LEANDRO GOMES DE CARVALHO

ESTUDO DILATOMÉTRICO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM
AÇOS MARAGING M300 E M350

São Paulo
2012

LEANDRO GOMES DE CARVALHO

ESTUDO DILATOMÉTRICO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM
AÇOS MARAGING M300 E M350

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Metalúrgica e Materiais

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha

São Paulo
2012

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 17 de janeiro de 2012.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Carvalho, Leandro Gomes de
Estudo dilatométrico das transformações de fase em aços
maraging M300 e M350 / L.G. de Carvalho. -- ed.rev. -- São Paulo,
2012.

125 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade
de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais.

1. Aço 2. Mudança de fase I. Universidade de São Paulo. Es -
cola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais II. t.

Aos meus pais Manoel e Silvia.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha pela orientação, incentivo e dedicação durante a realização deste trabalho e pela constante oportunidade de aprendizado.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica pela oportunidade de cursar o mestrado e pelas facilidades experimentais oferecidas.

Ao Centro Tecnológico da Marinha (CTM-SP) pela bolsa de mestrado (entre julho de 2010 e dezembro de 2011), pelo financiamento dos ensaios de dilatométrica e pelas facilidades experimentais oferecidas.

Ao contra-almirante Luciano Pagano Junior e ao comandante Paulo Rocha pelo apoio e incentivo a este trabalho.

À Capes pela bolsa de mestrado recebida no período entre dezembro de 2009 e junho de 2010.

À Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais (CETEC-MG), especialmente a Dra. Margareth Spangler Andrade e o Nilton de Oliveira, pela realização dos ensaios de dilatométrica.

À Dra. Maysa Terada pela realização de ensaios preliminares com microscopia eletrônica de varredura, pelo acompanhamento nos tratamentos térmicos das amostras e pelas críticas e sugestões ao trabalho.

Ao Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut pelas críticas e sugestões ao trabalho.

Aos servidores do Centro Tecnológico da Marinha, especialmente a Dra. Darlene Kobayashi e ao metalógrafo Maurício Costa, pelo treinamento com as técnicas experimentais.

Ao Laboratório de Caracterização Tecnológica do Departamento de Engenharia de Minas e de Petróleo pela realização dos ensaios de difração de raios-X.

Ao Laboratório de Corrosão e Tratamento de Superfícies do Ipen por ceder o forno para o tratamento térmico de envelhecimento.

Aos amigos de pós-graduação Angelo Zimmermann, Daniel Yoshikawa, Denise Lopes, Denilson Aguiar, Fabrício Mendes, Litzzy Choquechambi e Tiago Evangelista.

Aos servidores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Especialmente ao Vinícius Freire, ao José Rubens Carvalho, ao Gilberto Martins, à Clélia Meguerditchian e ao Rafael Maia.

À Profa. Dra. Eloísa Madeira Szanto do Instituto de Física da Universidade de São Paulo e ao pesquisador do Ipen Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade pelo incentivo.

Aos meus amigos da Física do arctgx e do nablav, Raphael Marinho, Thiago Amaro e Aretha Jeucken que sempre me incentivaram nos momentos difíceis.

RESUMO

Os aços maraging são aços de baixo teor de carbono com estrutura martensítica (CCC), que são endurecidos pela precipitação de fases intermetálicas. O objetivo deste trabalho é estudar as transformações de fases desses aços: precipitação, reversão da martensita para a austenita e transformação martensítica. Nesse trabalho, foram caracterizadas uma corrida de aço maraging da série 300 e três corridas da série 350, usando diversas técnicas complementares: microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura com análise dispersiva de energia, microdurômetro, difração de raios-X, ferritoscópio e dilatometria. Os resultados obtidos mostraram que as corridas com maiores teores de cobalto e titânio apresentaram maiores valores de microdureza nos estados solubilizado e envelhecido. Por outro lado, medidas dilatométricas mostraram que há uma influência significativa tanto da composição química, quanto da taxa de aquecimento nas reações de precipitação e reversão da martensita para a austenita. No entanto, a transformação martensítica mostrou-se dependente apenas da taxa de aquecimento.

Palavras-chave: Aços maraging. Envelhecimento. Reversão da martensita para a austenita. Dilatometria.

ABSTRACT

Maraging steels are steels with a low carbon martensitic structure (BCC), which are hardened by precipitation of intermetallic phases. The aim of this work is to study the phase transformations of these steels: precipitation, martensite to austenite reversion and martensitic transformation. In this study, one cast of 300 grade and three casts of 350 grade were characterized using several complementary techniques: optical microscopy, scanning electron microscopy with energy dispersive analysis, microhardness, X-ray diffraction, ferritoscope and dilatometry. The results showed that the casts with higher concentrations of cobalt and titanium showed higher microhardness in the solution annealed and aged states. On the other hand, dilatometry measurements showed that there is a significant influence of both the chemical composition and the heating rate on the reactions of precipitation and reversion of martensite to austenite. However, the martensitic transformation was dependent solely on the heating rate.

