



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA**

JACKSON GURGEL MARTINS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM DIFERENTES
TEMPERATURAS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO NA
MICROESTRUTURA E DUREZA DE AÇOS MARAGING CLASSE 300**

FORTALEZA

2018

JACKSON GURGEL MARTINS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM DIFERENTES
TEMPERATURAS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO NA
MICROESTRUTURA E DUREZA DE AÇOS MARAGING CLASSE 300**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Fortaleza

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

M343a Martins, Jackson Gurgel.

Análise da influência de tratamentos térmicos em diferentes temperaturas de solubilização e envelhecimento na microestrutura e dureza de aços maraging classe 300 / Jackson Gurgel Martins. – 2018.

52 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2018.

Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

1. Aços maraging. 2. Tratamentos térmicos. 3. Ausaging. I. Título.

CDD 669

JACKSON GURGEL MARTINS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM DIFERENTES
TEMPERATURAS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO NA
MICROESTRUTURA E DUREZA DE AÇOS MARAGING CLASSE 300**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano
Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM - UFC)

A Deus.

Aos meus pais, José Martins e Selma.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por sempre ter me dado saúde, força e sabedoria para que eu chegasse até aqui e por não ter deixado eu desistir diante das dificuldades.

Aos meus pais, José Martins e Selma, por nunca terem medido esforços para me proporcionarem uma educação de qualidade, uma vez que sabiam o valor que tinham os estudos.

Aos meus irmãos, Josselma e Jadson, por sempre terem sido exemplos de estudantes e profissionais para mim.

À minha namorada, Amanda, pelo amor, carinho e companheirismo durante toda a graduação, até mesmo quando eu estava longe, sempre estando presente nos momentos de alegria e dificuldade.

Ao professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela disponibilidade e orientação durante a realização deste trabalho.

Ao bolsista do LACAM, Ítalo Maciel, pela grande ajuda durante a etapa experimental deste trabalho.

Aos amigos da querida turma de 2012, Aldenor, Ana Larissa, Andrey, Arthur, Beatriz Cunha, Caio Ítalo, Carlos, Dário, Dyego, Fábio, João Lucas, Maria, Marília, Otilio, Patrick, Regina e Vinícius, pela amizade, pelas brincadeiras e pelo companheirismo durante a graduação.

Aos grandes amigos de intercâmbio, Renato, Francisco, Glícia, Bárbara e Raphaella, por terem sido como uma família para mim enquanto eu estava longe de casa.

Aos amigos da Metal Soluções Jr., Amanda Bonfim, Caio Fernandes, Rayssila e Ronaldo. Foi uma época de muito aprendizado.

Aos amigos da primeira turma de estagiários da CSP, Aldery, Aline, Ana Larissa, Beatriz Pinho, Diego Salmin, Emmanuel, Misael e Roberto, por todos os momentos juntos.

E aos amigos de outras turmas, Carlos Eduardo (Cadu), Guilherme, Lucas (Kaká), Mário, Narain e Pedro Guilherme, por, também, estarem presentes durante minha caminhada na graduação.

“Se você acredita que pode ou acredita que não pode, em ambos os casos, você estará certo.”

Henry Ford.

RESUMO

Aços *maraging* são aços que possuem baixo teor de carbono em uma liga quaternária contendo níquel, cobalto, titânio e molibdênio. O mecanismo de aumento da resistência, nesses aços, não envolve reações com o carbono, mas sim um endurecimento da matriz martensítica devido à formação de precipitados intermetálicos durante o envelhecimento. O interesse no desenvolvimento de pesquisas a respeito destes aços ocorreu, principalmente, devido ao crescimento das indústrias aeronáutica, naval e nuclear nas últimas décadas. O presente trabalho tem como finalidade realizar um estudo comparativo da influência do tratamento térmico tradicional da fase martensita, chamado *maraging*, com um tratamento alternativo efetuado na fase austenita, chamado *ausaging*. Para isto, realizou-se preparação metalográfica em amostras, seguido de análise da microestrutura em microscópio óptico e realização de ensaio de dureza do tipo Rockwell C. Ao fim deste trabalho, foi possível observar diferentes microestruturas resultantes de diferentes tratamentos térmicos realizados, bem como diferentes valores de dureza nas amostras estudadas. As morfologias em forma de ripas e agulhas foram encontradas em todas as amostras, característica da matriz martensítica. Entretanto, nas amostras submetidas ao tratamento térmico *ausaging*, a microestrutura apresentou-se bastante diferente dos outros tratamentos, uma vez que, neste tratamento, apenas a fase austenita foi envelhecida, fazendo com que houvesse maiores quantidades desta fase nas amostras. Desta maneira, as amostras submetidas ao tratamento térmico *ausaging* obtiveram menores valores de dureza.

Palavras-chave: Aços *maraging*. Tratamentos térmicos. *Ausaging*.

ABSTRACT

Maraging steels have low amount of carbon in a quaternary alloy containing nickel, cobalt, titanium and molybdenum. The hardening mechanism in these steels does not involve carbon reactions, but rather a martensitic matrix hardening due to the formation of intermetallic precipitates during the age hardening. The interest in the development of researches on these steels occurred mainly due to the growth of aeronautical, naval and nuclear industries in the last decades. The present work aims to conduct a comparative study of the influence of traditional heat treatment of the martensite phase, called maraging, with an alternative treatment carried out in the austenite phase, called ausaging. For this purpose, a metallographic preparation was carried out in the specimens, followed by microstructure analysis in optical microscope and Rockwell C hardness test. At the end of this work it was possible to observe different microstructures resulting from different heat treatments, as well as different hardness values in the studied specimens. The plate-like and lath-like morphologies were found in all specimens, characteristic of martensite matrix. However, in the specimens submitted to ausaging heat treatment, the microstructure was quite different from the other treatments, since, in this treatment, only the phase austenite was aged, causing larger amounts of this phase in the specimens. Thus, the specimens submitted to ausaging heat treatment obtained lower values of hardness.

Keywords: Maraging steels. Heat treatments. Ausaging.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	– Diagrama de equilíbrio Fe-Ni	17
Figura 2	– Relações de fases no sistema Fe-Ni. (a) Metaestável. (b) Equilíbrio.	18
Figura 3	– Representação esquemática do tratamento térmico de envelhecimento da austenita	33
Figura 4	– Representação esquemática do tratamento térmico de envelhecimento da martensita	31
Figura 5	– Representação esquemática do tratamento térmico <i>maraging</i> após solubilização a 1080°C	34
Figura 6	– Representação esquemática do tratamento térmico <i>ausaging</i> após solubilização a 1080°C	36
Figura 7	– Representação esquemática do tratamento térmico de solubilização com resfriamento ao ar	37
Figura 8	– Amostra de aço <i>maraging</i> como recebido. (a) aumento de 100x e (b) aumento de 200x	39
Figura 9	– Tratamento térmico <i>ausaging</i> em uma temperatura de 480°C por uma hora seguido de <i>maraging</i> em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	40
Figura 10	– Tratamento térmico <i>ausaging</i> em uma temperatura de 550°C por uma hora seguido de <i>maraging</i> em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	40
Figura 11	– Tratamento térmico <i>ausaging</i> em uma temperatura de 650°C por uma hora seguido de <i>maraging</i> em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	41

Figura 12 – Tratamento térmico <i>maraging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 480°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	42
Figura 13 – Tratamento térmico <i>maraging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 550°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	42
Figura 14 – Tratamento térmico <i>maraging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 650°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x	43
Figura 15 – Tratamento térmico <i>ausaging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 480°C por uma hora. Aumento de 200x	44
Figura 16 – Tratamento térmico <i>ausaging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 550°C por uma hora. Aumento de 200x	44
Figura 17 – Tratamento térmico <i>ausaging</i> . Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 650°C por uma hora. Aumento de 200x	45
Figura 18 – Amostra solubilizada a 1080°C. (a) aumento de 100x e (b) aumento de 200x	45

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Efeito do tempo de envelhecimento e temperatura na dureza de aços <i>maraging</i>	20
Gráfico 2 – Curva TTT para precipitação no aço <i>maraging</i> 350	21
Gráfico 3 – Efeito endurecedor do cobalto em combinação com o molibdênio	22
Gráfico 4 – Temperatura em função do tempo para os tratamentos de solubilização e precipitação	25
Gráfico 5 – Representação gráfica de um tratamento térmico <i>ausaging</i>	26
Gráfico 6 – Representação gráfica do tratamento térmico <i>ausaging</i> seguido de <i>maraging</i> após solubilização a 820°C	33
Gráfico 7 – Representação gráfica do tratamento térmico <i>maraging</i> após solubilização a 1080°C	35
Gráfico 8 – Representação gráfica do tratamento térmico <i>ausaging</i> após solubilização a 1080°C	36
Gráfico 9 – Representação gráfica do tratamento térmico de solubilização com resfriamento ao ar	37
Gráfico 10 – Resultado do ensaio de dureza Rockwell C para as amostras como recebida e solubilizada	46
Gráfico 11 – Resultado do ensaio de dureza para as amostras envelhecidas	47

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química típica dos aços <i>maraging</i>	18
Tabela 2 – Estruturas cristalinas das fases que se precipitam durante o envelhecimento	21
Tabela 3 – Técnicas de ensaio de dureza	31

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVO	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	<i>Aços maraging</i>	16
3.1.1	<i>Metalurgia dos aços maraging</i>	17
3.2	Tratamentos térmicos	23
3.2.1	<i>Tratamento térmico de solubilização</i>	24
3.2.2	<i>Tratamento térmico de precipitação (envelhecimento)</i>	24
3.2.3	<i>Tratamento térmico maraging</i>	25
3.2.4	<i>Tratamento térmico ausaging</i>	26
3.3	Preparação metalográfica	27
3.3.1	<i>Corte</i>	27
3.3.2	<i>Lixamento</i>	27
3.3.3	<i>Polimento</i>	28
3.4	Microscopia óptica	28
3.5	Ensaio mecânicos	29
3.5.1	<i>Ensaio de dureza</i>	29
4	MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1	Tratamento térmico <i>ausaging</i> seguido de <i>maraging</i> após solubilização a 820°C	32
4.2	Tratamento térmico <i>maraging</i> após solubilização a 1080°C	34
4.3	Tratamento térmico <i>ausaging</i> após solubilização a 1080°C	35
4.4	Preparação das amostras	37
4.5	Análise em microscópio óptico	38
4.6	Ensaio de dureza	38
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
5.1	Análise das microestruturas	39
5.2	Análise do ensaio de dureza	46
6	CONCLUSÃO	49
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	50
	REFERÊNCIAS	51

1 INTRODUÇÃO

O surgimento dos aços *maraging* no ano de 1959 gerou grande interesse nesse novo tipo de aço especialmente no setor aeroespacial. Este aço que contém baixo teor de carbono e alto teor de níquel atua promovendo uma combinação extraordinária de alta resistência e tenacidade à fratura, possuindo boa soldabilidade e sendo fácil de ser tratado termicamente.

Este aço foi denominado “*maraging*” (MARTensite + AGE hardening) por possuir uma microestrutura martensítica e por manter sua ultra-alta resistência na forma envelhecida.

Apesar da grande importância que esses aços desempenham, somente nas últimas décadas surgiram mais pesquisas para a produção em maior escala no Brasil, seguindo o desenvolvimento de setores como o aeronáutico, naval, elétrico e nuclear.

Os aços *maraging* possuem grande vantagem frente aos aços convencionais, possuindo alta capacidade de serem conformados no estado solubilizado e tendo a sua resistência mecânica e dureza aumentadas pela formação de precipitados com tratamento térmico de envelhecimento.

Este trabalho se propôs a estudar a influência do tratamento térmico convencional *maraging* e comparar os resultados obtidos com um tratamento alternativo, chamado *ausaging*, no que diz respeito à microestrutura e dureza em amostras de aços *maraging* classe 300. Para isto, os tratamentos térmicos foram realizados em fornos tipo mufla, seguido de preparação metalográfica com lixamento, polimento, ataque e análise em microscópio óptico e, por fim, ensaio de dureza do tipo Rockwell C.

