de 600 e 550 °C são 15 min e 1 h, respectivamente. Assim é possível verificar que o pico de

dureza tende a diminuir o valor, ocorrendo mais rapidamente com o aumento da temperatura de envelhecimento, de modo que nas temperaturas de 510 e 530 °C o pico de dureza é alcançado com 3 h de tratamento, em 550 e 570 °C com 1 h e na temperatura de 600 °C em 15 min, conforme apresentado na Figura 2. Estudos anteriores observaram que a partir de 560 °C, o superenvelhecimento ocorre mais rapidamente devido a precipitação de Fe<sub>2</sub>Mo que mantém a dureza em um nível mais alto para tempos de envelhecimento mais longos [27]. Para as amostras envelhecidas a 600 °C, essa diminuição se inicia após 1 h de envelhecimento, em concordância com outros resultados publicados [75].

Na Figura 3 pode-se observar nas temperaturas de 440 e 480 °C que o pico de dureza foi alcançado no tempo de 7 h. Estudos anteriores mostraram que na temperatura de 440 °C a dureza aumenta com o aumento do tempo de envelhecimento até alcançar um patamar e, mesmo após 50 h de tratamento, não ocorreu o fenômeno de superenvelhecimento ou formação de austenita revertida [76].

O aumento inicial nos valores de dureza do material, mostrado na Figura 1, indica que a austenita revertida ainda não existe nessas condições, e a formação de precipitados se torna responsável por esse ganho de dureza [75]. Observando a primeira hora de envelhecimento em cada temperatura, até 550 °C, quanto maior a temperatura, maior o valor da dureza, conforme é visto na Figura 3. Nas altas temperaturas, comportamento semelhante de aumento dos valores de dureza é observado nas curvas referentes aos tempos de envelhecimento de 5 e 7 h, a partir de 510 °C até a temperatura de 550 °C, seguido de uma diminuição contínua até 600 °C. Resultados semelhantes foram encontrados em estudos anteriores [29, 75] desenvolvidos em *maraging* 300 envelhecido a 510 °C e em outras temperaturas próximas das investigadas neste artigo.

#### 4.2. Ferritoscopia

A Figura 4 mostra o gráfico de evolução da dureza de cada temperatura ao longo do tempo (curvas superiores), assim como a medida da porcentagem da fase paramagnética (curvas inferiores) obtida no ensaio de ferritoscopia. A partir da temperatura de 510 °C é visível uma variação crescente da fase paramagnética com o aumento do tempo e da temperatura, sendo mais acentuada e uniforme nas temperaturas de 570 e 600 °C. Na Figura 4a vê-se na temperatura de 440 °C, que ocorre uma pequena variação da fase paramagnética na

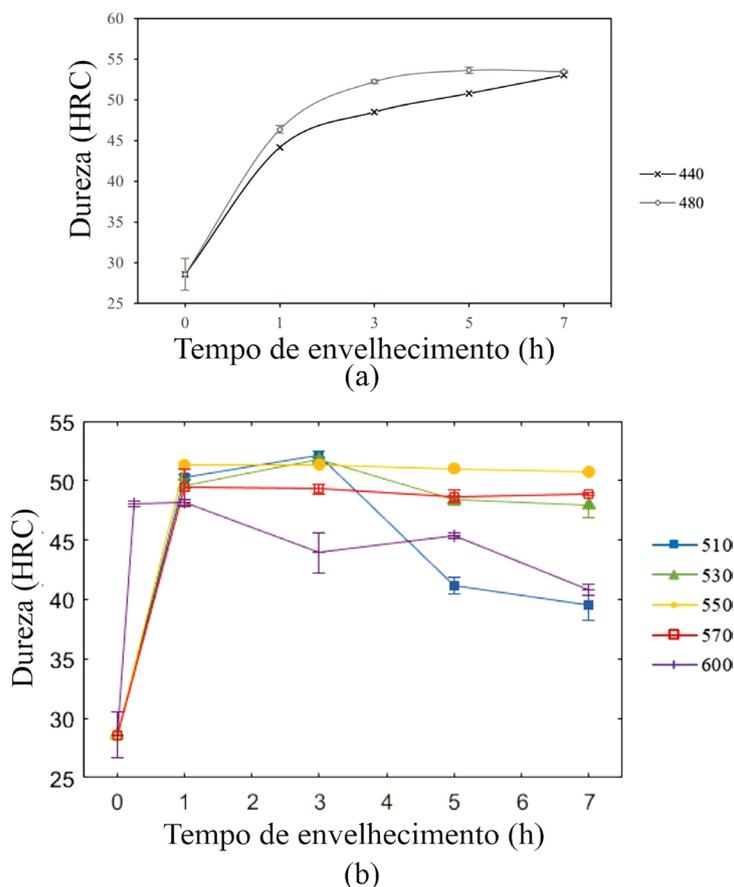


Figura 1: Valores de dureza para temperaturas (a) de 440 e 480 °C (b) de 510 a 600 °C.

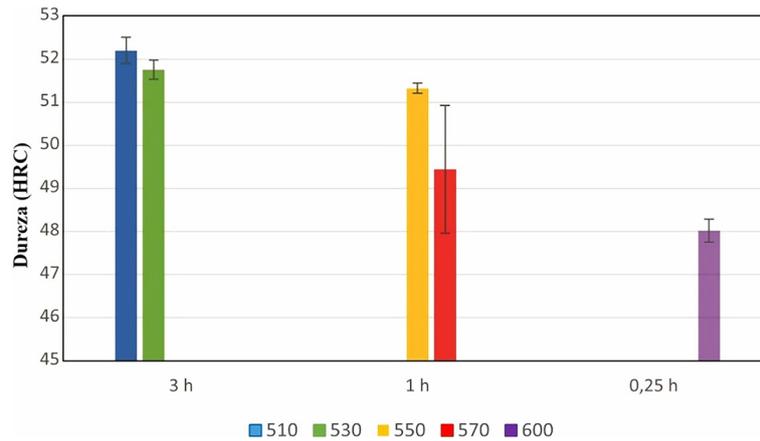


Figura 2: Valores de pico de dureza para temperaturas de 510 a 600 °C.