Keywords: Maraging steels. Aging. Austenite reversion. Martensite to austenite reversion. Dilatometry.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Relação entre tenacidade e resistência de diversos aços de alta resistência ⁽¹⁶⁾	5
Figura 2: Etapas do ciclo do combustível nuclear ⁽³³⁾	8
Figura 3: A tecnologia de ultracentrifugação: (a) esquema básico de uma ultracentrífuga e (b) cascata de ultracentrífugas em Almelo (Holanda) ⁽³¹⁾	9
Figura 4: Diagramas de fase das ligas ferro-níquel: (a) metaestável e (b) equilíbrio ⁽³⁶⁾	12
Figura 5: Desenho esquemático da precipitação da inclusão TiC nos contornos de grão e subgrão da austenita primária dos aços maraging ⁽⁴¹⁾	13
Figura 6: Microestrutura típica da martensita em ripas ⁽⁴⁸⁾	15
Figura 7: Diagrama TTT correspondente à precipitação de compostos intermetálicos ⁽⁵²⁾	17
Figura 8: Crescimento da austenita revertida em placas dentro das ripas de martensita ⁽⁶⁷⁾	21
Figura 9: Organograma dos experimentos realizados e técnicas utilizadas.....	24
Figura 10: Preparação e ensaio dos corpos de prova no dilatômetro Adamel Lhomaray LK 02: (a) união dos fios do termopar ao corpo de prova; (b) fixação do corpo de prova ao aparato experimental; (c) sistema de aquecimento do dilatômetro; (d) funcionamento do dilatômetro durante o aquecimento.	29
Figura 11: Variação da taxa de aquecimento e resfriamento com a temperatura durante o ciclo térmico para a 10°C/s no aço maraging 350D.	30
Figura 12: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 300A.....	32
Figura 13: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350B.....	33
Figura 14: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350C.....	33
Figura 15: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350D.....	34
Figura 16: Micrografias das inclusões no aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.....	35
Figura 17: Micrografias das inclusões no aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.....	36
Figura 18: Micrografias das inclusões no aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.....	37
Figura 19: Micrografia com as inclusões presentes no aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.....	38
Figura 20: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão (Ti,Mo)C no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.....	40

Figura 21: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) da inclusão (Ti,Mo)C no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.	40
Figura 22: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão TiN no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.	41
Figura 23: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) da inclusão TiN no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.	41
Figura 24: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão Ti ₂ CS no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.	42
Figura 25: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) da inclusão Ti ₂ CS no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.	42
Figura 26: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão Ti ₂ CS contendo zircônio no aço maraging 350 corrida D usando tensão aceleradora de 20 kV.	43
Figura 27: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) da inclusão Ti ₂ CS contendo zircônio no aço maraging 350 corrida D usando tensão aceleradora de 20 kV.	43
Figura 28: Imagem da Inclusão TiN na corrida 300A feita por elétrons retro-espalhados usando tensão aceleradora de 20 kV.	44
Figura 29: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) no centro da inclusão TiN no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.	44
Figura 30: Espectro de análise por dispersão de energia (<i>EDS</i>) na borda da inclusão TiN no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.	45
Figura 31: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.	45
Figura 32: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.	46
Figura 33: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.	46
Figura 34: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.	47
Figura 35: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.	48
Figura 36: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.	48
Figura 37: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.	49
Figura 38: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.	49
Figura 39: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.	50
Figura 40: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.	50