2 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é realizar o envelhecimento da fase austenita em um tratamento térmico alternativo chamado de *ausaging* e comparar com o tratamento tradicional de envelhecimento da martensita (*maraging*) em amostras de aços *maraging* classe 300.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços *maraging*

Aços *maraging* são uma classe de aço martensítico que possuem ultra-alta resistência compostos por baixos teores de carbono e uma liga quaternária contendo níquel, cobalto, molibdênio e titânio. Estas características produzem uma combinação de alta resistência e boa tenacidade. O nome *maraging* deriva de “MARTensite + AGE hardening”, uma vez que o seu mecanismo de endurecimento consiste em uma transformação martensítica seguida de envelhecimento (PARDAL, 2004). Silva (2010, p. 443) afirma que esses aços são projetados para atingir elevados limites de escoamento, na faixa de 1400 a 2400 MPa.

Os primeiros aços *maraging* foram desenvolvidos nos EUA na década de 1950 pela *International Nickel Company* para que fossem utilizados em cascos de submarino, entretanto os aços *maraging* se mostraram inadequados para essa aplicação devido à baixa tenacidade conseguida na época (LLEWELLYN; HUDD, 1998, p. 260).

Os primeiros estudos sobre aços *maraging* foram motivados pela possibilidade de utilização de elementos de liga substitucionais, como o alumínio e o titânio, que tornavam possível o endurecimento através do tratamento térmico de envelhecimento em matriz martensítica de baixo carbono.

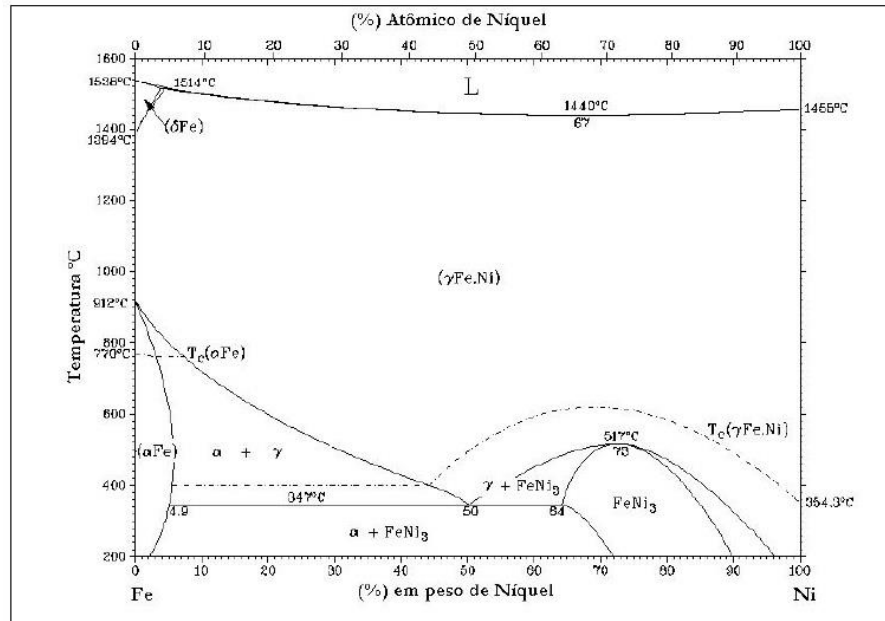
O aumento da resistência mecânica desses aços não envolve reações com o carbono, mas sim um endurecimento da matriz martensítica ocasionada pela precipitação de compostos intermetálicos durante um tratamento térmico de envelhecimento a uma temperatura de, aproximadamente, 480°C (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Aços *maraging* possuem elevados teores de níquel, cobalto, molibdênio e baixo teor de carbono. O carbono é mantido em baixos teores para minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), o qual pode afetar a sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

O baixo teor de carbono e a precipitação de compostos intermetálicos produzem características únicas que separam os aços *maraging* dos aços convencionais. A martensita formada possui baixo teor de carbono e é relativamente mole, alcançando medidas de dureza entre 30 e 35 HRC, sendo, portanto, dúctil e de

fácil usinagem. Estes aços possuem excelente soldabilidade devido ao baixo teor de carbono e maior tenacidade se comparados aos aços de alta resistência e baixo teor de liga (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-Ni.



Fonte: ASM Handbook (1990).

De acordo com Chiaverini (1996, p. 467), as principais características dos aços *maraging* são:

- Elevada resistência mecânica;
- Boa soldabilidade;
- Boa conformabilidade;
- Elevada estabilidade dimensional;
- Boa usinabilidade.

3.1.1 Metalurgia dos aços *maraging*

Os aços *maraging* contêm, geralmente, 18% de níquel e, no máximo, 0,03% de carbono. Esses aços também possuem um teor considerável de cobalto, molibdênio e titânio. Segundo Llewellyn e Hudd (1998), esses aços são solubilizados em uma temperatura de 820°C.

Os aços *maraging* podem ser encontrados nas classes 200, 250, 300 e 350, possuindo limites de resistência, respectivamente, iguais a 200 ksi (1379 MPa), 250 ksi (1724 MPa), 300 ksi (2068 MPa) e 350 ksi (2413 MPa). Os elementos de liga adicionados para o endurecimento da liga (Mo, Ti, Al, Co, etc) são os responsáveis pela obtenção desses diferentes níveis de resistência (PARDAL, 2004, p. 24).

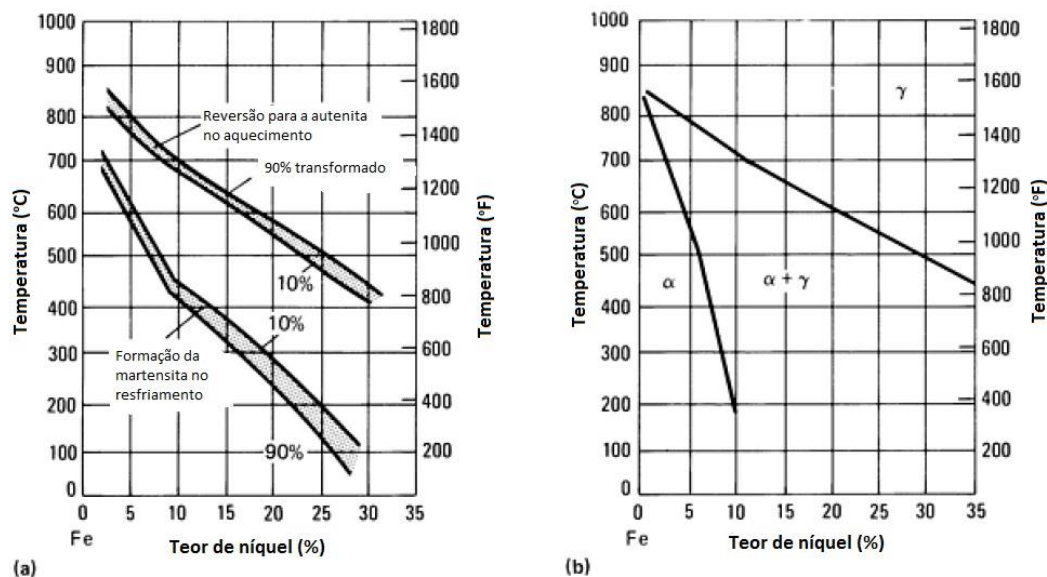
Tabela 1 – Composição química típica dos aços *maraging*.

	Composição Química (%)					
	C	Ni	Mo	Co	Ti	Al
18Ni(200)	0,03 (máx)	17 – 19	3 – 3,5	8 – 9	0,15 – 0,25	0,05 – 0,15
18Ni(250)	0,03 (máx)	17 – 19	4,6 – 5,2	7 – 8,5	0,3 - 0,5	0,05 – 0,15
18Ni(300)	0,03 (máx)	17 – 19	8,5 – 9,5	8,5 – 9,5	0,5 – 0,8	0,05 – 0,15
18Ni(350)	0,03 (máx)	17,5 – 18,5	3,8 – 4,6	12 – 12,5	1,4 – 1,7	1,4 – 1,7

Fonte: Pardal (2004).

A resistência mecânica da martensita dos aços *maraging* contendo 18% Ni é aumentada significativamente através de um tratamento térmico de envelhecimento na faixa de 440°C a 650°C. Durante o envelhecimento precipitam-se compostos intermetálicos formados por Fe, Ni, Ti e Mo, sendo esses compostos os principais responsáveis pelo endurecimento dos aços *maraging* (PARDAL, 2004, p. 25).

Figura 2 – Relações de fases no sistema Fe-Ni. (a) Metaestável. (b) Equilíbrio.



Fonte: ASM Handbook (1990).

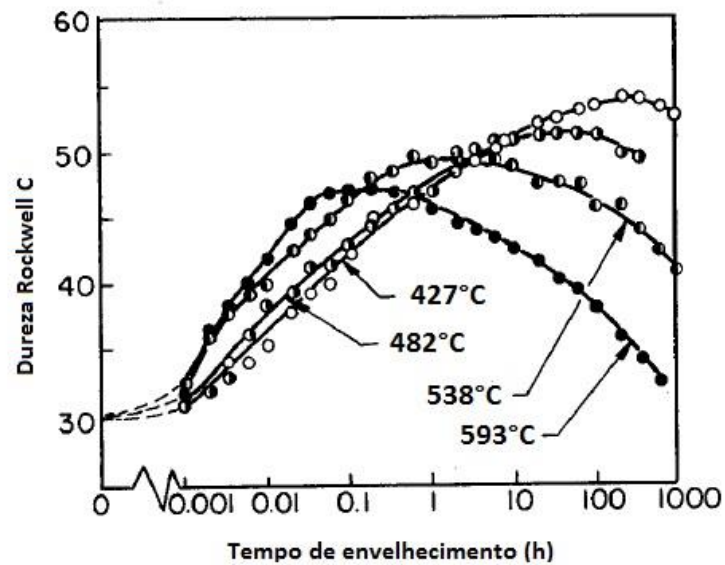
O diagrama metaestável indica o comportamento típico desses aços durante o resfriamento a partir da austenita. Nenhuma transformação de fase ocorre até que se atinja a temperatura de início da transformação martensítica (M_s). Mesmo baixas taxas de resfriamento produzem estruturas completamente martensíticas. Por isso, não há dificuldade de endurecimento nesses tipos de aços. Pela figura, observa-se ainda que a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) diminui com o aumento do teor de níquel na liga (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Elementos de liga alteram significativamente a temperatura M_s , entretanto vale ressaltar que a transformação martensítica é independente da taxa de resfriamento. Além do níquel, outros elementos de liga presentes nesses aços diminuem o intervalo de temperatura de transformação martensítica (M_s e M_f), com exceção do cobalto, que faz com que esse intervalo de temperatura mantenha-se elevado. Desta maneira, o cobalto tem a importante função de aumentar a temperatura M_s para que um grande número de elementos de liga possa ser adicionado à liga e, ainda assim, seja possível que ocorra a completa transformação martensítica antes que o aço atinja a temperatura ambiente (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Os aços *maraging* possuem a linha de início de formação da martensita (M_s) na faixa de temperatura entre 200 e 300°C e apresentam estrutura totalmente martensítica em temperatura ambiente (SILVA, 2010, p. 445).