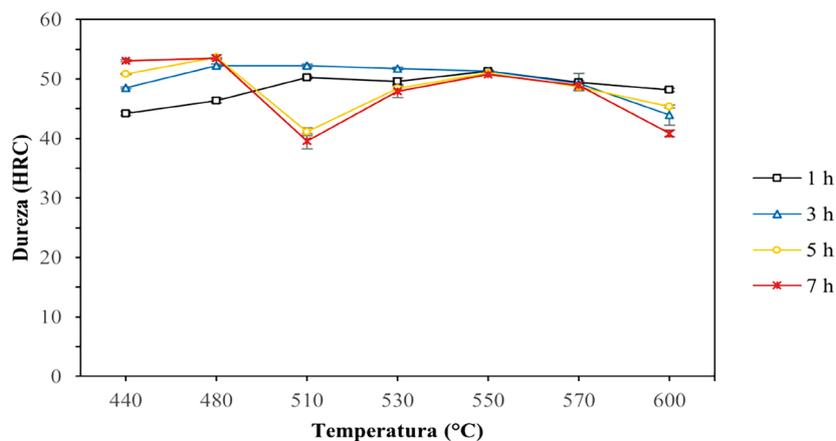
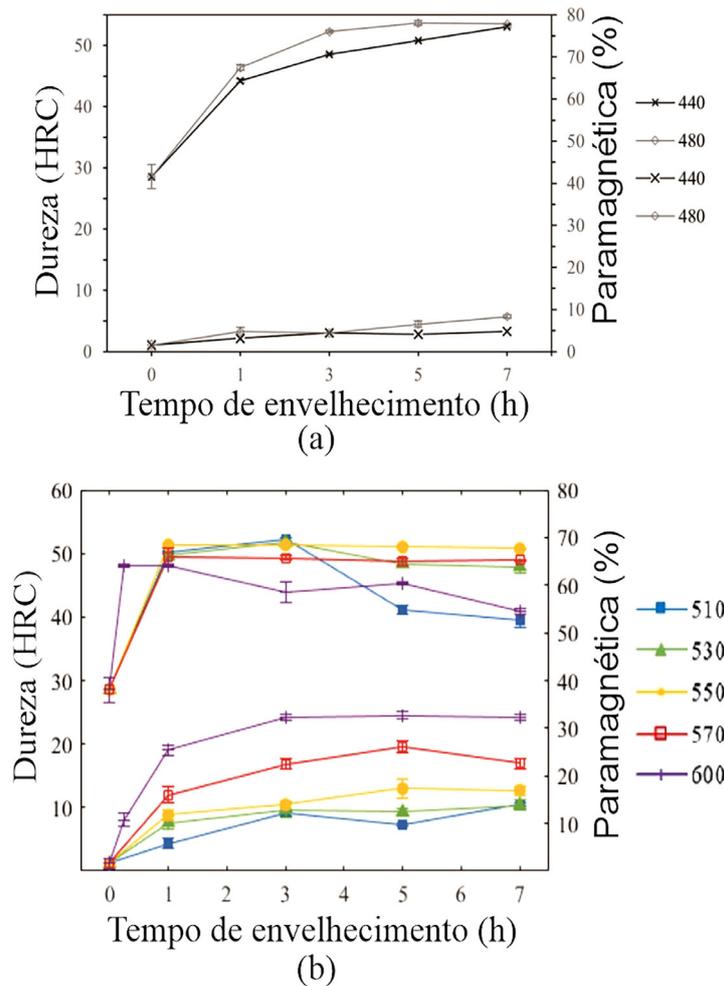


Figura 3: Valores de pico de dureza para temperaturas de 510 a 600 °C.

primeira hora de ensaio, sendo esta variação referente à formação de precipitados, que se mantêm praticamente inalterada após 7 h de ensaio. Na temperatura de 480 °C há uma maior formação inicial de precipitados, que praticamente não varia até 3 h de envelhecimento, para aumentar em torno de 90% de seu valor após 4 h de tratamento. Possivelmente este aumento na quantidade de precipitados, aliado ao aumento da temperatura proporciona uma maior taxa de aumento da dureza em relação à temperatura de 440 °C, fazendo com que em pouco mais de 1 h alcance altos valores de dureza, em torno de 50 HRC. O endurecimento por envelhecimento em baixa temperatura (<450 °C) é produzido por fases ordenadas e coerentes como  $\mu$ , S e X. O envelhecimento acima de 450 °C produz um endurecimento intenso devido à precipitação de Fases  $Ni_3(Mo, Ti)$  e  $Fe_2Mo$  [26, 30, 44].

Quando o material está envelhecido a 570 °C, a nucleação e o crescimento de partículas acontecem mais rapidamente. Nessa temperatura o decaimento do valor de máxima dureza é consequência da dissolução parcial dos compostos intermetálicos  $Ni_3(Ti, Mo)$  dando lugar a formação do  $Fe_2Mo$ , que ainda mantém altas durezas por tempos prolongados de envelhecimento [27]. Embora a austenita já tenha sido detectada em outros trabalhos nas temperaturas próximas a 570 °C com 3 h de envelhecimento, na Figura 4b não se percebe diminuição no valor de dureza a partir desse ponto. Uma possível explicação para isso é que a fração volumétrica de austenita revertida nesta condição seja ser menor que a fração volumétrica dos precipitados já formados e, portanto, ainda não influencia nos resultados de dureza do material [75].

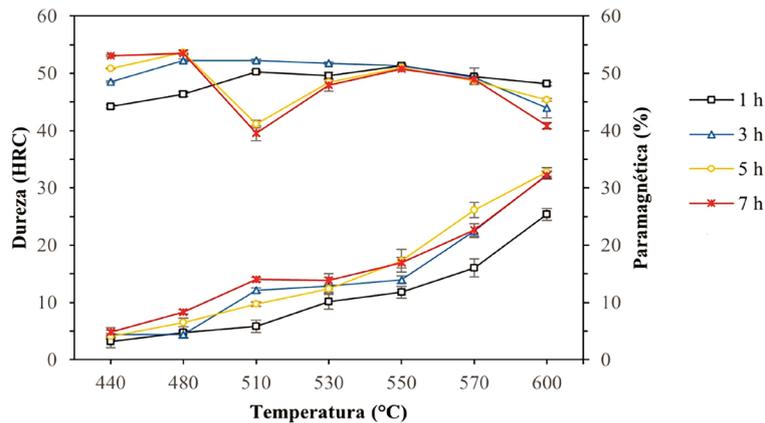
Pode-se observar que o aumento da temperatura de envelhecimento influencia visivelmente na porcentagem da fase paramagnética que cresce principalmente a partir de 510 °C. Esse aumento percentual pode ser causado pelo crescimento e coalescimento dos precipitados que começam a se formar nos instantes iniciais do tratamento, além da formação crescente de austenita revertida que ocorre com o aumento da temperatura e função do tempo de envelhecimento. A fração volumétrica das fases paramagnéticas formadas, principalmente nas altas temperaturas de envelhecimento, aumenta quando a temperatura de envelhecimento aumenta, tendência que pode ser observada desde a primeira hora de tratamento, conforme é visto na Figura 5. Estudos recentes



**Figura 4:** Valores de dureza (superiores) e porcentagem da fase paramagnética (inferiores) para cada tempo de envelhecimento para temperaturas (a) de 440 e 480 °C (b) de 510 a 600 °C.

também observaram esta tendência da fase paramagnética, mesmo que a presença de austenita revertida não tenha sido observada na primeira hora de tratamento em quantidade suficiente para ser quantificada nos ensaios realizados [75].