Figura 41: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.....	51
Figura 42: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.....	51
Figura 43: Valores médios das medidas de dureza para as corridas pesquisadas no estado solubilizado.....	52
Figura 44: Difratoograma de raios-X das corridas pesquisadas no estado solubilizado usando radiação CuK α	52
Figura 45: Extrapolação do parâmetro de rede da martensita como função de $\cos^2\theta$ usando regressão linear para as corridas pesquisadas.	54
Figura 46: Curva dilatométrica de aquecimento e resfriamento para a corrida B, taxa de 1 °C/s.	56
Figura 47: Transformações de fase durante o aquecimento.	57
Figura 48: Transformação martensítica durante o resfriamento.....	57
Figura 49: Contração do corpo de prova durante a precipitação em função da taxa de aquecimento para as quatro corridas pesquisadas.	58
Figura 50: Temperatura de início (P_I) e término (P_F) de precipitação versus taxa de aquecimento para as quatro corridas pesquisadas.	58
Figura 51: Contração do corpo de prova devido à reversão da martensita para austenita versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.	59
Figura 52: Temperaturas de início (A_I) e término (A_F) de reversão da martensita para a austenita versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.	60
Figura 53: Expansão do corpo de prova durante a transformação martensítica em função da taxa de resfriamento para as corridas pesquisadas.	61
Figura 54: Temperaturas de início (M_I) e término (M_F) da transformação martensítica versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.	61
Figura 55: Variação do comprimento do corpo de prova após o ciclo térmico em função da taxa de aquecimento e resfriamento para as corridas pesquisadas.	62
Figura 56: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 °C em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 300 corrida A.....	64
Figura 57: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 °C em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida B.....	64
Figura 58: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 °C em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida C.....	65
Figura 59: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 °C em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida D.....	65
Figura 60: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Kissinger ⁽⁸⁵⁾ para as diversas corridas pesquisadas.....	67
Figura 61: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Ozawa ⁽⁸⁶⁾ para as diversas corridas pesquisadas.	67

Figura 62: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Boswell ⁽⁸⁷⁾ para as diversas corridas pesquisadas.	68
Figura 63: Histograma das energias de ativação para a precipitação usando diversos métodos.	68
Figura 64: Comparação entre os coeficientes de correlação das regressões lineares para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita.	69
Figura 65: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita por meio do método de Kissinger ⁽⁸⁵⁾	71
Figura 66: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita através do método de Ozawa ⁽⁸⁶⁾	71
Figura 67: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita através do método de Boswell ⁽⁸⁷⁾	72
Figura 68: Histograma das energias de ativação para a reversão da martensita usando diversos métodos.	72
Figura 69: Comparação entre os coeficientes de correlação das regressões lineares usadas para estimar a energia de ativação da reversão da martensita.	73
Figura 70: Variação da microdureza com o tempo de envelhecimento para as corridas pesquisadas em tratamento isotérmico a 480 °C.	74
Figura 71: Variação da fração transformada com o tempo de envelhecimento para as corridas pesquisadas em tratamento isotérmico a 480 °C.	75
Figura 72: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 300 corrida A.	76
Figura 73: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida B.	76
Figura 74: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida C.	77
Figura 75: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida D.	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição (% massa) e propriedades mecânicas dos aços maraging desenvolvidos por Bieber ⁽¹⁰⁾	2
Tabela 2: Composição nominal dos aços maraging (% massa) ^(1,5,17)	4
Tabela 3: Propriedades mecânicas dos aços maraging ⁽⁵⁾	4
Tabela 4: Composição nominal dos aços maraging sem cobalto ⁽¹⁶⁾	6
Tabela 5: Estimativa do custo das ligas de aços maraging ⁽⁶⁾	6
Tabela 6: Comparação dos materiais para aplicação em rotores de ultracentrífugas ⁽³¹⁾	9
Tabela 7: Fases endurecedoras dos aços maraging ⁽⁵²⁾	17
Tabela 8: Composição química (% em massa) das corridas pesquisadas	23
Tabela 9: Reagentes utilizados nas corridas pesquisadas ⁽⁶⁸⁾	25
Tabela 10: Valores médios e desvio-padrão das medidas ferromagnéticas das corridas pesquisadas.	34
Tabela 11: Morfologia das inclusões encontradas nas corridas pesquisadas.	39
Tabela 12: Cálculos para a estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M300A no estado solubilizado.....	53
Tabela 13: Cálculos para a estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350B no estado solubilizado.....	53
Tabela 14: Cálculos para estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350C no estado solubilizado.....	53
Tabela 15: Cálculos para estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350D no estado solubilizado.....	53
Tabela 16: Comparação entre os parâmetros de rede das diversas corridas e estudos anteriores ^(82,83)	55
Tabela 17: Comparação da energia de ativação para a reação de precipitação entre as corridas pesquisadas e estudos anteriores usando a técnica de dilatométrica e a análise de Kissinger ^(75,76)	70
Tabela 18: Comparação da energia de ativação da reversão da martensita entre as corridas pesquisadas e estudos anteriores usando a técnica de dilatométrica e a análise de Kissinger ^(75,76)	73
Tabela 19: Coeficientes da equação de JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C.	77
Tabela 20: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 300 corrida A.	87
Tabela 21: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.	90