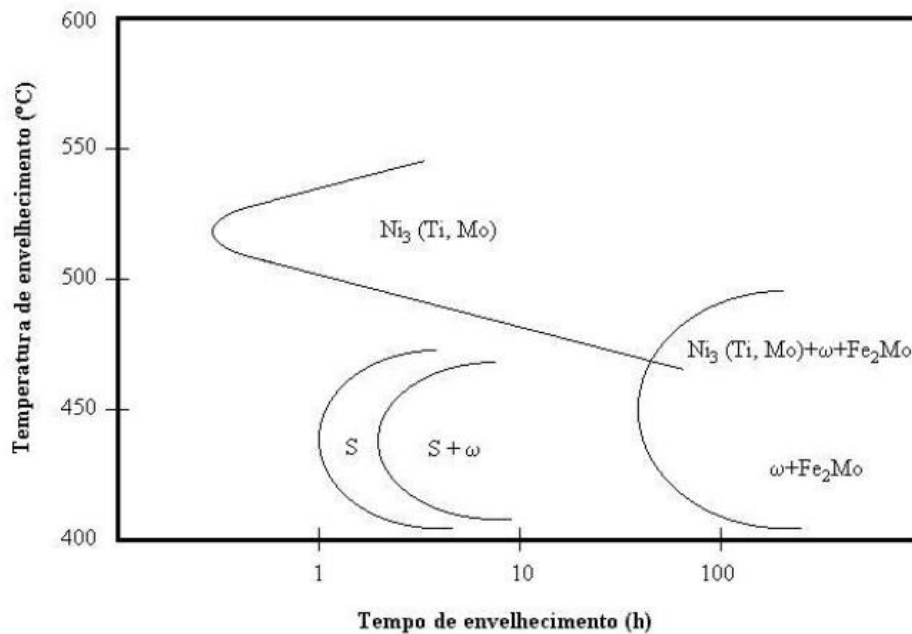
Com o prolongamento do envelhecimento (superenvelhecimento), a estrutura tende a retornar às fases de equilíbrio (ferrita e austenita). Entretanto, as reações de precipitação que causam o envelhecimento ocorrem mais rapidamente, evitando o retorno às fases de equilíbrio. Com longos períodos de envelhecimentos ou em altas temperaturas, a dureza alcança um valor máximo e, em seguida, começa a diminuir, como pode ser observado no gráfico 1. A diminuição da dureza nesses aços geralmente resulta não só do superenvelhecimento, mas também do surgimento da austenita. Uma quantidade substancial de austenita pode ser formada com o superenvelhecimento de aços *maraging* (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Gráfico 1–Efeito do tempo de envelhecimento e da temperatura na dureza de aços *maraging*.



Fonte: Hall, Slunder (1968). Modificado.

O envelhecimento dos aços *maraging* acontece devido à precipitação de compostos intermetálicos. A precipitação desses compostos ocorre, preferencialmente, nas discordâncias e contornos de grão. O maior responsável pelo endurecimento é o molibdênio, que forma inicialmente a fase metaestável Ni_3Mo . Com a continuação do envelhecimento, essa fase transforma-se na fase de equilíbrio Fe_2Mo . O titânio também promove o envelhecimento com a precipitação de Ni_3Ti (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Gráfico 2 – Curva TTT para precipitação no aço *maraging* 350.

Fonte: Tewari (2000).

Como pode ser observado no gráfico 2, o envelhecimento em temperaturas entre 450°C e 600°C ocorre intensa e rapidamente, sendo atribuído à precipitação de compostos intermetálicos do tipo $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$, Ni_3Mo , Ni_3Ti , Fe_2Mo e FeMo , preferencialmente, nas discordâncias da matriz martensítica (PARDAL, 2004, p. 47).

Tabela 2 – Estruturas cristalinas das fases que se precipitam durante o envelhecimento.

Fase	Estrutura Cristalina
Fe_2Mo	Hexagonal
FeMo	Tetragonal
$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$	Hexagonal
Ni_3Mo	Ortorrômbico

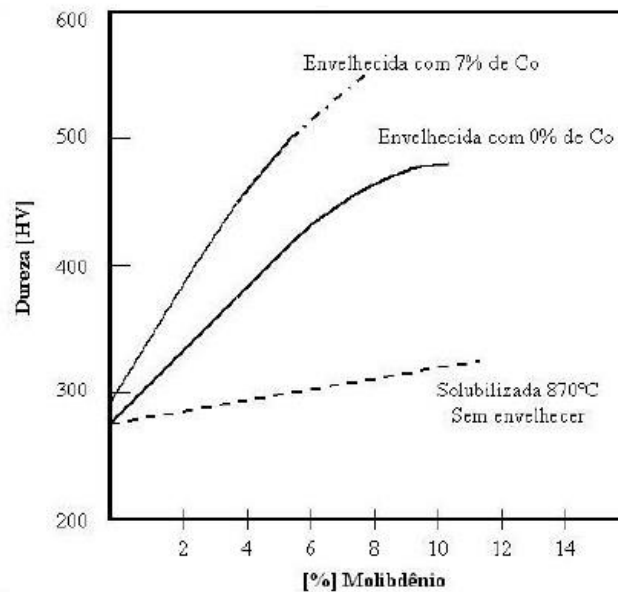
Fonte: Pardal (2004).

O cobalto não participa, diretamente, das reações de envelhecimento porque este elemento não forma um precipitado com ferro, níquel, molibdênio ou titânio. A principal contribuição do cobalto é diminuir a solubilidade do molibdênio na

matriz martensítica e, assim, aumentar a quantidade do Ni_3Mo formado durante o envelhecimento (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

O mecanismo descrito no parágrafo anterior aumenta a dureza do aço *maraging* devido à formação do precipitado Ni_3Mo , como é mostrado no gráfico 3.

Gráfico 3 – Efeito endurecedor do cobalto em combinação com o molibdênio.



Fonte: Pardal (2004).

O tamanho dos precipitados são adequados à matriz martensítica, causando pouca distorção da rede. Esta característica, juntamente com o baixo teor de carbono, permite ao aço *maraging* ser envelhecido gerando pouca tensão, minimizando deformações na rede cristalina (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Llewellyn e Hudd (1998, p. 263) afirmam que a taxa de corrosão dos aços *maraging* em ambientes marinhos ou industriais é quase a metade daquelas que ocorrem em aços alta resistência baixa liga (HSLA), fazendo com que esses aços sejam largamente aplicados em ambientes corrosivos.

3.2 Tratamentos térmicos

Aço é usualmente definido como uma liga metálica constituída principalmente de ferro e carbono, possuindo até 2% de carbono em sua composição. Outros elementos de ligas estão presentes em menores quantidades com o objetivo de fornecer determinadas propriedades ao aço. Em aços baixa liga, esses outros elementos de liga somam até 5%. Esse teor é ainda maior em aços alta liga, como os aços ferramenta e aços inoxidáveis. Os aços podem apresentar diversas propriedades que dependem de suas composições e microestruturas. Essas propriedades são fortemente influenciadas pelos tratamentos térmicos realizados.

Segundo Novikov (1994, p. 1), “tratamentos térmicos são os processos de tratamento das peças de metais e ligas, através da ação do calor, com o objetivo de modificar suas estruturas e propriedades”. Com os tratamentos térmicos, é possível realizar o estudo das modificações das estruturas e propriedades do metal ou liga sujeito à ação do calor e que não desaparecem após o fim do tratamento.

Kwietniewski *et al* (2014, p. 94) afirma que três parâmetros são, em geral, controlados durante os tratamentos térmicos:

- Temperatura;
- Tempo;
- Velocidade ou taxa de resfriamento.

A temperatura visada do aquecimento é função do tipo de tratamento térmico que será realizado, bem como da composição química do metal. Esses parâmetros devem ser tais que possibilitem ao metal atingir as características desejadas, sem que haja um excessivo crescimento de grão, o que prejudicaria as propriedades mecânicas do metal (KWIETNIEWSKI *et al*, 2014, p.94).

O tempo deve ser longo o suficiente para garantir o aquecimento da peça por completo (encharque), que é proporcional ao tamanho da peça, isto é, quanto maior o tamanho da peça, maior será o tempo de tratamento térmico (KWIETNIEWSKI *et al*, 2014, p.94).

A velocidade de resfriamento é um parâmetro de extrema importância nos tratamentos térmicos. Aços que possuem a mesma composição química podem produzir diferentes microestruturas e, por conseguinte, diferentes propriedades

mecânicas, simplesmente, quando submetidos a diferentes taxas de resfriamento (KWIETNIEWSKI *et al*, 2014, p.94).

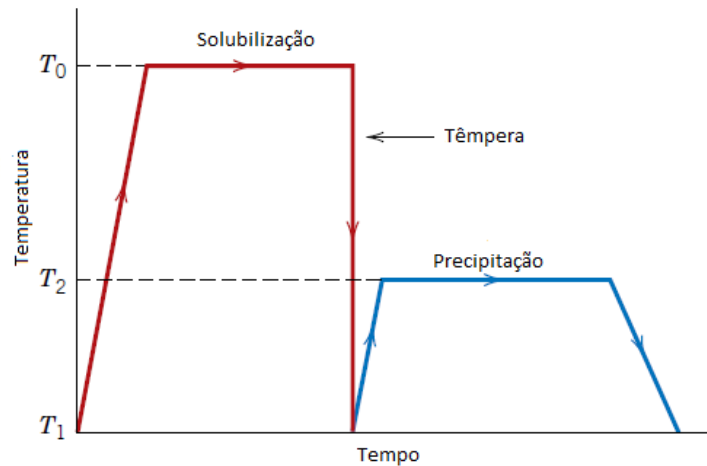
3.2.1 Tratamento térmico de solubilização

Callister (2006, p. 338) afirma que o tratamento térmico de solubilização consiste em dissolver todos os átomos de soluto com o objetivo de formar uma solução sólida monofásica. Essa dissolução é alcançada aquecendo-se a liga metálica até uma temperatura T_0 dentro do campo monofásico α e aguardar até que toda a fase β seja dissolvida. Esta etapa do tratamento é seguida de um rápido resfriamento, chamado têmpera, até uma temperatura T_1 a qual se evita processos difusionais, bem como a formação da fase β .

3.2.2 Tratamento térmico de precipitação (envelhecimento)

Segundo Callister (2006, p. 338), o tratamento térmico de precipitação, também chamado de envelhecimento, é um tratamento em que uma solução supersaturada α é aquecida até uma temperatura intermediária T_2 localizada no interior do campo bifásico $\alpha + \beta$ onde os processos difusionais ocorrem com abundância. A fase β precipitada se forma como finas partículas dispersas. Após o tempo de envelhecimento na temperatura T_2 , a liga metálica é resfriada até a temperatura ambiente.

Gráfico 4 – Temperatura em função do tempo para os tratamentos de solubilização e precipitação.



Fonte: Callister (2006).

Para Pardal (2004, p. 38), no caso dos aços *maraging*, o mecanismo de endurecimento ocorre devido à precipitação de uma segunda fase em uma matriz sólida supersaturada. Geralmente, todas as ligas endurecíveis por precipitação, obedecem aos requisitos a seguir:

- Formar uma solução sólida supersaturada. No caso dos aços *maraging*, a fase martensítica α é supersaturada em níquel, titânio e molibdênio;
- Rejeitar os elementos de liga em baixas temperaturas, formando precipitados finamente dispersos durante o envelhecimento.

3.2.3 Tratamento térmico *maraging*

O tratamento térmico *maraging* consiste, basicamente, da junção dos dois tratamentos térmicos descritos nas seções 3.2.1 e 3.2.2, isto é, do tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento, sendo o tratamento térmico convencional dado aos aços *maraging*.

O tratamento térmico em questão consiste em elevar a temperatura do aço até que se atinja a região monofásica constituída apenas de austenita, fazendo com que todos os precipitados se dissolvam nessa região. Em seguida, realizar o

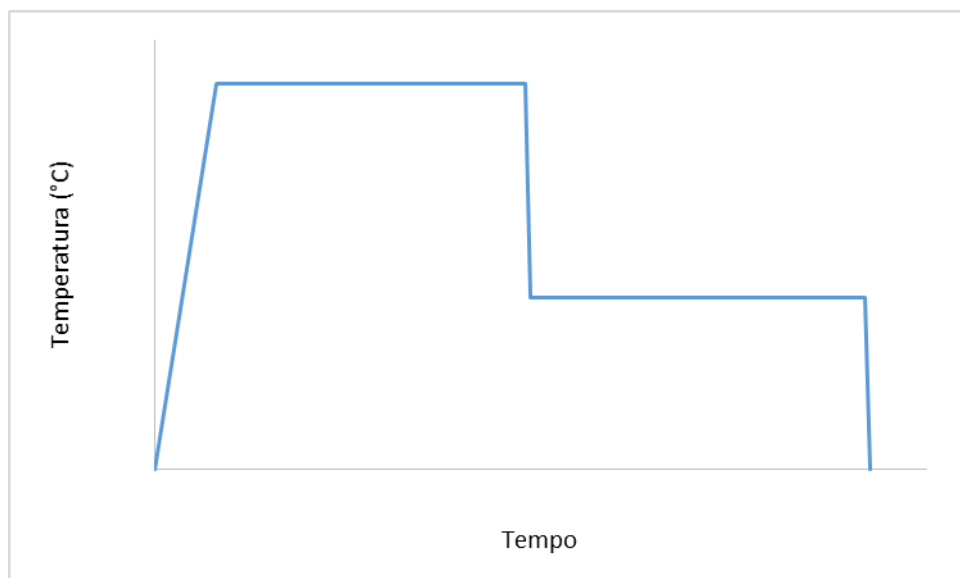
resfriamento do aço até a temperatura ambiente. Depois, deve-se realizar um novo aquecimento até uma temperatura intermediária que possibilite a formação de precipitados constituídos de Fe, Ni, Mo e Ti e, por fim, proceder com o resfriamento até a temperatura ambiente.