O fenômeno de superenvelhecimento é caracterizado pela queda da dureza com o aumento do tempo de tratamento devido à formação de austenita revertida, assim como devido ao crescimento, à coalescência e à incoerência dos precipitados [58]. Observando a evolução dos valores de dureza nas altas temperaturas para as curvas referentes aos tempos de 5 e 7 h de envelhecimento na Figura 5, pode-se observar que se referem às menores valores de dureza em cada temperatura, apesar de estarem dentro da faixa de erro da medida nas temperaturas de 550 e 570 °C. O fenômeno do superenvelhecimento foi bastante acentuado nas temperaturas de 510 e 600 °C, com uma diminuição de 24,3 e 15,2%, respectivamente, nos valores de dureza entre o pico de dureza e 7 h de tratamento. Apesar da maior quantidade de fase paramagnética (austenita e precipitados) na temperatura de 600 °C, essa temperatura obteve maior dureza que a temperatura de 510 °C nos tempos acima de 3 h. Isso significa que, apesar da reversão da austenita, o endurecimento significativo ainda pode ocorrer devido à precipitação de  $Fe_2Mo$  que ocorre simultaneamente com a formação de austenita e após a dissolução de  $Ni_3(Ti, Mo)$ . Na temperatura de 600 °C, a influência da reversão da austenita é mais direcionada ao aumento da ductilidade do material, enquanto a ação dos precipitados  $Ni_3(Ti, Mo)$  e  $Fe_2Mo$  atua na manutenção da dureza [59]. Em relação a temperatura de 510 °C esta característica da curva sugere que a perda de resistência mecânica seja causada pelo aumento da distância média entre as partículas ou pelo engrossamento dos precipitados, permitindo o movimento de discordância, não forçando o cisalhamento dos precipitados, que é o principal mecanismo de reforço para aços maraging à base de Ni. Na temperatura de 510 °C, ocorre a dissolução dos precipitados de  $Ni_3(Ti, Mo)$  e  $Ni_3Mo$ , mas ainda uma insuficiente formação de  $Fe_2Mo$ , fato que pode ter acarretado uma dureza menor no material [28, 48, 77, 78]. FEITOSA *et al.* [79] observaram  $Ni_3Ti$ ,  $Fe_2Mo$  e austenita no maraging 350 após



**Figura 5:** Valores de dureza (4 superiores) e porcentagem da fase paramagnética (4 inferiores) para cada temperatura ensaiada.

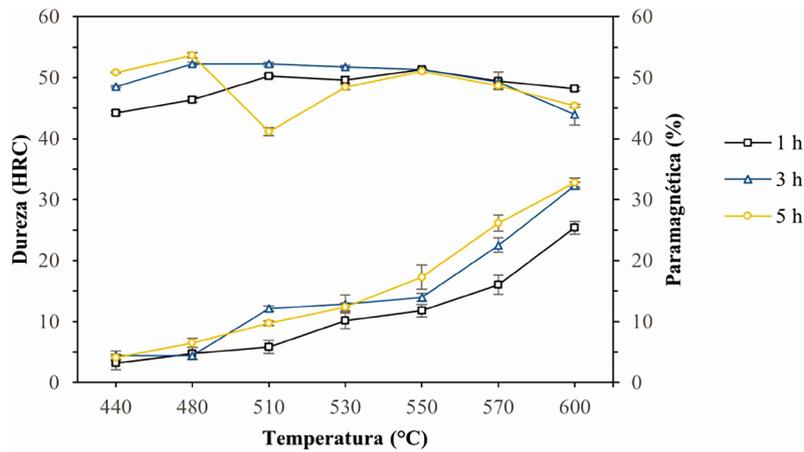
30 minutos de envelhecimento a 600 °C, mostrando que nos primeiros minutos de envelhecimento já ocorrem a dissolução dos precipitados para formação de  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ .

Na Figura 6, onde retirou-se o tempo de 7 h para melhor visualização, vê-se na temperatura de 510 °C um aumento da dureza de 1 para 3 h ao mesmo tempo que aumenta a fase paramagnética, possivelmente pela formação de precipitados. Com 5 h de tratamento na temperatura de 510 °C ocorre a diminuição da dureza por consequência da diminuição da fase paramagnética, ou seja, ocorre a dissolução dos precipitados sem grande formação de austenita. O mesmo ocorre na temperatura de 530 °C, os precipitados finos de  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  bem distribuídos ainda são a principal fase de reforço para o aço *maraging* nesta temperatura de envelhecimento, entretanto a formação de  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  ainda contribui muito pouco para o aumento da dureza. Quando a amostra é envelhecida por 5 h, a quantidade de austenita revertida ainda é pequena, pois a reversão da austenita é mais intensa nas temperaturas mais elevadas e períodos mais prolongados [27].