Tabela 22: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.	95
---	----

Tabela 23: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.	102
---	-----

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 DESENVOLVIMENTO HISTÓRICO.....	2
1.2 APLICAÇÕES	7
2.1 FORMAÇÃO DE INCLUSÕES	12
2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA.....	14
2.3 ENVELHECIMENTO DA MARTENSITA	16
2.4 REVERSÃO DA MARTENSITA PARA A AUSTENITA	20
3 OBJETIVOS	22
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
4.1 MATERIAIS	23
4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS	24
4.3 TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL	24
4.3.1 MICROSCOPIA ÓPTICA.....	25
4.3.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	26
4.3.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	26
4.3.4 MEDIDAS FERROMAGNÉTICAS.....	26
4.3.6 ENSAIO DILATOMÉTRICO	27
4.3.6 MICRODUREZA.....	31
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO COMO RECEBIDO.....	32
5.1.1 MEDIDAS FERROMAGNÉTICAS.....	32
5.1.2 CARACTERIZAÇÃO DAS INCLUSÕES	35
5.1.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA MATRIZ MARTENSÍTICA....	45
5.2 DILATOMETRIA.....	56
5.2.1 ESTIMATIVA DE ENERGIA DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE	62
5.2.1.1 ENERGIA DE ATIVAÇÃO DA PRECIPITAÇÃO.....	66
5.2.1.2 ENERGIA DE ATIVAÇÃO DA REVERSÃO DA MARTENSITA	71
5.3 ENVELHECIMENTO	74
6 CONCLUSÕES	79
7 REFERÊNCIAS.....	80
8 APÊNDICE	87

1 INTRODUÇÃO

Os aços maraging são uma classe especial de aços de alta resistência que diferem dos aços convencionais, pois usam elementos de liga que promovem a precipitação de compostos intermetálicos em uma matriz martensítica durante o tratamento térmico de envelhecimento⁽¹⁻³⁾. No envelhecimento ocorrem somente pequenas alterações dimensionais, permitindo a usinagem de peças com formas mais complexas na condição solubilizada, e em seguida, o tratamento térmico de envelhecimento é feito com poucas distorções⁽³⁾.

Tradicionalmente, os aços maraging são produzidos usando duas técnicas de fundição. Os constituintes são primeiro fundidos em forno de indução a vácuo (*vacuum induction melting*)⁽⁴⁾. Em seguida, os lingotes produzidos são refundidos em forno à vácuo (*vacuum arc remelting*)⁽⁴⁾. Esses dois estágios reduzem de forma significativa o teor de nitrogênio e carbono.

Além dos processos de fusão em forno de indução à vácuo (*vacuum induction melting*) e refusão sob vácuo (*vacuum arc remelting*), os aços maraging podem ser submetidos a refusão em forno de escória eletrocondutora (*electroslag remelting furnace*) que reduz o teor de enxofre e fragmenta as inclusões^(2,4). Como consequência da diminuição dos teores de carbono, nitrogênio e enxofre, devido a esses processos, são reduzidos o tamanho e a quantidade das inclusões⁽⁴⁾.

Após a obtenção do lingote no estado bruto de fundição é feito um tratamento de solubilização que reduz a microsegregação do lingote, diminuindo ou eliminando a formação de austenita retida^(1,2). Este tratamento térmico, habitualmente, é realizado a 820 °C por um tempo mínimo por volta de 15 a 30 minutos para secções com até 1,3 mm de espessura e 1h por 25 mm de espessura para secções maiores. O resfriamento ao ar após o tratamento de solubilização tem a taxa de resfriamento adequada para que a transformação martensítica ocorra sem a decomposição nas fases de equilíbrio, tais como austenita e ferrita^(1,5).

Um fator que limita a aplicação em larga escala dos aços maraging é o custo dos elementos de liga utilizados^(1,6). Por outro lado, os tratamentos termomecânicos são mais simples do que os outros aços de alta resistência. A pesquisa em aços maraging é estratégica, pois é um material utilizado nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, militar, metal-mecânica e nuclear^(1,7,8).

1.1 DESENVOLVIMENTO HISTÓRICO

O desenvolvimento significativo dos aços maraging foi iniciado no final da década de 50 pela International Nickel Company (Inco), sendo liderado por Claurence Bieber⁽⁹⁾. Bieber desenvolveu ligas de aços maraging com teores 25%Ni e 20%Ni, estudando o envelhecimento da estrutura martensítica dessas ligas quando adicionados os seguintes elementos de liga: titânio, alumínio e nióbio. No entanto, os resultados mostraram que a estrutura obtida não era totalmente martensítica para a liga 25% Ni. Posteriormente, Bieber desenvolveu uma liga com 20%Ni, na qual se obtinha no resfriamento até a temperatura ambiente uma estrutura totalmente martensítica⁽¹⁰⁾. Na próxima tabela são apresentadas as propriedades mecânicas e composição química dessas ligas.

Tabela 1: Composição (% massa) e propriedades mecânicas dos aços maraging desenvolvidos por Bieber⁽¹⁰⁾.