3.2.4 Tratamento térmico *ausaging*

O tratamento térmico *ausaging* foi concebido como um tratamento alternativo para os aços *maraging*, para que, possivelmente, conferisse a esses aços diferentes propriedades se comparadas às propriedades conferidas pelo tratamento térmico convencional *maraging*.

Este tratamento térmico consiste em elevar a temperatura do aço para solubilizar todos os precipitados na região monofásica constituída de austenita. Em seguida, deve-se submeter imediatamente esse aço a uma temperatura intermediária para que os precipitados se formem ainda na fase austenita. Por fim, deve-se realizar o resfriamento até a temperatura ambiente. Este tratamento está ilustrado no gráfico a seguir.

Gráfico 5 – Representação gráfica de um tratamento térmico *ausaging*.



Fonte: elaborado pelo autor.

3.3 Preparação metalográfica

A preparação metalográfica de amostras é de extrema importância para o estudo da microestrutura dos metais, uma vez que uma má preparação ou uma técnica inadequada podem impossibilitar a visualização e o estudo da microestrutura. Uma amostra má preparada metalograficamente pode implicar uma interpretação equivocada de resultados. As etapas de preparação apresentadas e utilizadas neste trabalho são as seguintes: corte, lixamento, polimento e ataque químico.

3.3.1 Corte

O corte abrasivo é o método mais utilizado na preparação metalográfica. Neste método, um fino disco impregnado com material abrasivo é rotacionado, utilizando-se uma máquina chamada cut-off. O contato do disco com a peça faz com que esta seja seccionada, reduzindo-se o seu tamanho. Enquanto o corte é feito, um líquido lubrificante é utilizado para evitar o superaquecimento da peça, impedindo possíveis transformações de fases durante esta etapa.

3.3.2 Lixamento

Após a peça ser cortada, ela segue para a etapa de lixamento. O lixamento é uma importante etapa na preparação metalográfica, haja vista que o dano introduzido no corte é removido nesta etapa. Mannheimer (2002) afirma que o processo de lixamento também produz dano à amostra, o qual será minimizado pela mudança de lixas com granulometrias menores ao longo do processo. Ao final do lixamento, as únicas marcas deixadas na amostra são da última lixa utilizada, que possui a menor granulometria.

O lixamento é realizado utilizando lixas com granulometrias diferentes (100, 220, 400, 600 e 1200 mesh), de modo que a granulometria é cada vez menor com o andamento do processo. Para a realização do lixamento, é colocada uma lixa na máquina lixadeira. Ao ligar a máquina, a lixa gira e a amostra é pressionada sobre a lixa em rotação. A medida que é feita a troca da lixa, gira-se a amostra em um ângulo de 90° para que os riscos ocasionados pela lixa anterior desapareçam e novos riscos com granulometria menor sejam formados pela lixa atual. Água corrente é usada neste

processo a fim de evitar o aquecimento excessivo da amostra, que comprometeria a análise da sua microestrutura (MANNHEIMER, 2002).

3.3.3 Polimento

Após a etapa de lixamento, a amostra deve seguir para a próxima etapa, que é o seu polimento. O objetivo desta etapa de preparação é obter uma superfície espelhada e livre dos riscos ocasionados pela etapa anterior de lixamento. Para esta etapa, são utilizados panos de polimento e alumina, que é um material abrasivo. O pano de polimento é posicionado na máquina politriz e, ao ligar a máquina, o pano gira em um sentido. O polimento é feito adicionando-se uma solução de alumina sobre o pano e girando-se a amostra na direção contrária à direção do giro do pano.

3.4 Microscopia óptica

Mannheimer (2002) afirma que o objetivo da microscopia é a obtenção de imagens ampliadas de um objeto, que nos permitam distinguir detalhes não revelados a olho nu.

A microscopia com luz visível, também chamada de microscopia óptica, é a mais tradicional de todas, visto que nos permite adquirir informações relevantes acerca da microestrutura dos materiais com um baixo custo se relacionada a outras técnicas de microscopia. A microscopia óptica possibilita a realização de imagens com um aumento de até 1000 vezes (MANNHEIMER, 2002).

O microscópio óptico é constituído de lentes que possibilitam a observação de uma imagem aumentada do objeto. Para isto, o microscópio óptico possui um conjunto de componentes que podem ser divididos em três grupos: o sistema mecânico, o sistema de iluminação e o sistema de magnificação. Esses grupos, quando em uso juntos, objetivam iluminar o objeto e formar uma imagem aumentada desse objeto para observação e fotografia (MANNHEIMER, 2002).

3.5 Ensaio mecânicos

Todo e qualquer projeto de engenharia necessita de um grande conhecimento das características e propriedades dos materiais aplicados no projeto. A escolha dos materiais utilizados em um projeto de engenharia depende, estritamente, da aplicação dos materiais e dos tipos de esforços que estes serão submetidos. Para garantir que os materiais possuam as características necessárias ao projeto, é preciso realizar uma série de ensaios padronizados que têm como objetivo levantar as propriedades mecânicas e seu comportamento quando submetidos a determinadas condições de esforços (GARCIA *et al*, 2008).

Os ensaios mecânicos são de grande importância no campo da engenharia, uma vez que eles possibilitam a determinação e análise das propriedades mecânicas que se relacionam intimamente com o comportamento do material quando exposto a esforços mecânicos (GARCIA *et al*, 2008).

Segundo Garcia *et al* (2008, p. 5), as duas principais finalidades da execução de ensaios nos materiais são:

- Permitir a obtenção de informações rotineiras do produto – ensaios de controle: no recebimento de materiais de fornecedores e no controle final do produto acabado;
- Desenvolver novas informações sobre os materiais – no desenvolvimento de novos materiais, de novos processos de fabricação e de novos tratamentos.

Os ensaios mecânicos podem ser classificados em dois grupos:

- Destrutivos: provocam a inutilização parcial ou total da peça; ex.: tração, compressão, dureza, fadiga, fluência, torção, flexão, tenacidade à fratura, etc;
- Não-destrutivos: não comprometem a integridade da peça; ex.: raios X, raios γ , ultrassom, partículas magnéticas, líquidos penetrantes, etc.

3.5.1 Ensaio de dureza

A dureza é uma propriedade mecânica que indica a resistência que um material possui à deformação plástica, isto é, resistência ao risco ou à formação de uma deformação permanente quando pressionado por outro material ou por

marcadores padronizados. Os primeiros ensaios de dureza eram feitos a partir de minerais naturais, com uma escala construída unicamente em função da capacidade que um material tem de riscar um outro material mais mole (CALLISTER, 2006).

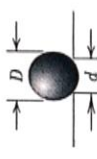
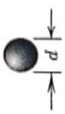



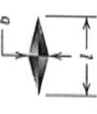



Os métodos mais utilizados para a realização desse ensaio utilizam penetradores com formatos geométricos conhecidos e que são pressionados contra a superfície do material que está sendo testado sob condições controladas de pré-carga e carga, ocasionando a deformação na superfície do material. A dureza do material é encontrada correlacionando-se a área da marca superficial formada ou sua profundidade com um valor numérico. No ensaio, o marcador pode ser esférico (dureza Brinell), em forma de pirâmide (dureza Vickers ou Knoop) ou cônico (dureza Rockwell) (GARCIA *et al*, 2008).

O ensaio de dureza é talvez o método mais simples e o mais barato de caracterizar mecanicamente um material, haja vista que este ensaio não exige uma preparação elaborada das amostras e utilizam equipamentos simples, relativamente baratos e de fácil manipulação.

De acordo com Garcia *et al* (2008, p. 65):

O ensaio de dureza consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície da peça pela aplicação de pressão com uma ponta de penetração. A medida da dureza do material ou da dureza superficial é dada como função das características da marca de impressão e da carga aplicada a cada tipo de ensaio de dureza realizado.

Tabela 3 – Técnicas de ensaio de dureza.

Ensaio	Penetrador	Forma da Impressão		Carga	Fórmula para o Número Índice de Dureza ^a
		Vista Lateral	Vista Superior		
Brinell	Esfera com 10 mm em aço ou carbeto de tungstênio			P	$HB = \frac{2P}{\pi D \left[D - \sqrt{D^2 - d^2} \right]}$
Microdureza Vickers	Pirâmide de diamante			P	$HV = 1,854P/d_1^2$
Microdureza Knoop	Pirâmide de diamante			P	$HK = 14,2P/t^2$
Rockwell e Rockwell Superficial	<ul style="list-style-type: none"> Cone de diamante; esferas de aço com diâmetro de 1/16, 1/8, 1/4 e 1/2 pol. 			<ul style="list-style-type: none"> 60 kg 100 kg 150 kg Rockwell	
				<ul style="list-style-type: none"> 15 kg 30 kg 45 kg Rockwell Superficial	

Fonte: Callister (2006).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho foram utilizadas amostras de aço *maraging* classe 300. As amostras foram seccionadas em uma máquina de corte cut-off, utilizando-se um disco de corte abrasivo. Todas as amostras foram tratadas termicamente em fornos tipo mufla.

Uma amostra foi separada para realizar a metalografia do material como recebido, isto é, não foi realizado nenhum tipo de tratamento térmico nesta amostra.

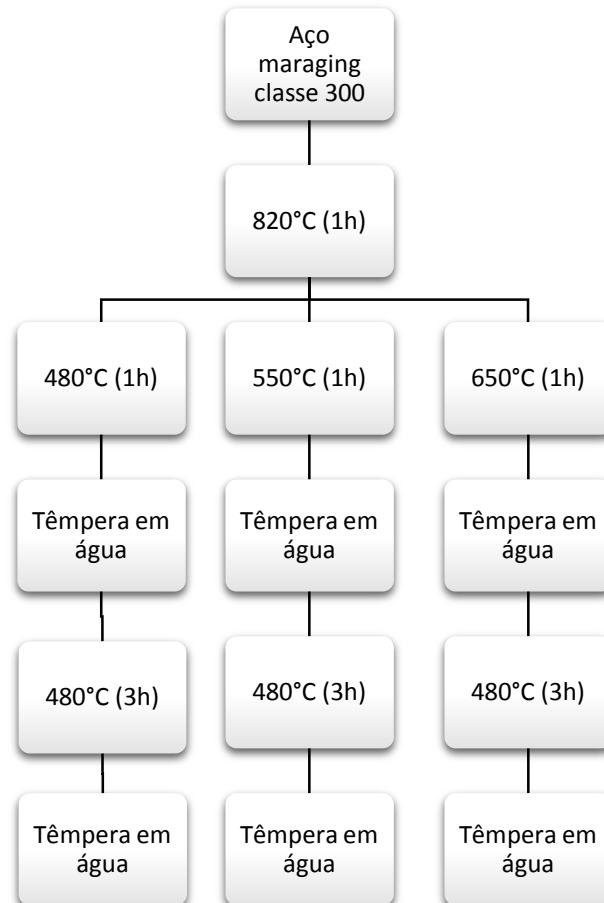
4.1 Tratamento térmico *ausaging* seguido de *maraging* após solubilização a 820°C

Três amostras foram submetidas a um tratamento térmico de solubilização em uma temperatura de 820°C por uma hora.

Após as amostras serem solubilizadas, elas foram retiradas do forno e imediatamente colocadas em um outro forno, possuindo temperaturas de 480°C, 550°C e 650°C durante uma hora. Em seguida, as amostras foram submetidas à têmpera em água até atingirem temperatura ambiente. Este tratamento é denominado *ausaging*.