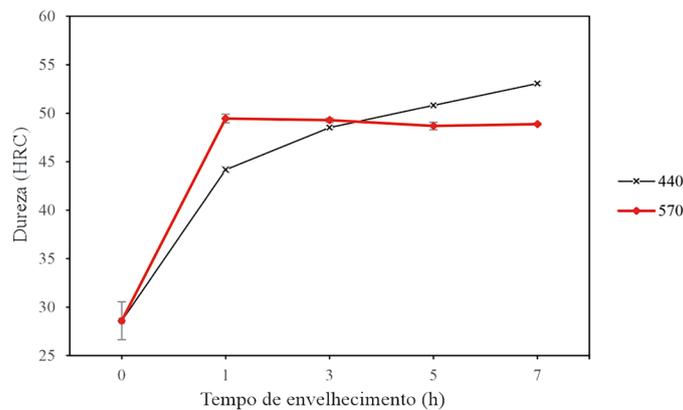
### 4.3. Tração

Como citado inicialmente, o reforço no envelhecimento à baixa temperatura (<450 °C) é produzido por fases ordenadas e coerentes como as fases  $\mu$ , S e/ou  $\omega$  (rico em molibdênio) e fase X, enquanto o envelhecimento acima de 450 °C produz um rápido e intenso endurecimento devido à precipitação de  $\text{Ni}_3(\text{Mo}, \text{Ti})$ . A escolha dos parâmetros de envelhecimento para o ensaio de tração foi baseada na intenção de comparar a temperatura de 440 °C, em função do tipo de precipitados formados nesta temperatura ter características diferentes das outras amostras com temperaturas maiores que 450 °C, e a temperatura de 480 °C, por ser uma temperatura comercialmente utilizada como temperatura de maior resistência nos tratamentos de envelhecimento. Para compor as amostras para o ensaio de tração buscou-se uma temperatura, que sofresse a influência do superenvelhecimento, sendo a partir de 550 °C por possuir maior quantidade de austenita revertida nas primeiras horas de envelhecimento [57–59] e tivesse um valor de dureza próximo de alguma das medidas obtidas da temperatura de 440 °C. Com base nesses dois fatores, foi escolhida a temperatura de 570 °C para o ensaio de tração, pois é possível observar na Figura 7 que as curvas de dureza das temperaturas de 440 e 570 °C se interceptam próximas do tempo de 3 h. Em função disto, foram escolhidos esses parâmetros de envelhecimento, temperatura de 570 °C e tempo de 3 h, para comparação das propriedades mecânicas de tração desta temperatura, sob influência do superenvelhecimento, com as temperaturas de 440 e 480 °C, tomando como referência a amostra CR.

Com relação à influência do aumento de temperatura de envelhecimento nas propriedades mecânicas do material, pode-se concluir, observando a Figura 8b, que em relação à amostra solubilizada, tem-se um aumento da dureza e dos limites de resistência, com uma consequente diminuição da ductilidade, representada pelo alongamento percentual das amostras no ensaio de tração. Na temperatura de 570 °C em relação à 480 °C, há uma diminuição dos limites de resistência, bem como um aumento acentuado do alongamento e da fase paramagnética, Figura 8a, este último, principalmente, pela formação da austenita revertida. A reversão da austenita ocorre nas temperaturas a partir de 510 °C com a influência do fenômeno de superenvelhecimento, dando ao material mais tenacidade e consequentemente aumentando a ductilidade.



**Figura 6:** Valores de dureza (3 superiores) e porcentagem da fase paramagnética (3 inferiores) para cada tempo de ensaio em função da temperatura.



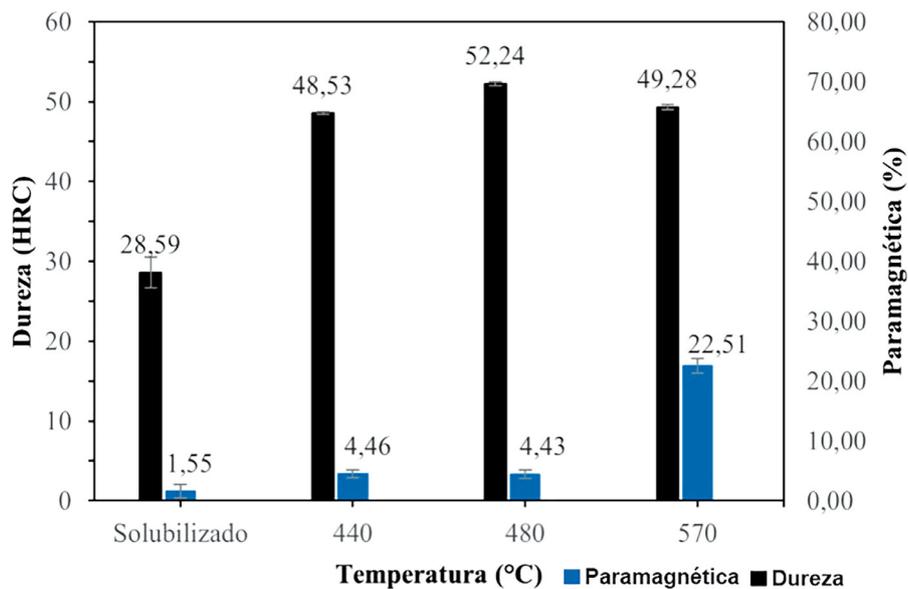
**Figura 7:** Valores de dureza para as temperaturas de 440 e 570 °C em função da temperatura.

## 5. CONCLUSÕES

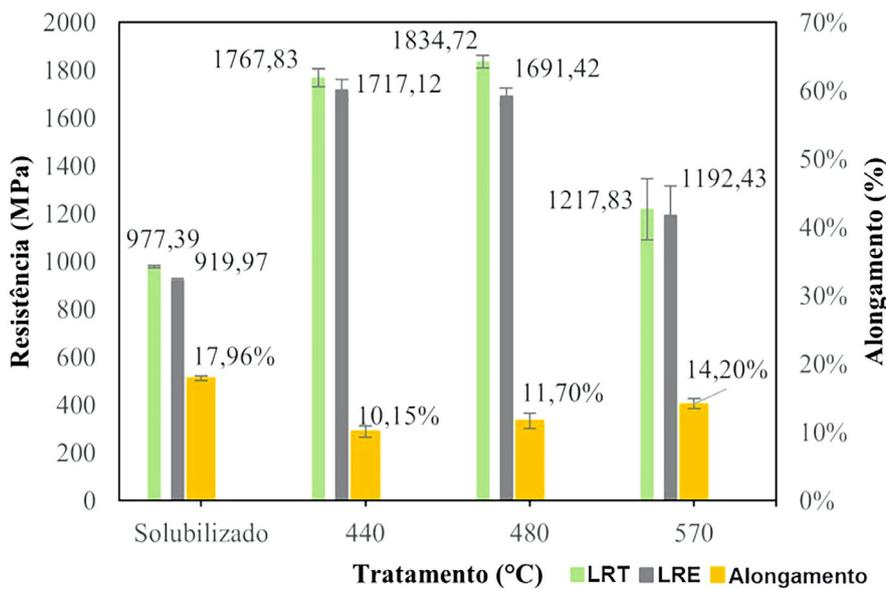
As amostras envelhecidas até o tempo de 7 h mostraram um aumento de dureza em relação à amostra solubilizada, seguindo um padrão para as amostras envelhecidas a baixas temperaturas (<500 °C), onde a dureza aumenta com o aumento da temperatura e com o tempo de envelhecimento em cada temperatura. Para as amostras tratadas em altas temperaturas (>500 °C) a dureza foi influenciada pelo fenômeno de superenvelhecimento, que envolve tanto a cinética de precipitação, quanto a formação de austenita revertida. Inicialmente a cinética de precipitação promove a diminuição da dureza pelo engrossamento, coalescimento e dissolução dos precipitados, fazendo com que ocorra uma grande diminuição da dureza entre o pico de dureza e o tempo de 7 h na temperatura de 510 °C. Esta diferença vai diminuindo com o aumento da temperatura, chegando ao mínimo em 570 °C e voltando a aumentar na temperatura de 600 °C, pela influência da cinética de precipitação e formação da austenita revertida. A diminuição percentual da dureza foi de 24,3, 7,3, 1,2, 1,1 e 15,2% nas temperaturas 510, 530, 550, 570 e 600 °C, respectivamente.