Liga	Ni	Ti	Al	Nb	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	Alongamento(%)	R.A. (%)
25%Ni	24,8	1,6	0,2	0,4	1737	1910	12	44
20%Ni	20,0	1,7	0,2	0,4	1862	1924	12	57

A baixa razão entre tenacidade à fratura e limite de resistência mecânica das ligas com 20%Ni, quando comparadas com outros aços de alta resistência, motivou o desenvolvimento de novas composições de aços maraging^(11,12). Em 1962, Decker e co-autores observaram que adições combinadas de cobalto e molibdênio em uma liga Fe-18%Ni promovem um endurecimento maior, durante o envelhecimento, do que ligas com adição de apenas molibdênio. Esse efeito sinérgico ocorre devido à diminuição de solubilidade do molibdênio na matriz martensítica como consequência da presença de cobalto, que propicia a formação de maior quantidade de precipitados durante o envelhecimento. Decker e co-autores observaram também que adições de titânio a uma liga Fe-18%Ni-7%Co-5%Mo produz um efeito de endurecimento suplementar⁽¹³⁾.

Em 1964, Floreen estudou o endurecimento por envelhecimento de ligas ternárias Fe-Ni-X, onde X eram os elementos: alumínio, berílio, nióbio, manganês, molibdênio, silício, tântalo, titânio ou tungstênio. Quando os efeitos destes elementos

são comparados na mesma porcentagem atômica, o titânio é o elemento que proporcionou o maior endurecimento⁽¹⁴⁾.

Dando continuidade aos estudos de ligas de aços maraging, Floreen e Speich estudaram o endurecimento por envelhecimento de ligas quaternárias Fe-18Ni-8Co-X (onde X era Al, Be, Mn, Mo, Nb, Si e Ti). Nesse estudo, foi analisada a influência de adições combinadas de cobalto com outros elementos de liga, comparando com os resultados obtidos por Floreen para as ligas ternárias. Eles observaram que o cobalto causa um endurecimento por solução sólida apenas em ligas quaternárias contendo adições de alumínio, berílio, nióbio, manganês, silício e titânio. Enquanto as ligas quaternárias contendo molibdênio tiveram um endurecimento significativo devido à diminuição de solubilidade de molibdênio na matriz devido a presença de cobalto⁽¹⁵⁾.

Floreen e Speich também concluíram que ligas quaternárias Fe-18Ni-8Co que possuíam adições de molibdênio tiveram maior tenacidade à fratura, medida com auxílio do ensaio de impacto, do que as ligas quaternárias contendo adições dos elementos de liga tais como alumínio, berílio, manganês, molibdênio, nióbio, silício e titânio⁽¹⁵⁾. Além disso, adições de 2% de molibdênio a ligas quaternárias Fe-18Ni-8Co-Ti e Fe-18Ni-8Co-Al aumentaram a tenacidade, pois a presença de molibdênio diminuiu a segregação de elementos de liga nos contornos de grão, e consequentemente, a ocorrência de fratura intergranular⁽¹⁵⁾.

Posteriormente, uma família de aços maraging comerciais baseada no sistema quaternário Fe-18Ni-Co-Mo foi desenvolvida. Geralmente os aços maraging são classificados de acordo com o limite de escoamento (LE) em ksi ou MPa atingido após o tratamento térmico de envelhecimento⁽¹⁶⁾. A composição química nominal e as propriedades mecânicas dessas séries estão sumarizadas nas Tabelas 2 e 3.

Tabela 2: Composição nominal dos aços maraging (% massa)^(1,5,17).

Elemento	18Ni200*	18Ni250*	18Ni300*	18Ni350*
Ni	18	18	18	18
Co	8,5	8,5	9,0	12,5
Mo	3,3	5,0	5,0	4,2 ^(a)
Ti	0,2	0,4	0,7	1,6
Al	0,1	0,1	0,1	0,1
C max	0,03	0,03	0,03	0,03
Si max	0,10	0,10	0,10	0,10
Mn max	0,10	0,10	0,10	0,10
Si + Mn max	0,20	0,20	0,20	0,20
S max	0,010	0,010	0,010	0,005
P max	0,010	0,010	0,010	0,005

* Podem ocorrer pequenas mudanças de composição química devido a algumas especificações nacionais e internacionais;(a) Alguns produtores usam uma combinação de 4,8% Mo e 1,4% Ti.

Tabela 3: Propriedades mecânicas dos aços maraging⁽⁵⁾.