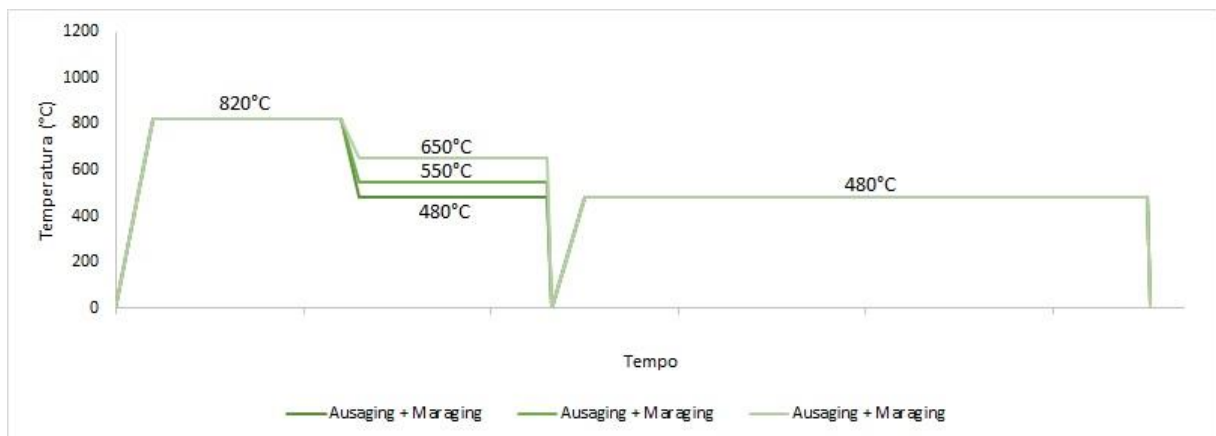
Após o tratamento descrito acima, realizou-se o tratamento térmico *maraging*, que consistiu em colocar as três amostras num forno tipo mufla a uma temperatura de 480°C por três horas. Em seguida, foram realizadas têmperas em água em todas as amostras. A figura e o gráfico a seguir ilustram este tratamento.

Figura 3 – Representação esquemática do tratamento térmico *ausaging* seguido de *maraging* após solubilização a 820°C.



Fonte: elaborado pelo autor.

Gráfico 6 – Representação gráfica do tratamento térmico *ausaging* seguido de *maraging* após solubilização a 820°C.

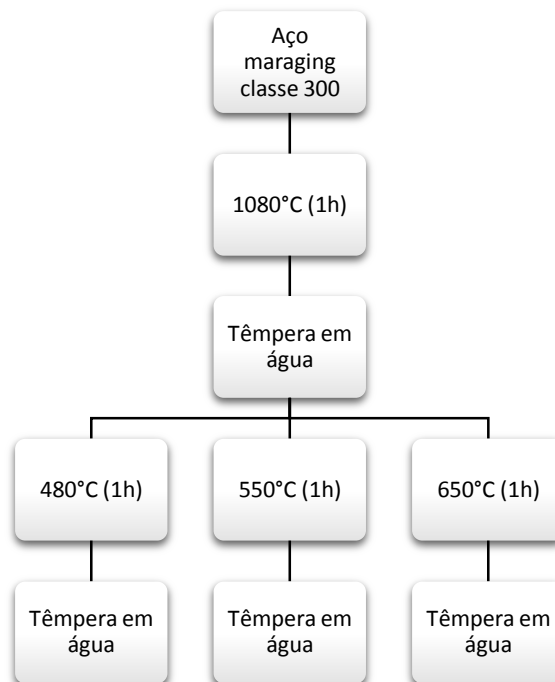


Fonte: elaborado pelo autor.

4.2 Tratamento térmico *maraging* após solubilização a 1080°C

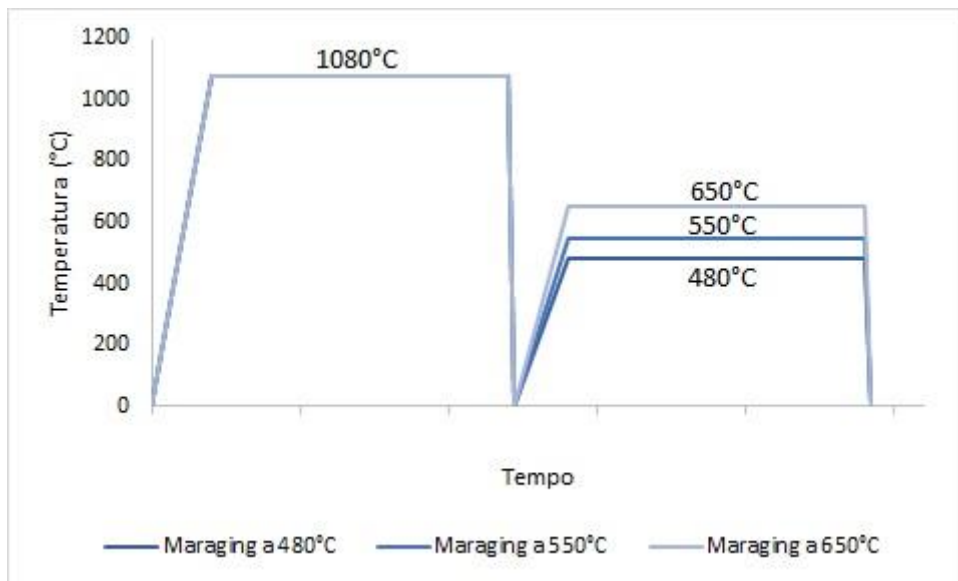
Para este tratamento, foram utilizadas outras três amostras que foram solubilizadas em uma temperatura de 1080°C durante uma hora. Ao fim da solubilização, as amostras foram resfriadas em água a temperatura ambiente. Em seguida, as amostras foram envelhecidas durante uma hora nas temperaturas de 480°C, 550°C e 650°C e, por fim, foram submetidas à têmpera em água. A figura 5 e o gráfico 7 ilustram o tratamento descrito.

Figura 5 – Representação esquemática do tratamento térmico *maraging* após solubilização a 1080°C.



Fonte: elaborado pelo autor.

Gráfico 7 – Representação gráfica do tratamento térmico *maraging* após solubilização a 1080°C.

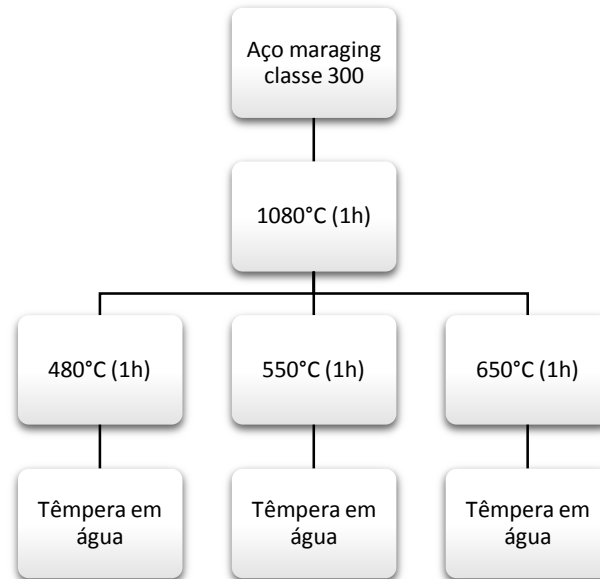


Fonte: elaborado pelo autor.

4.3 Tratamento térmico *ausaging* após solubilização a 1080°C

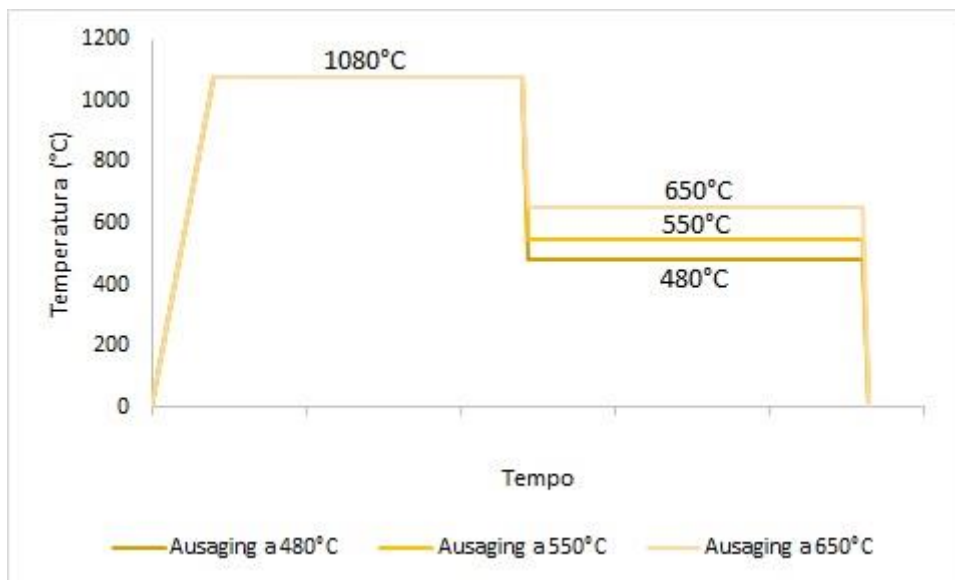
Para este tratamento, também, foram utilizadas outras três amostras que foram solubilizadas em uma temperatura de 1080°C durante uma hora. Com o término da solubilização, as amostras foram colocadas imediatamente em fornos com temperaturas de 480°C, 550°C e 650°C durante um período de uma hora. A figura 6 ilustra este tratamento.

Figura 6 – Representação esquemática do tratamento térmico *ausaging* após solubilização a 1080°C



Fonte: elaborado pelo autor.

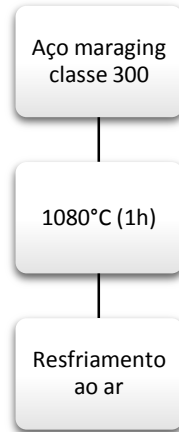
Gráfico 8 – Representação gráfica do tratamento térmico *ausaging* após solubilização a 1080°C.



Fonte: elaborado pelo autor.

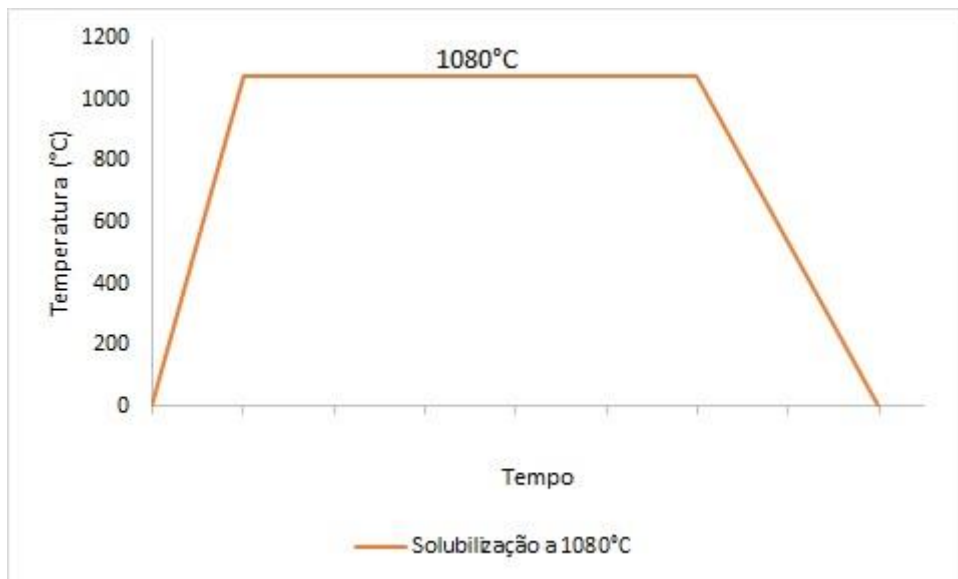
Fez-se, ainda, solubilização em mais uma amostra utilizando a mesma temperatura de 1080°C durante uma hora e, em seguida, resfriamento ao ar. A figura e o gráfico a seguir ilustram esse tratamento.

Figura 7 – Representação esquemática do tratamento térmico de solubilização com resfriamento ao ar.