A formação da fase paramagnética para um mesmo tempo de tratamento recebe grande influência da temperatura de envelhecimento, aumentando percentualmente com o aumento de temperatura, Figura 5, enquanto para uma mesma temperatura o aumento é crescente desde a primeira hora de tratamento, alcançando os maiores percentuais nos tempos mais prolongados.

Foi observado que, para o mesmo tempo de envelhecimento de 3 h, as propriedades mecânicas são fortemente influenciadas pela temperatura de tratamento. Em baixas temperaturas de envelhecimento, a dureza, os limites de resistência à tração e ao escoamento aumentam, com redução da ductilidade em relação à amostra apenas solubilizada. É possível observar, na Figura 8b, que a ductilidade das amostras envelhecidas diminuiu e o limite de resistência ao escoamento aumentou em relação à amostra CR, de modo que a temperatura de 440 °C obteve a maior variação nos valores de ductilidade e limite de escoamento, enquanto na temperatura de 570 °C os valores obtidos foram mais próximos dos valores da amostra apenas solubilizada. As amostras de 440 e 570 °C, mesmo tendo valores próximos de dureza, a influência do superenvelhecimento na amostra de 570 °C,



(a)



(b)

**Figura 8:** (a) Valores de dureza e porcentagem da fase paramagnética (b) Valores do limite de resistência a tração (LRT), limite de resistência ao escoamento (LRE) e alongamento percentual (%) obtidos no ensaio em questão para a amostra solubilizada (CR) e nas temperaturas de envelhecimento de 440, 480 e 570 °C no tempo de 3 h.

resultou numa diminuição em torno de 31% na resistência mecânica e um aumento em torno de 40% na ductilidade, em comparação com a amostra envelhecida em 440 °C, como visto na Figura 8b.

Para utilização dos aços de alta resistência em blindagens metálicas em camadas, utiliza-se uma placa frontal feita de aço de maior dureza em comparação com a placa de aço traseira, com a finalidade de deformar o projétil, reduzindo sua energia cinética antes de impactar a camada seguinte, que é composta de um aço de menor resistência e maior tenacidade para absorver a energia restante do projétil [80, 81]. Estudos já mostraram que uma pequena quantidade de austenita retida também ajuda a melhorar as propriedades balísticas do aço [52], entretanto, os valores de alguns parâmetros levantados para os aços carbonos devem ser revistos para o caso do aço *maraging*, tendo em vista ser um aço com baixíssimo teor de carbono, o que lhe traz características específicas. Os resultados obtidos neste artigo permitem sugerir que o aço *maraging* possa ser testado em blindagens

balísticas multicamadas, com diferentes configurações de tratamento, de modo que a camada frontal tenha maior resistência e dureza, enquanto a camada traseira possua maior tenacidade.

## 6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Laboratório de Ensaio Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) - COPPE – UFRJ pelo apoio no ensaio de ferritoscopia.

## 7. BIBLIOGRAFIA

- [1] SHA, W., GUO, Z., *Maraging Steels: Modelling of Microstructure, Properties and Applications*, Oxford, Woodhead Publishing, 2009. doi: <http://doi.org/10.1533/9781845696931>.
- [2] HE, Y., YANG, K., SHA, W., “Microstructure and mechanical properties of a 2000 MPa grade co-free maraging steel”, *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 36, n. 9, pp. 2273-2287, 2005. doi: <http://doi.org/10.1007/s11661-005-0100-9>.
- [3] LANG, F.H., KENYON, N., “Welding of maraging steels”, *ATB METALLURGIE*, v. 11, n. 4, pp. 216–268, 1971.
- [4] TARIQ, F., BALOCH, R.A., AHMED, B., *et al.*, “Investigation into microstructures of maraging steel 250 weldments and effect of post-weld heat treatments”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 19, n. 2, pp. 264–273, 2010. doi: <http://doi.org/10.1007/s11665-009-9455-1>.
- [5] SHEKHTER, A., MILLER, M.K., AARONSON, H.I., *et al.*, “Effect of aging and deformation on the microstructure and properties of Fe-Ni-Ti maraging steel”, *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 35, pp. 973–983, 2004.
- [6] LEE, H., “Role of chromium on mechanical properties of Fe-Mn-Ni-Mo-Ti maraging steels”, *Metals and Materials*, v. 1, n. 1, pp. 77–83, 1995. doi: <http://doi.org/10.1007/BF03055327>.
- [7] SCHIAVO, C.P., ZUCARELLI, T.A., REIS, D.A.P., “Maraging 300 steel plasma welding characterization for aerospace application”, *Materials Research*, v. 26, n. 1, pp. e20220532, 2023. doi: <http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2022-0532>.
- [8] DA FONSECA, D.P.M., MELO FEITOSA, A.L., DE CARVALHO, L.G., *et al.*, “A short review on ultra-high-strength maraging steels and future perspectives”, *Materials Research*, v. 24, n. 1, pp. e20200470, 2021. doi: <http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2020-0470>.
- [9] VASUDEVAN, V.K., KIM, S.J., WAYMAN, C.M., “Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 Wt Pct nickel maraging steels”, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 21, n. 10, pp. 2655–2668, 1990. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02646061>.
- [10] SHA, W., “Quantification of age hardening in maraging steels and an Ni-base superalloy”, *Scripta Materialia*, v. 42, n. 6, pp. 549–553, 2000. doi: [http://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00394-2](http://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00394-2).
- [11] TAVARES, S.S.M., ABREU, H.F.G., NETO, J.M., *et al.*, “A thermomagnetic study of the martensite-austenite phase transition in the maraging 350 steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 358, n. 1-2, pp. 152–156, 2003. doi: [http://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00335-9](http://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00335-9).
- [12] SHA, W., CERESO, A., SMITH, G.D.W., “Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part III. Model alloys”, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 24, n. 6, pp. 1241–1249, 1993. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02668192>.
- [13] CUNHA, D.F., *et al.*, “Estudo do comportamento dinâmico de blindagem poliondular em proteção balística”, In: *73º Congresso Anual da ABM - Internacional*, Outubro 2018.
- [14] CUNHA, D.F., “*Comportamento dinâmico de placas metálicas poliondulares e sua aplicação em blindagens balísticas*”, Tese de M.Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2019.
- [15] GOUVÊA, R.A., ARAGÃO-FILHO, I.S., SANTANA, S.V., *et al.*, “Análise de superfície de fratura de aço maraging 250 após impacto balístico com munição 7,62x51 mm”, In: *XIII ECTM - Encontro de Ciências e Tecnologia de Materiais*, Dezembro 2022.
- [16] GOUVÊA, R.A., “*Estudo dos efeitos de tratamentos térmicos e configurações de placas poliondulares de aço maraging 250 para proteção balística*”, Tese de M.Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2023.
- [17] COSTAS, M., EDWARDS-MOWFORTH, M., KRISTOFFERSEN, M., *et al.*, “Ballistic impact resistance of additive manufactured high-strength maraging steel: an experimental study”, *International Journal of Protective Structures*, v. 12, n. 4, pp. 577–603, 2021. doi: <http://doi.org/10.1177/20414196211035486>.