Propriedade	Condição*	18Ni200	18Ni250	18Ni300	18Ni350
Tensão de escoamento (MPa)	Solubilizada	800	800	790	830
	Solubilizada e envelhecida	1310-1550	1650-1830	1790-2070	2390
Limite de resistência (MPa)	Solubilizada	1000	1010	1010	1150
	Solubilizada e envelhecida	1340-1590	1690-1860	1830-2100	2460
Alongamento (%)	Solubilizada	17	19	17	18
	Solubilizada e envelhecida	6-12	6-10	5-10	8
Redução em área (%)	Solubilizada	79	72	76	70
	Solubilizada e envelhecida	35-67	35-60	30-50	36

* solubilização por 1 h a 820 °C; envelhecimento por 3 h e 480 °C nas séries 200, 250 e 300; envelhecimento por 12 h e 480 °C na série 350.

As ligas 18Ni200, 18Ni250 e 18Ni300 substituíram as ligas pesquisadas por Bieber que tinham 20%Ni e 25%Ni^(1,12). Já o aço maraging 350 foi desenvolvido posteriormente sendo basicamente uma versão modificada do aço maraging 300,

que possui uma maior quantidade de cobalto e titânio e um nível de molibdênio ligeiramente menor⁽¹⁾.

A tenacidade à fratura é um parâmetro importante de um modo geral para a ciência de materiais, sendo definida como a resistência de propagação de uma trinca em um material⁽¹⁸⁾. No caso dos aços maraging, os níveis de tenacidade à fratura e de limite de resistência são superiores aos outros aços de alto limite de resistência mecânica conforme pode ser visto na figura a seguir⁽¹⁶⁾.

Figura 1: Relação entre tenacidade e resistência de diversos aços de alta resistência ⁽¹⁶⁾.

Durante a década de 70, a pesquisa dos aços maraging tornou-se aparentemente estática quando comparada com a das superligas, onde temperaturas de trabalho cada vez mais altas eram alcançadas⁽⁹⁾. Esse cenário mudou com a escalada do preço do cobalto no final da década de 70 e início da década de 80, que estimulou o desenvolvimento de uma nova família de aços maraging. Esses aços tinham teor reduzido ou não continham cobalto em sua composição química. Já o teor de molibdênio era reduzido e o teor de titânio era aumentado para que fosse obtida uma estrutura totalmente martensítica e níveis de limite de resistência mecânica similares aos aços maraging com cobalto^(1,3). A composição química desses aços está na tabela a seguir.

Tabela 4: Composição nominal dos aços maraging sem cobalto⁽¹⁶⁾.

Elemento	18Ni200	18Ni250	18Ni300
	sem cobalto	sem cobalto	sem cobalto
Ni	18,5	18,5	18,5
Co	-	-	-
Mo	3,00	3,00	4,00
Ti	0,70	1,40	1,85
Al	0,10	0,10	0,00
Si max	0,10	0,10	0,10
Mn max	0,10	0,10	0,10
C max	0,03	0,03	0,03
S max	0,01	0,01	0,01
P max	0,01	0,01	0,01
Zr	-	-	-
B	-	-	-

Além dos aços maraging comerciais sem cobalto, diversos tipos de aços maraging experimentais foram desenvolvidos nos últimos anos^(6,19-26). O objetivo dessas pesquisas é diminuir o custo dos elementos de liga utilizados^(6,19,22,24). Dentre as ligas experimentais pesquisadas, destacam-se as ligas com a substituição total^(19,20) ou parcial do teor de níquel por manganês⁽²¹⁻²⁶⁾, devido à similaridade entre os diagramas de fase do Fe-Ni e Fe-Mn⁽²⁶⁾, bem como a pesquisa das ligas com teor reduzido de níquel e sem cobalto⁽⁶⁾. A tabela, em seguida, mostra uma estimativa do custo das ligas experimentais feitas a partir dos preços dos metais puros no Reino Unido em 2011, o que pode mudar com o lugar e o tempo⁽⁶⁾.

Tabela 5: Estimativa do custo das ligas de aços maraging⁽⁶⁾.

Composição	Custo aproximado (libras por tonelada)
Fe-18Ni-3,3Mo-8,5Co-0,2Ti-0,1Al (18Ni200 com cobalto)	3807
Fe-18,5Ni-3Mo-0,7Ti-0,1Al (18Ni200 sem cobalto)	2212
Fe-12,94Ni-1,61Al-1,01Mo-0,23Nb	1400
Fe-12Ni-6Cu-0,23Nb-0,03C	1328

Na tabela 5 pode ser visto que alguns desses aços experimentais têm preços bem menores os aços maraging comerciais. Além disso, a substituição de níquel por manganês em alguns aços maraging experimentais é motivada pela relação de

preço do níquel ser até 40 vezes mais caro que o manganês (valores de 2008)⁽²²⁾. Porém, os níveis de dureza, de tenacidade e de limite de resistência atingidos pelos aços maraging experimentais na condição envelhecida são bem menores em relação aos aços maraging comerciais^(6,21-24,26).