Fonte: elaborado pelo autor.

Gráfico 9 – Representação gráfica do tratamento térmico de solubilização com resfriamento ao ar.



Fonte: elaborado pelo autor.

4.4 Preparação das amostras

Após realizados os tratamentos térmicos citados nas seções anteriores, as amostras seguiram para a etapa de preparação metalográfica. O lixamento das amostras foi realizado utilizando-se lixas com material abrasivo que possuíam

granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2500 mesh. Ao mudar a lixa para uma com granulometria menor, girava-se a amostra em 90° com o objetivo de apagar os riscos feitos pela lixa anterior.

A etapa de polimento segue a etapa de lixamento. Nesta etapa, utilizou-se panos de polimento e soluções de alumina com granulometria de 1 e 0,5 micrômetro.

Depois da etapa de polimento, as amostras foram atacadas quimicamente com o reagente nital 2%, constituído de 98 ml de álcool etílico (C₂H₅OH) e 2 ml de ácido nítrico (HNO₃) com o objetivo de revelar as suas respectivas microestruturas. O tempo de ataque químico nas amostras como recebida e solubilizada foi de trinta segundos, enquanto que o tempo de ataque nas amostras envelhecidas foi de dez segundos.

4.5 Análise em microscópio óptico

As amostras preparadas foram levadas ao microscópio óptico Zeiss do Laboratório de Caracterização de Materiais da UFC (LACAM – UFC) para que fossem analisadas. Foram capturadas imagens da microestrutura de cada amostra utilizando aumentos de 100, 200 e 500 vezes.

4.6 Ensaio de Dureza

Após as etapas de preparação metalográfica e análise da microestrutura em microscópio óptico, todas as amostras foram levadas ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da UFC (LEM – UFC) para que fossem submetidas ao ensaio de dureza do tipo Rockwell C. Foram realizadas cinco penetrações em cada uma das amostras com o objetivo de obter o valor da dureza a partir da média aritmética desses valores. No ensaio foi utilizada uma carga de 150kgf durante oito segundos.

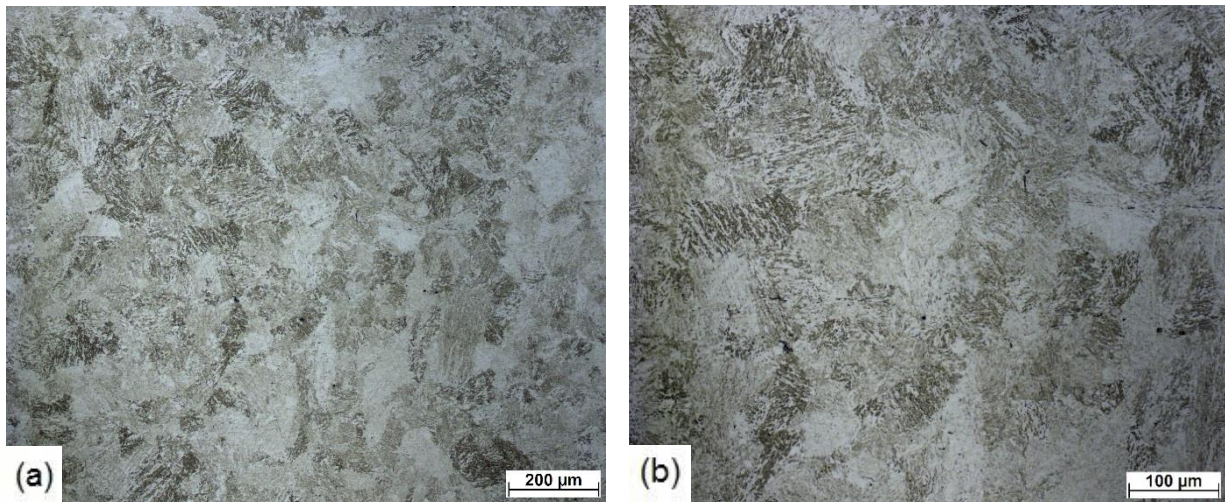
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise das microestruturas

A amostra como recebida foi levada ao microscópio óptico para que a sua microestrutura fosse identificada e comparada com as microestruturas obtidas com os tratamentos térmicos realizados.

A micrografia do aço *maraging* na forma como recebido, isto é, sem nenhum tipo de tratamento térmico, está apresentada na figura a seguir:

Figura 8 – Amostra de aço *maraging* como recebido. (a) aumento de 100x e (b) aumento de 200x.

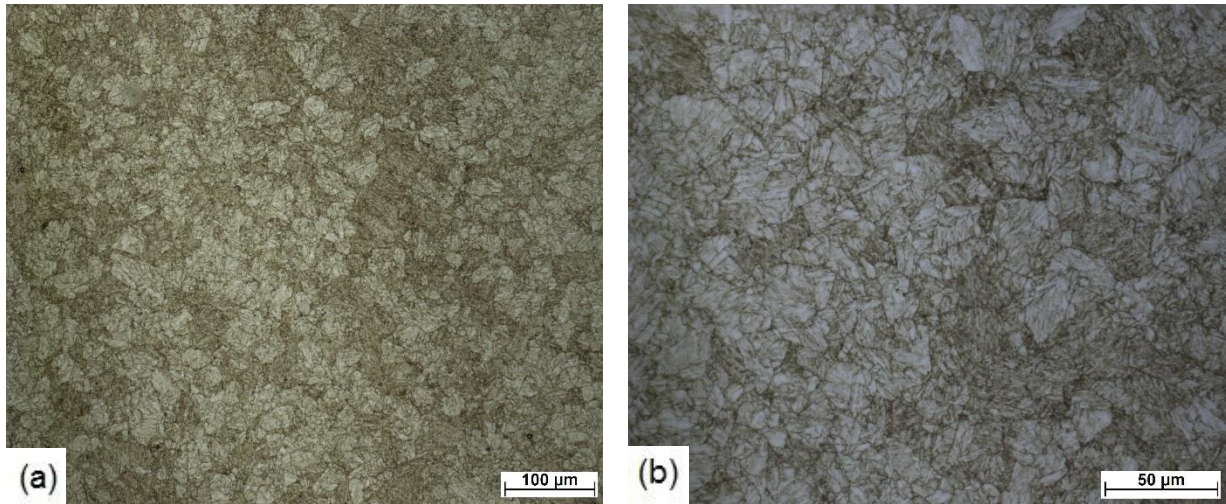


Fonte: elaborado pelo autor.

Como se pode observar a partir das figuras, o aço *maraging* é constituído, essencialmente, por uma matriz martensítica caracterizada por uma microestrutura fina em forma de agulhas. Esta microestrutura é possível independente da velocidade de resfriamento, devido ao elevado teor de níquel na liga de, aproximadamente, 18% deste elemento (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

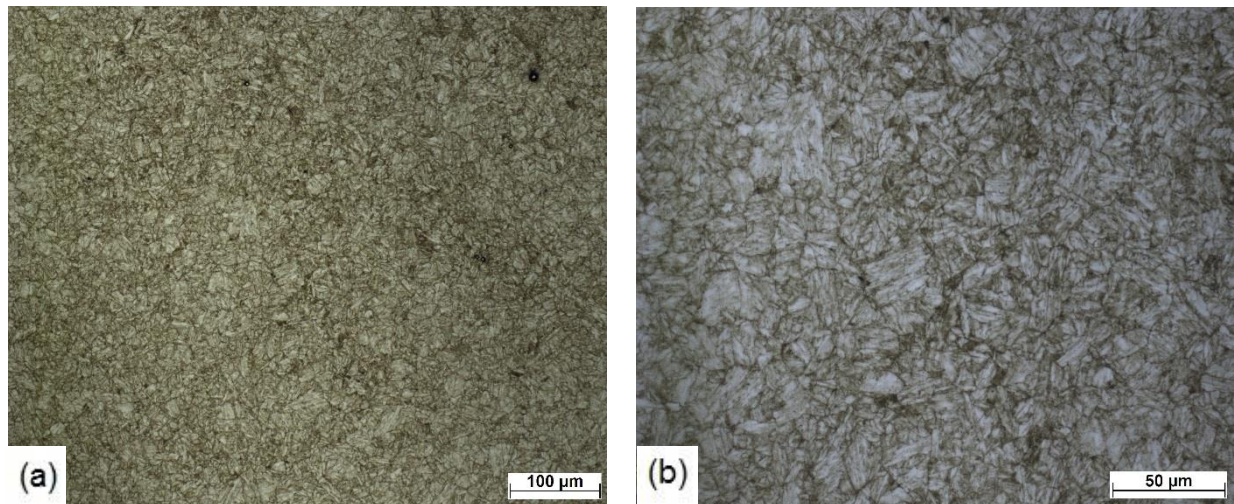
A seguir, estão dispostas as imagens das amostras que foram submetidas ao tratamento térmico *ausaging* nas temperaturas 480°C, 550°C e 650°C seguido de *maraging* a 480°C após solubilização a 820°C.

Figura 9 – Tratamento térmico *ausaging* em uma temperatura de 480°C por uma hora seguido de *maraging* em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.



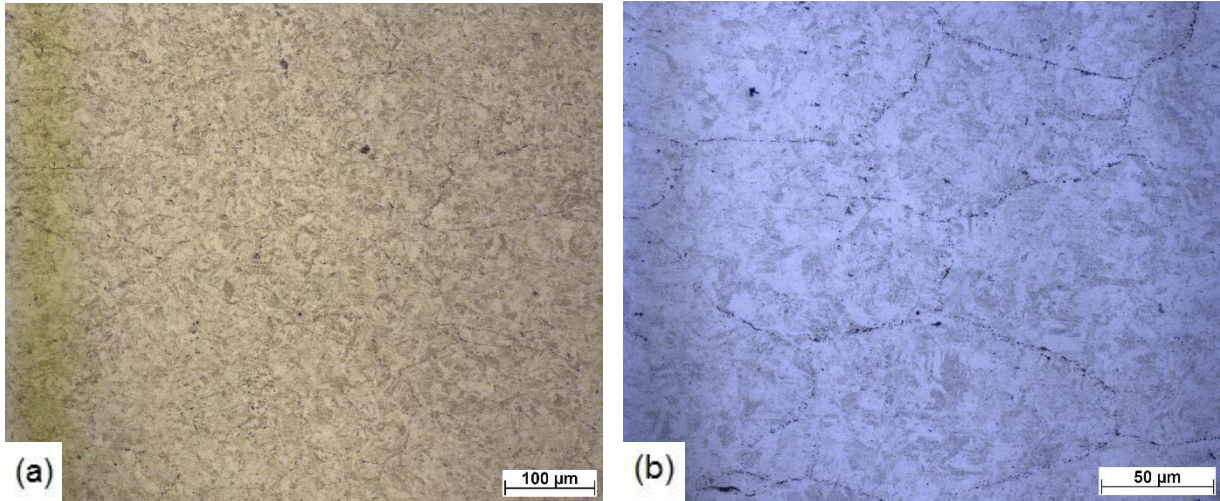
Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 10 – Tratamento térmico *ausaging* em uma temperatura de 550°C por uma hora seguido de *maraging* em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.



Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 11 – Tratamento térmico *ausaging* em uma temperatura de 650°C por uma hora seguido de *maraging* em uma temperatura de 480°C por três horas para a amostra solubilizada a 820°C. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.