- [18] SZACHOGLUCHOWICZ, I., FIKUS, B., GRZELAK, K., *et al.*, “Selective Laser Melted M300 maraging steel—material behaviour during ballistic testing”, *Materials (Basel)*, v. 14, n. 10, pp. 2681, 2021. doi: <http://doi.org/10.3390/ma14102681>. PubMed PMID: 34065432.
- [19] GOVINDA RAJULU, C., GOPALA KRISHNA, A., “Aging behaviour and tensile strength of maraging steel processed by laser welding”, *International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development*, v. 8, n. 4, pp. 349–356, 2018. doi: <http://doi.org/10.24247/ijmperdaug201837>.
- [20] NUNES, G.C.S., SARVEZUK, P.W.C., BIONDO, V., *et al.*, “Structural and magnetic characterization of martensitic Maraging-350 steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 646, pp. 321–325, 2015. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.008>.
- [21] TAN, C., ZHOU, K., MA, W., *et al.*, “Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel”, *Materials & Design*, v. 134, pp. 23–34, 2017. doi: <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.026>.
- [22] TARASENKO, L.V., TITOV, V.I., ELYUTINA, L.A., “Control of variation of properties of maraging chromium-nickel steels in long-term heating”, *Metal Science and Heat Treatment*, v. 52, n. 5-6, pp. 251–254, 2010. doi: <http://doi.org/10.1007/s11041-010-9259-9>.
- [23] WANG, W., YAN, W., DUAN, Q., *et al.*, “Study on fatigue property of a new 2.8 GPa grade maraging steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 527, n. 13-14, pp. 3057–3063, 2010. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.002>.
- [24] KITAHARA, H., UEJI, R., TSUJI, N., *et al.*, “Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel”, *Acta Materialia*, v. 54, n. 5, pp. 1279–1288, 2006. doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.001>.
- [25] PERELOMA, E.V., STOHR, R.A., MILLER, M.K., *et al.*, “Observation of precipitation evolution in Fe-Ni-Mn-Ti-Al maraging steel by atom probe tomography”, *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 40, n. 13, pp. 3069–3075, 2009. doi: <http://doi.org/10.1007/s11661-009-9993-z>.
- [26] MAGNÉE, A., DRAPIER, J.M., DUMONT, J., *et al.*, *Cobalt Containing High-Strength Steels*, Bruxelles, Bélgica, Centre D’Information Du Cobalt, 1974.
- [27] VISWANATHAN, U.K., DEY, G.K., ASUNDI, M.K., “Precipitation hardening in 350 Grade Maraging steel”, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 24, n. 11, pp. 2429–2442, 1993. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02646522>.
- [28] VISWANATHAN, U.K., DEY, G.K., SETHUMADHAVAN, V., “Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 398, n. 1–2, pp. 367–372, 2005. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.074>.
- [29] SHA, W., CERESO, A., SMITH, G.D.W., “Phase chemistry and precipitation reactions in Maraging steels: Part I. Introduction and study of Co-containing C-300 steel”, *Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 24A, n. 6, pp. 1221–1232, 1993. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02668190>.
- [30] TEWARI, R., MAZUMDER, S., BATRA, I.S., *et al.*, “Precipitation in 18 wt% Ni Maraging steel of grade 350”, *Acta Materialia*, v. 48, n. 5, pp. 1187–1200, 2000. doi: [http://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00370-5](http://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00370-5).
- [31] LIAN, Y., HUANG, J., ZHANG, J., *et al.*, “Effects of cold rolling on the microstructure and properties of Fe-Cr-Ni-Mo-Ti maraging steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 712, pp. 663–670, 2018. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.041>.
- [32] SHA, W., CERESO, A., SMITH, G.D.W., “Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: part II. Co-free T-300 steel”, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 24, n. 6, pp. 1233–1239, 1993. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02668191>.
- [33] FLOREEN, S., “The physical metallurgy maraging steels”, *Metallurgical Reviews*, v. 13, n. 1, pp. 115–128, 1968. doi: <http://doi.org/10.1179/mtlr.1968.13.1.115>.
- [34] SERVANT, C., LACOMBE, P., “Structural transformations produced during tempering of Fe-Ni-Co-Mo alloys”, *Journal of Materials Science*, v. 12, n. 9, pp. 1807–826, 1977. doi: <http://doi.org/10.1007/BF00566241>.
- [35] CALDERÓN-HERNÁNDEZ, J.W., MOURA DA FONSECA, D.P., PRADA-RAMIREZ, O.M., *et al.*, “Effect of Mo content on microstructure and corrosion behavior in HCl of ultra-high strength maraging steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 712, pp. 671–678, 2018. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.042>.