1.2 APLICAÇÕES

As pesquisas iniciais com aços maraging feitas pela Inco tinham como objetivo desenvolver um material que pudesse ser utilizado em cascos de submarino. Entretanto os aços maraging obtidos tinham tenacidade baixa para tais aplicações⁽⁹⁾. O desenvolvimento dessas ligas foi enormemente acelerado devido à corrida espacial iniciada no final da década de 50, tendo como grande incentivadora a NASA, devido ao uso desses aços em dispositivos com aplicações espaciais. A aplicação dos aços maraging nas partes estruturais de veículos espaciais devido a sua alta razão entre limite de resistência mecânica e seu peso foi muito importante para a fabricação de foguetes com partes estruturais leves, bem como para a fabricação de componentes altamente resistentes do jipe lunar (*Lunar Roving Vehicle*) e do módulo lunar (*Lunar Excursion Module*)^(3,27,28). No final da década de 60 as aplicações dos aços maraging já tinham se ampliado para outras áreas: aplicação para moldes para injeção de plásticos e alumínio, componentes de aeronaves com aplicação militar e células de carga para medição de força⁽¹¹⁾. Recentemente, novos dispositivos de transmissão mecânica (transmissão de variação contínua) para a indústria automobilística foram desenvolvidos usando aço maraging⁽²⁹⁾.

Na área nuclear, as ligas de aços maraging podem estar presentes em uma etapa do ciclo do combustível nuclear dependendo da tecnologia disponível em cada país⁽³⁰⁻³²⁾. O ciclo do combustível nuclear é composto de diversas etapas: prospecção; mineração; beneficiamento dos minérios de urânio; conversão do U_3O_8 para UF_6 ; enriquecimento isotópico, que visa aumentar a porcentagem de U-235; reconversão do UF_6 para UO_2 , posteriormente, o UO_2 é usado para a fabricação das pastilhas combustíveis, que são usadas no reator. Todas as etapas do ciclo do combustível nuclear são ilustradas a seguir⁽³³⁾.

Figura 2: Etapas do ciclo do combustível nuclear⁽³³⁾.

Existem duas tecnologias disponíveis comercialmente para a etapa de enriquecimento: a ultracentrifugação e a difusão gasosa⁽³⁰⁻³²⁾. A difusão gasosa está sendo progressivamente substituída pela tecnologia de ultracentrifugação nos principais países detentores desta tecnologia: Estados Unidos e França^(34,35).

De forma bastante simplificada, uma ultracentrífuga consiste de um rotor de paredes finas que é impulsionado por um motor eletromagnético pequeno⁽³¹⁾. Este rotor opera é imerso em vácuo com o objetivo de minimizar o efeito das solicitações mecânicas, que o rotor pode ser submetido durante o processo de ultracentrifugação⁽³⁰⁾.

O enriquecimento com o urânio-235 (produto) ocorre basicamente devido a diferentes forças centrípetas que são exercidas sobre os isótopos de urânio-235 e urânio-238, na ultracentrífuga. Quanto maior a velocidade angular maior da ultracentrífuga, maior o poder de separação de isótopos de urânio. Dessa forma, durante o processo de ultracentrifugação é obtido urânio enriquecido (produto) e empobrecido (resíduo) com o isótopo urânio-235⁽³⁰⁻³²⁾. Para reatores do tipo de Angra 1 e 2, são necessárias toneladas de UF₆ enriquecido entre 3 e 5%⁽³⁰⁾. Porém, a quantidade de urânio enriquecido produzido em uma ultracentrífuga é limitada.

Assim, as ultracentrífugas devem ser montadas em uma cascata de enriquecimento para atingir a quantidade de massa e porcentagem relativa entre urânio-235 e o urânio-238 necessários para aplicações nucleares^(30,31). Na figura, em seguida, são ilustrados a ultracentrífuga e a cascata de enriquecimento⁽³¹⁾.

Figura 3: A tecnologia de ultracentrifugação: (a) esquema básico de uma ultracentrífuga e (b) cascata de ultracentrífugas em Almelo (Holanda)⁽³¹⁾.

A velocidade periférica do rotor de uma ultra-centrífuga depende diretamente da razão entre o limite de resistência e a densidade do material que o rotor é feito^(30,31). Na tabela 6 são apresentadas as propriedades de materiais que podem ser usados em ultracentrífugas⁽³¹⁾.

Tabela 6: Comparação dos materiais para aplicação em rotores de ultracentrífugas⁽³¹⁾.