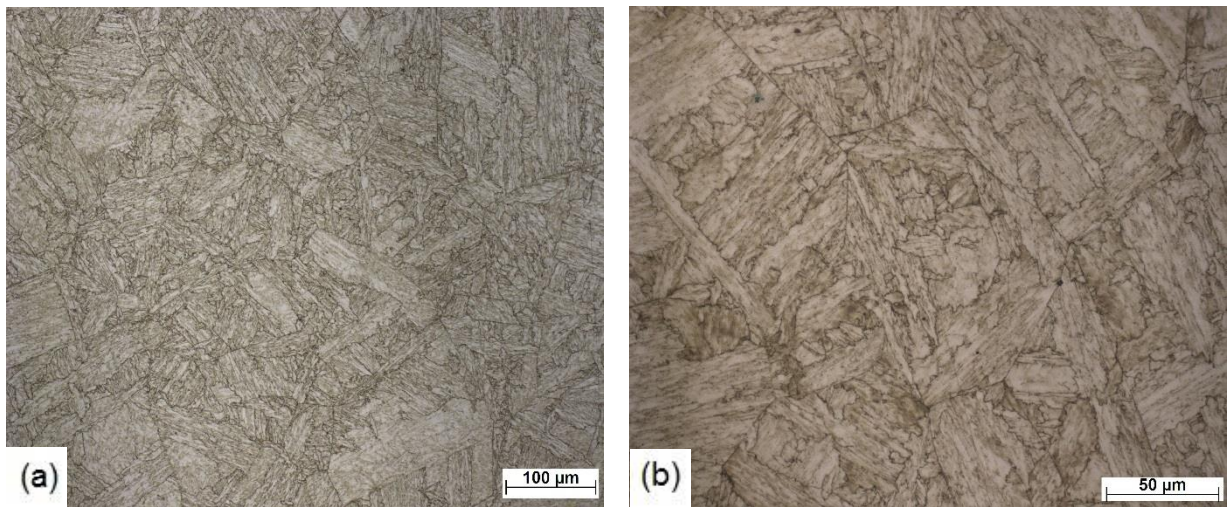


Fonte: elaborado pelo autor.

As micrografias das figuras acima confirmam que, mesmo com o envelhecimento, a microestrutura permanece, predominantemente, martensítica, ainda que, provavelmente, possua uma parcela de austenita retida devido ao tratamento de envelhecimento. A morfologia da martensita em forma de ripas ou agulhas pode ser observada nas três amostras.

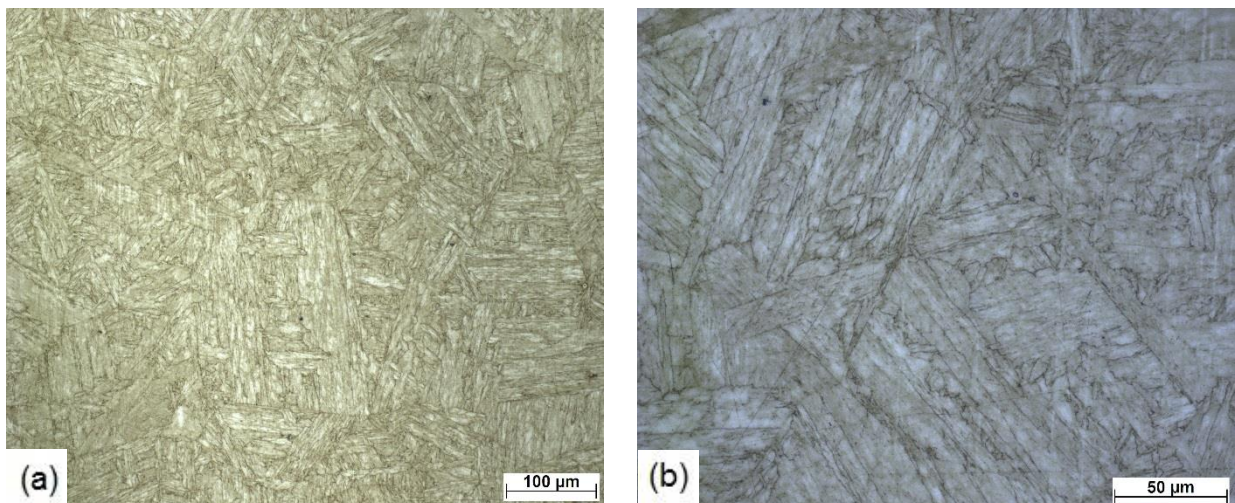
A seguir estão dispostas as micrografias das amostras que sofreram o tratamento térmico *maraging*, com solubilização em uma temperatura de 1080°C por uma hora seguido de resfriamento em água e envelhecimento nas temperaturas 480°C, 550°C e 650°C, também, durante uma hora e resfriamento em água.

Figura 12 – Tratamento térmico *maraging*. Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 480°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.



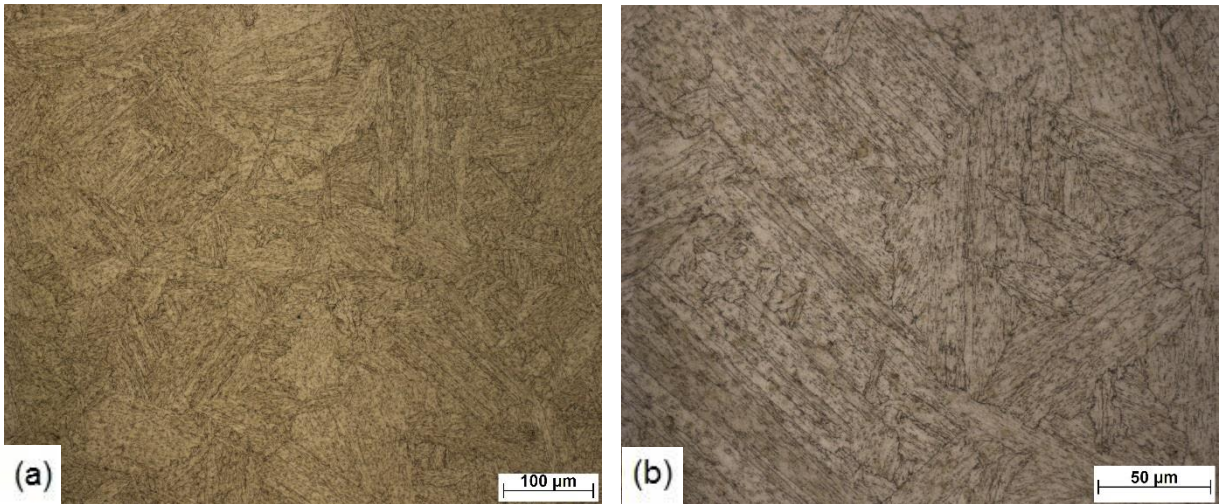
Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 13 – Tratamento térmico *maraging*. Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 550°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.



Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 14 – Tratamento térmico *maraging*. Amostra solubilizada a 1080°C e envelhecida a 650°C por uma hora. (a) aumento de 200x e (b) aumento de 500x.

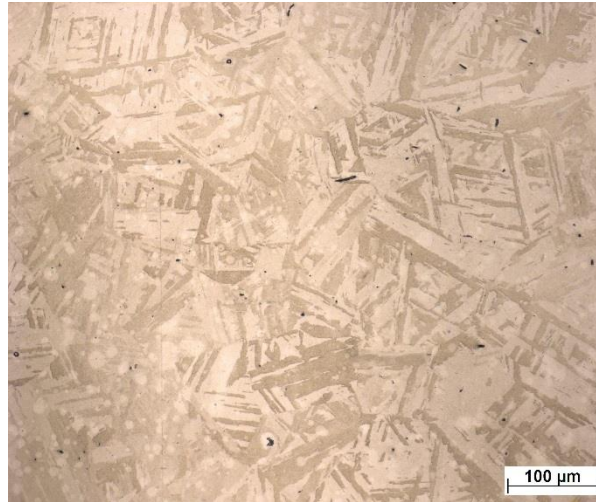


Fonte: elaborado pelo autor.

Uma vez que a solubilização foi feita numa temperatura maior (1080°C) que as amostras anteriores (820°C), os grãos encontram-se maiores porque houve maior grau de crescimento de grão devido à temperatura mais elevada (CALLISTER, 2006). A microestrutura continua, predominantemente, martensítica, podendo ser observada pelas morfologias de ripas ou agulhas.

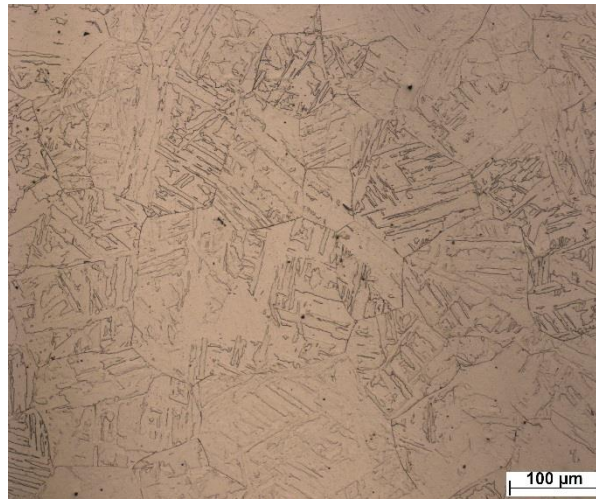
Para o tratamento térmico *ausaging*, três amostras foram solubilizadas em uma temperatura de 1080°C durante uma hora e, logo em seguida, colocadas para envelhecer em fornos a temperaturas de 480°C, 550°C e 650°C, também, por uma hora. Por fim, fez-se o resfriamento em água. As micrografias das amostras se encontram nas figuras a seguir.

Figura 15 – Tratamento térmico *ausaging*.
Amostra solubilizada a 1080°C e
envelhecida a 480°C por uma hora.
Aumento de 200x.



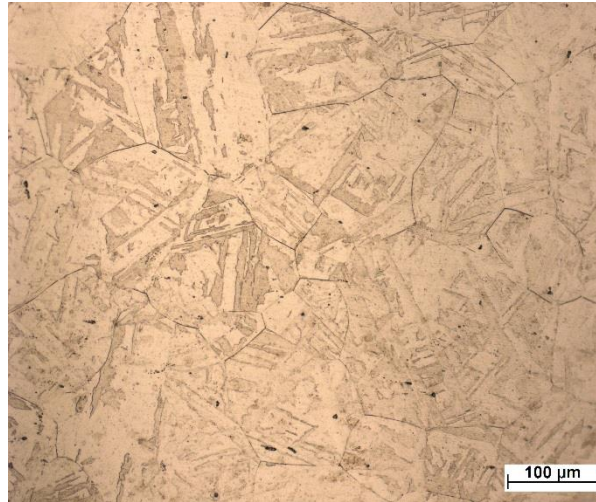
Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 16 – Tratamento térmico *ausaging*.
Amostra solubilizada a 1080°C e
envelhecida a 550°C por uma hora.
Aumento de 200x.



Fonte: elaborado pelo autor.

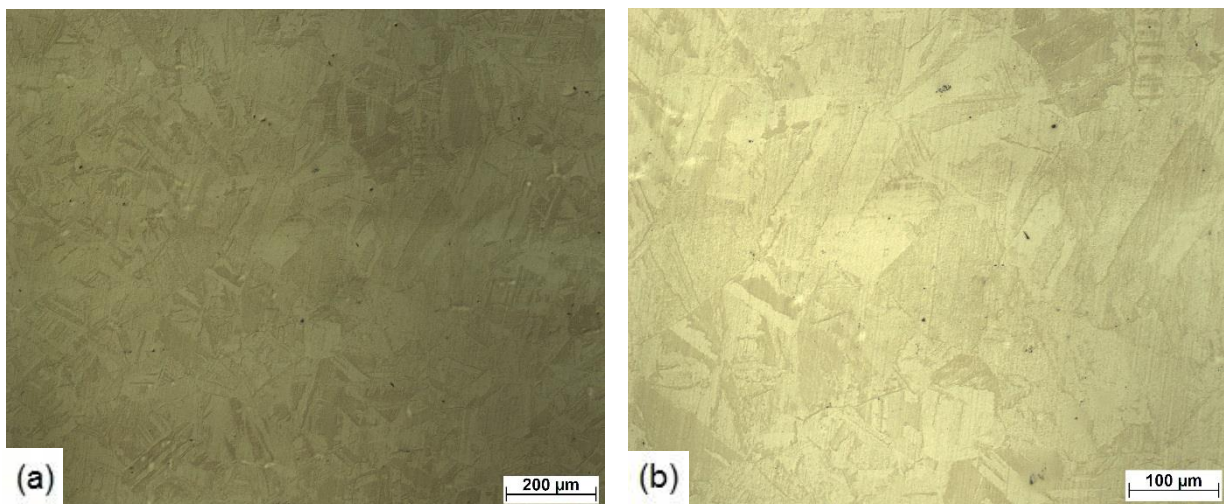
Figura 17 – Tratamento térmico *ausaging*.
Amostra solubilizada a 1080°C e
envelhecida a 650°C por uma hora.
Aumento de 200x.