- ing steels”, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 30, pp. 3112–3121, 2024. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.024>.
- [36] HE, Y., YANG, K., QU, W., *et al.*, “Strengthening and toughening of a 2800-MPa grade F22 maraging steel”, *Materials Letters*, v. 56, n. 5, pp. 763–769, 2002. doi: [http://doi.org/10.1016/S0167-577X\(02\)00610-9](http://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00610-9).
- [37] KAPOOR, R., SUNIL, S., BHARAT REDDY, G., *et al.*, “Electric current induced precipitation in maraging steel”, *Scripta Materialia*, v. 154, pp. 16–19, 2018. doi: <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.05.013>.
- [38] LEE, S., LEE, S.-J., DE COOMAN, B.C., “Austenite stability of ultrafine-grained transformation-induced plasticity steel with Mn partitioning”, *Scripta Materialia*, v. 65, n. 3, pp. 225–228, 2011. doi: <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.04.010>.
- [39] SHA, W., CERESO, A., SMITH, G., “Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part IV. Discussion and conclusions”, *Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 24, n. 6, pp. 1251–1256, 1993. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02668193>.
- [40] DA FONSECA, D.P.M., ALTOÉ, M.V.P., ARCHANJO, B.S., *et al.*, “Influence of Mo Content on the precipitation behavior of 13Ni maraging ultra-high strength steels”, *Metals*, v. 13, n. 12, pp. 1929–1941, 2023. doi: <http://doi.org/10.3390/met13121929>.
- [41] DMITRIEVA, O., PONGE, D., INDEN, G., *et al.*, “Chemical gradients across phase boundaries between martensite and austenite in steel studied by atom probe tomography and simulation”, *Acta Materialia*, v. 59, n. 1, pp. 364–374, 2011. doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.042>.
- [42] RAABE, D., SANDLÖBES, S. MILLA’N, J., *et al.*, “Segregation engineering enables nanoscale martensite to austenite phase transformation at grain boundaries: a pathway to ductile martensite”, *Acta Materialia*, v. 61, n. 16, pp. 6132–6152, 2013.
- [43] SERVANT, C., LACOMBE, P., “Structural transformations produced during tempering of Fe-Ni-Co-Mo”, *Journal of Materials Science*, v. 12, n. 9, pp. 1807–1826, 1977. doi: <http://doi.org/10.1007/BF00566241>.
- [44] LECOMTE, J.B., SERVANT, C., CIZERON, G., “A comparison of the structural evolution occurring during anisothermal or isothermal treatments in the case of nickel and manganese type maraging alloys”, *Journal of Materials Science*, v. 20, n. 9, pp. 3339–3352, 1985. doi: <http://doi.org/10.1007/BF00545204>.
- [45] DE MELO, R.V., DE OLIVEIRA, C.A.S., POFFO, C.M., *et al.*, “Structural study of undeformed and deformed maraging C300 steels using X-ray diffraction measurements”, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, v. 9, n. 5, pp. 660–667, 2020. doi: <http://doi.org/10.1007/s13632-020-00680-z>.
- [46] HABIBY, F., HAQ, U.L., KHAN, A.Q., “Influence of austenite on the coercive force, electrical resistivity and hardness of 18% Ni maraging steels”, *Materials & Design*, v. 13, n. 5, pp. 259–264, 1992. doi: [http://doi.org/10.1016/0261-3069\(92\)90186-L](http://doi.org/10.1016/0261-3069(92)90186-L).
- [47] PETERS, D.T., “A study on austenite reversion during aging of maraging steels”, *Trans. ASM*, v. 61, pp. 116, 1968.
- [48] LI, X., YIN, Z., “Reverted austenite during aging in 18Ni (350) maraging steel”, *Materials Letters*, v. 24, n. 4, pp. 239–242, 1995. doi: [http://doi.org/10.1016/0167-577X\(95\)00109-3](http://doi.org/10.1016/0167-577X(95)00109-3).
- [49] PERELOMA, E.V., SHEKHTER, A., MILLER, M.K., *et al.*, “Ageing behavior of an Fe-20Ni-1.8 Mn-1.6 Ti-0.59 Al (wt%) maraging alloy: clustering, precipitation and hardening”, *Acta Materialia*, v. 52, n. 19, pp. 5589–5602, 2004. doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.08.018>.
- [50] WANG, M.M., TASAN, C.C., PONGE, D., *et al.*, “Smaller is less stable: size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in TRIP-maraging steels”, *Acta Materialia*, v. 79, pp. 268–281, 2014. doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.020>.
- [51] XIONG, X.C., CHEN, B., HUANG, M.X., *et al.*, “The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel”, *Scripta Materialia*, v. 68, n. 5, pp. 321–324, 2013. doi: <http://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.11.003>.
- [52] JENA, P.K., SIVA KUMAR, K., RAMA KRISHNA, V., *et al.*, “Studies on the role of microstructure on performance of a high strength armour steel”, *Engineering Failure Analysis*, v. 15, n. 8, pp. 1088–1096, 2008. doi: <http://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2007.11.011>.
- [53] ALI, A., AHMED, M., HASHMI, F.H., *et al.*, “Austenite reversion in cold formed 18 wt%Ni 350 grade maraging steel”, *Materials Science and Technology*, v. 10, n. 2, pp. 97–101, 1994. doi: <http://doi.org/10.1179/mst.1994.10.2.97>.