Fonte: elaborado pelo autor.

É possível observar, a partir das microestruturas acima, que elas são bastante diferentes das microestruturas anteriores, porque, no tratamento térmico *ausaging*, houve o envelhecimento da austenita apenas e não da martensita, como nos tratamentos anteriores. Por isso, há uma maior quantidade da fase austenita na microestrutura, fazendo com que a microestrutura obtida seja diferente das demais.

Figura 18 – Amostra solubilizada a 1080°C. (a) aumento de 100X e (b) aumento de 200X.



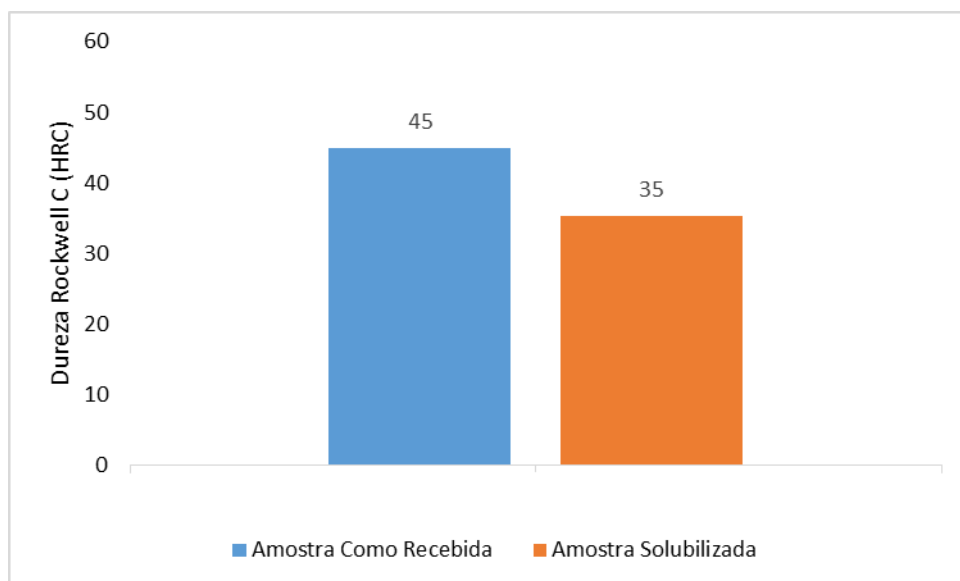
Fonte: elaborado pelo autor.

Por fim, as microestruturas da figura 18 dizem respeito à amostra solubilizada a 1080°C durante uma hora e resfriada ao ar. É possível notar uma microestrutura um pouco diferente das amostras envelhecidas, com grãos aparentemente maiores e uma morfologia, ainda que martensítica, com ripas e agulhas menos evidentes que as amostras envelhecidas.

5.2 Análise do ensaio de dureza

A seguir, encontram-se os resultados do ensaio de dureza em cada amostra como gráficos de colunas.

Gráfico 10 – Resultado do ensaio de dureza Rockwell C para as amostras como recebida e solubilizada.



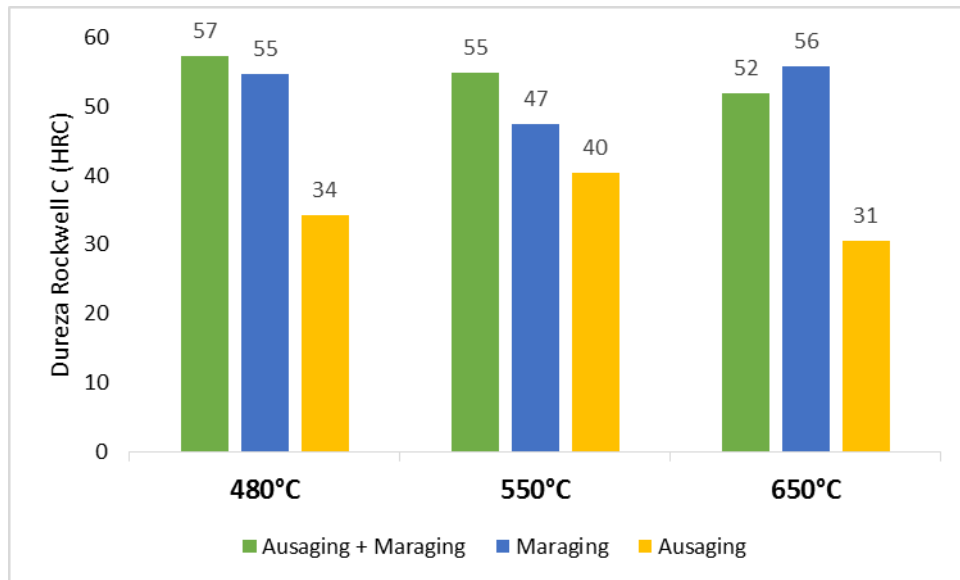
Fonte: elaborado pelo autor.

Como pode ser observado no gráfico 10, a dureza da amostra solubilizada é menor que a dureza da amostra como recebida, o que nos leva a concluir que a amostra no estado como recebido pode ter sofrido algum tratamento térmico de envelhecimento, o que explicaria a sua maior dureza.

A diferença na dureza das amostras em questão, também, pode ser explicada por suas diferentes morfologias. Observando as figuras 8 e 18, enquanto que a amostra como recebida possui uma microestrutura, predominantemente,

martensítica, com uma morfologia em forma de ripas ou agulhas, a amostra solubilizada não apresenta este tipo de morfologia, embora também seja constituída de martensita.

Gráfico 11 – Resultado do ensaio de dureza Rockwell C para as amostras envelhecidas.



Fonte: elaborado pelo autor.

Segundo o gráfico 11, a dureza do aço *maraging* é fortemente influenciada pelos diferentes tratamentos térmicos realizados. Para o tratamento *ausaging* seguido de *maraging*, ilustrado pelas colunas verdes, percebe-se que a dureza das amostras diminui linearmente à medida que se aumenta a temperatura em que a austenita foi envelhecida. Este fenômeno também foi observado por outros autores, como Pardal (2004) e Hall & Slunder (1968) uma vez que quanto maior a temperatura de envelhecimento, maior a chance de ocorrer reversão da austenita e, assim, a amostra apresentar menor dureza.

De maneira geral, as amostras com austenita e martensita envelhecidas possuem uma dureza maior em cada temperatura. Isto ocorre, provavelmente, por dois motivos: porque a temperatura de solubilização nessas amostras foi menor do que nas amostras que sofreram os tratamentos *maraging* e *ausaging* apenas, bem como porque o tempo de envelhecimento neste tratamento foi maior do que nos outros, fazendo com que houvesse mais tempo para a formação de precipitados (TEWARI, 2000). Uma temperatura de solubilização menor implica menor grau de

crescimento de grão durante a solubilização, fazendo com que os grãos nessas amostras fiquem menores e, assim, confirmam às amostras maior resistência e dureza (CALLISTER, 2006).

Para os tratamentos térmicos *maraging* e *ausaging*, ilustrados pelas colunas azuis e amarelas respectivamente, esse decréscimo não foi observado da mesma forma como nas amostras do tratamento *ausaging + maraging*. No tratamento térmico *maraging* houve um *outlier*, no valor de 56 HRC, na temperatura de 650°C, não sendo esse valor representativo. Provavelmente, pode ter ocorrido algum erro durante a medição do valor de dureza ou a amostra não estava adequada para este ensaio.

É possível observar, também, que o tratamento térmico *ausaging*, dentre os tratamentos de envelhecimento, foi o único que diminuiu a dureza das amostras, independente da temperatura de envelhecimento. Isto ocorre porque no tratamento térmico *ausaging* houve apenas o envelhecimento da fase austenita, fazendo com que esta fase esteja presente em maior quantidade nas amostras. Como a dureza da austenita é menor que a da martensita, este fenômeno pode ser explicado (CALLISTER, 2006). A diminuição da dureza é mais intensa em temperaturas de envelhecimento mais elevadas.

6 CONCLUSÃO

A microestrutura das amostras é, fortemente, influenciada pelos tratamentos térmicos a que cada uma foi submetida. A morfologia dos grãos da amostra solubilizada é bastante diferente das amostras envelhecidas, mesmo as duas sendo constituídas por martensita. A amostra solubilizada possui uma microestrutura contendo grãos grandes e com forma de ripas ou agulhas menos evidentes que as amostras envelhecidas, que também possuem grãos menores. Esta característica pode explicar a menor dureza encontrada na amostra solubilizada, de, apenas, 35 HRC.

A temperatura de solubilização influencia no tamanho de grão das amostras. As amostras que foram solubilizadas a 1080°C possuem tamanhos de grão maiores que as que foram solubilizadas a 820°C.

O tratamento térmico *ausaging* seguido de *maraging* foi o que resultou em maiores valores de dureza nas amostras em cada temperatura de envelhecimento, sendo de 57, 55 e 52 HRC respectivamente. Este fenômeno pode ser explicado tanto pela menor temperatura de solubilização aplicada neste tratamento quanto pelo maior tempo de envelhecimento da martensita.

A temperatura de envelhecimento, também, influencia na microestrutura e dureza do aço *maraging*. Quanto maior a temperatura de envelhecimento, de modo geral, menor a dureza encontrada das amostras, ainda que algumas delas não tenham apresentado este mesmo comportamento.

Por fim, todos os tratamentos térmicos de envelhecimento fizeram com que a dureza do aço *maraging* aumentasse, exceto o tratamento térmico *ausaging*, que diminuiu a dureza. Isto aconteceu porque, neste tratamento, houve o envelhecimento da austenita, fazendo com que esta fase estivesse presente em maior quantidade e, assim, possuindo menor valor de dureza das amostras submetidas a este tratamento.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar tratamentos térmicos em diferentes temperaturas para fazer um comparativo entre as propriedades obtidas neste trabalho;
- Realizar tratamentos térmicos utilizando tempos maiores de envelhecimento;
- Realizar ensaios de impacto Charpy em corpos de prova submetidos aos mesmos tratamentos térmicos citados neste trabalho com o objetivo de estudar as mudanças na tenacidade devido aos tratamentos térmicos;
- Realizar ensaios de tração a fim de se obter outras propriedades mecânicas, como limite de escoamento, limite de resistência à tração e limite de ruptura.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook: properties and selection – irons, steels and high-performance alloys**. 10. ed. Materials Park, OH: ASM, 1990, v. 1.
- CALLISTER, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia dos materiais: uma abordagem integrada**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 1996.
- GARCIA, A; SPIM, J. A; SANTOS, C. A. **Ensaaios dos materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2000.
- HALL, A. M; SLUNDER, C. J. **The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels**. Washington D.C. National Aeronautics and Space Administration, 1968.
- KWIETNIEWSKI, C. E. F; KISS, F. J; STROHAECKER, T. R; REGULY A: **Tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos**. Porto Alegre: UFRGS, 2014.
- LLEWELLYN, D. T; HUDD, R. C. **Steels: metallurgy & applications**. 3. ed. Oxford: Butterworth Heinemann, 1998.
- MANNHEIMER, W. A. **Microscopia dos materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro: e-papers, 2002.
- NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994.
- PARDAL, J. M. **Propriedades mecânicas e magnéticas do aço maraging classe 300 em diversas condições de tratamento térmico**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Centro Tecnológico, Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2004.
- PARDAL, J. M; TAVARES, S. S. M; FONSECA, M. P. C; SILVA, M. R; NETO, J. M; ABREU, H. F. G. **Influence of temperature and aging time on hardness and magnetic properties of the maraging steel grade 300**. *J Mater Sci*. 2007.
- ROHRBACH, K; SCHMIDT, M. **Metals handbook: properties and selection – irons, steels and high-performance alloys**. 10. ed. Materials Park, OH: ASM, 1990, v. 1.
- SILVA, A. L. C; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- TEWARI, R; MAZUMDER, S; BATRA, I.S.; DEY, G. K.; BANERJEE, S. **Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350**. *Acta Mater*. 48 (2000). 1187-1200, 2000.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ. Biblioteca Universitária. **Guia de normalização de trabalhos acadêmicos da Universidade Federal do Ceará.** Fortaleza, 2013.