- [54] GÜIZA, G.M.C., OLIVEIRA, C.A.S., “Microstructural changes produced by hot forging in a C300 Maraging Steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 655, pp. 142–151, 2016. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.084>.
- [55] ALVES, T.J.B., NUNES, G.C.S., TUPAN, L.F.S., *et al.*, “Aging-induced transformations of maraging-400 alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 49, n. 8, pp. 3441–3449, 2018. doi: <http://doi.org/10.1007/s11661-018-4724-y>.
- [56] NUNES, G.C.S., SARVEZUK, P.W.C., ALVES, T.J.B., *et al.*, “Maraging-350 steel: following the aging through diffractometric, magnetic and hyperfine analysis”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 421, pp. 457–461, 2017. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.08.052>.
- [57] PARDAL, J.M., TAVARES, S.S.M., CINDRA FONSECA, M.P., *et al.*, “Study of the austenite quantification by X-ray diffraction in the 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel”, *Journal of Materials Science*, v. 41, n. 8, pp. 2301–2307, 2006. doi: <http://doi.org/10.1007/s10853-006-7170-y>.
- [58] PARDAL, J.M., TAVARES, S.S.M., CINDRA FONSECA, M.P., *et al.*, “Influence of temperature and aging time on hardness and magnetic properties of the maraging steel grade 300”, *Journal of Materials Science*, v. 42, n. 7, pp. 2276–2281, 2007. doi: <http://doi.org/10.1007/s10853-006-1317-8>.
- [59] PARDAL, J.M., TAVARES, S.S.M., TERRA, V.F., *et al.*, “Modeling of precipitation hardening during the aging and overaging of 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 393, n. 1-2, pp. 109–113, 2005. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.09.049>.
- [60] MARKFELD, A., ROSEN, A., “The effect of reverted austenite on the plastic deformation of maraging steel”, *Materials Science and Engineering*, v. 46, n. 2, pp. 151–157, 1980. doi: [http://doi.org/10.1016/0025-5416\(80\)90171-8](http://doi.org/10.1016/0025-5416(80)90171-8).
- [61] PAMPILLO, C.A., PAXTON, H.W., “The effect of reverted austenite on the mechanical properties and toughness of 12 Ni and 18 Ni (200) maraging steels”, *Metallurgical and Materials Transactions. B, Process Metallurgy and Materials Processing Science*, v. 3, pp. 2895–2903, 1972.
- [62] CLOUÉ, J.M., VIGUIER, B., ANDRIEU, E., “Effect of the metallurgical variables on the yield stress of PH 13-08 steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 36, n. 10, pp. 2633–2639, 2005. doi: <http://doi.org/10.1007/s11661-005-0261-6>.
- [63] HOCHANADEL, P.W., EDWARDS, G.R., ROBINO, C.V., *et al.*, “Heat treatment of investment cast PH 13-8 Mo stainless steel: Part I. Mechanical properties and microstructure”, *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 25, n. 4, pp. 789–798, 1994. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02665455>.
- [64] SURYAWANSHI, J., PRASHANTH, K.G., RAMAMURTY, U., “Tensile, fracture, and fatigue crack growth properties of a 3D printed maraging steel through selective laser melting”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 725, pp. 355–364, 2017. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.177>.
- [65] KATZ, Y., MATHIAS, H., NADIV, S., “The mechanical stability of austenite in maraging steels”, *Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 14, n. 4, pp. 801–808, 1983. doi: <http://doi.org/10.1007/BF02644283>.
- [66] ZICKLER, G.A., SCHNITZER, R., HOCHFELLNER, R., *et al.*, “Transformation of reverted austenite in a maraging steel under external loading: an in-situ X-ray diffraction study using high-energy synchrotron radiation”, *International Journal of Materials Research*, v. 100, n. 11, pp. 1566–1573, 2009. doi: <http://doi.org/10.3139/146.110219>.
- [67] MARQUES, A.V.M., CARMO, K.M., LAGE, W.C., *et al.*, “Avaliação do efeito de deformação plástica na dureza, microestrutura e propriedades magnéticas de um aço inoxidável AISI 316L”, *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 25, n. 2, pp. e-12611, 2020. doi: <http://doi.org/10.1590/s1517-707620200002.1011>.
- [68] CAMERINI, C.G., SILVA, V.M.A., SOARES, I.A., *et al.*, “Ferrite content meter analysis for delta ferrite evaluation in superduplex stainless steel”, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 7, n. 3, pp. 366–370, 2018. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.005>.
- [69] DE CARVALHO, L.G., *et al.*, “Kinetics of martensite reversion to austenite during overaging in a maraging 350 steel”, *ISIJ International*, v. 59, n. 6, pp. 1119–1127, 2019. doi: <http://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-610>.
- [70] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, *E18-08a, Standard test methods for rockwell hardness of metallic materials*, West Conshohocken, ASTM, 2008.

- [71] MARTORANO, M.A., TAVARES, C.F., PADILHA, A.F., “Predicting delta ferrite content in stainless steel castings”, *The Iron and Steel Institute of Japan International*, v. 52, n. 6, pp. 1054–1065, 2012. doi: <http://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1054>.
- [72] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, *E8. Standard test methods for tension testing of metallic materials*, West Conshohocken, ASTM, 2001.
- [73] LI, H., LIU, Y., ZHAO, W., *et al.*, “Deformation mechanism of a strong and ductile maraging steel investigated using in-situ X-ray synchrotron diffraction”, *International Journal of Plasticity*, v. 165, pp. 103612, 2023. doi: <http://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103612>.
- [74] LI, J., SOH, A.K., “Modeling of the plastic deformation of nanostructured materials with grain size gradient”, *International Journal of Plasticity*, v. 39, pp. 88–102, 2012. doi: <http://doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.06.004>.
- [75] MORAES DA SILVA, J.J., FROTA DE VASCONCELOS, I., DE OLIVEIRA, C.A.S., *et al.*, “Exploring phase transformation mechanisms in maraging-300 steel during ageing beyond widely applied temperature parameters”, *Steel Research International*, v. 95, n. 8, pp. 2300871, 2024. doi: <http://doi.org/10.1002/srin.202300871>.
- [76] SILVA, J.J.M., VASCONCELOS, I.F., SILVA, F.I.S., *et al.*, “An atomic redistribution study of the 440 C ageing kinetics in maraging-300 steel”, *Materials Research*, v. 22, n. 1, pp. e20180230, 2018. doi: <http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0230>.
- [77] CARVALHO, L.G., ANDRADE, M.S., PLAUT, R.L., *et al.*, “A dilatometric study of the phase transformations in 300 and 350 maraging steels during continuous heating rates”, *Materials Research*, v. 16, n. 4, pp. 740–744, 2013. doi: <http://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000069>.
- [78] FAROOQUE, M., AYUB, H., UL HAQ, A., *et al.*, “The formation of reverted austenite in 18% Ni 350 grade maraging steel”, *Journal of Materials Science*, v. 33, n. 11, pp. 2927–2930, 1998. doi: <http://doi.org/10.1023/A:1004346412079>.
- [79] FEITOSA, A.L.M., RIBAMAR, G.G., ESCOBAR, J., *et al.*, “Precipitation and reverted austenite formation in maraging 350 steel: Competition or cooperation?”, *Acta Materialia*, v. 270, pp. 119865, 2024. doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.119865>.
- [80] BEN-DOR, G., DUBINSKY, A., ELPERIN, T., “New results on ballistic performance of multi-layered metal shields”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 88, pp. 1–8, 2017. doi: <http://doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.11.002>.
- [81] RANAWEERA, P., WEERASINGHE, D., FERNANDO, P.L.N., *et al.*, “Ballistic performance of multi-metal systems”, *International Journal of Protective Structures*, v. 11, n. 3, pp. 379–410, 2020. doi: <http://doi.org/10.1177/2041419619898693>.