Material	Limite de resistência LR (MPa)	Densidade ρ (g/cm ³)	Razão LR/ ρ (x 10 ³)	Velocidade periférica máxima (m/s)
Ligas de alumínio	520	2,8	1,9	425
Ligas de titânio	920	4,6	2,0	440
Aços de alta resistência	1700	8,0	2,1	455
Aços maraging	2250	8,0	2,8	525
Fibra ou resina de vidro	700	1,9	3,7	600
Fibra de carbono	850	1,7	5,0	700

Os aços maraging podem ser utilizados nos rotores das ultracentrífugas que fazem o enriquecimento de urânio, devido à sua elevada resistência mecânica e boa

resistência em meio corrosivo (UF_6) obtida após o tratamento térmico para a formação de película de óxido ^(27,30). As ligas de alumínio, os aços maraging e fibra de carbono são os materiais mais utilizados em ultracentrífugas⁽³¹⁾. Os primeiros modelos de ultracentrífugas contendo aços maraging foram concebidos pelo programa nuclear alemão em 1973 (modelo G-1)⁽³²⁾. No Brasil foram desenvolvidas ultracentrífugas usando aços maraging e fibra de carbono^(30,32). A pesquisa de séries de aços maraging com alto limite de resistência, tais como as séries 350, 400 e 450, é motivada pelo incremento na capacidade de enriquecimento das ultracentrífugas, que estas séries podem trazer⁽⁸⁾.

A seguir são mostrados os principais aspectos da metalurgia física dos aços maraging.

2 METALURGIA FÍSICA DOS AÇOS MARAGING

A boa resistência e a excelente tenacidade dos aços maraging são alcançadas pelo envelhecimento de uma estrutura martensítica com baixo carbono. Durante o envelhecimento da estrutura martensítica, o objetivo é obter uma distribuição uniforme de precipitados intermetálicos, que promova um endurecimento significativo da matriz martensítica. Outro objetivo do tratamento térmico de envelhecimento é minimizar ou eliminar a reversão da martensita metaestável em austenita e ferrita⁽¹⁾.

O ciclo tradicional de tratamentos térmicos aplicados aos aços maraging, visando atingir altos níveis de resistência mecânica, envolve uma etapa de solubilização ou austenitização por volta de 820 °C (1500 °F) com resfriamento ao ar, seguida de envelhecimento por volta de 480 °C (900 °F)⁽⁵⁾.

A cinética de reação de precipitação que causa o endurecimento dos aços maraging ocorre antes do início da reversão que produz austenita e ferrita. Os aços maraging também exibem uma histerese térmica nas transformações de fase, ou seja, uma diferença entre a temperatura de término da reversão da martensita e a temperatura de início da transformação martensítica⁽¹⁾. Esta histerese térmica e o comportamento das fases são ilustrados nos diagramas de fase. A Figura 4(a) é o gráfico do diagrama metaestável da transformação da austenita durante o resfriamento para martensita e a reversão da martensita para austenita quando submetido ao aquecimento. A Figura 4(b) é o diagrama de equilíbrio mostrando que em altas quantidades de níquel as fases de equilíbrio em baixas temperaturas são austenita e ferrita⁽³⁶⁾.

Figura 4: Diagramas de fase das ligas ferro-níquel: (a) metaestável e (b) equilíbrio ⁽³⁶⁾.

2.1 FORMAÇÃO DE INCLUSÕES

A caracterização e a distribuição das inclusões na microestrutura dos aços maraging são muito relevantes, pois as inclusões são locais preferenciais onde ocorre a nucleação de trincas que fragilizam os aços maraging⁽³⁷⁾. A perda de tenacidade à fratura devido a precipitação das inclusões nos contornos de grão da austenita primária é particularmente relevante em largas secções de peças grandes submetidas ao forjamento ou extrusão, bem como nas séries de maiores níveis de resistência dos aços maraging⁽³⁸⁾.

Até o início da década de 70 a formação das inclusões nos aços maraging não era totalmente entendida. Muitos pesquisadores nesse período estudaram formas de evitar com que as inclusões se precipitassem nos contornos de grão⁽³⁸⁻⁴²⁾. A precipitação de inclusões, conhecida também como fragilização térmica, ocorre quando o aço maraging é submetido a baixas taxas de resfriamento ou mantidas temperaturas de recozimento entre 780 e 1010 °C^(39,41). Kalish e Rack propuseram que essa precipitação é decorrente da segregação de carbono e nitrogênio na austenita primária⁽⁴²⁾. Johnson e Stein sugeriram também a formação de TiC como resultado da segregação do titânio no contorno de grão da austenita primária⁽⁴⁰⁾. Enquanto Nes e Thomas propuseram que a formação de carbonetos é devido aos

fenômenos de nucleação heterogênea e crescimento, ocorrendo em uma solução sólida supersaturada de Fe-Ti-C⁽⁴¹⁾. A seguir é mostrado um desenho esquemático da precipitação das inclusões TiC nos contornos de grão e da ocorrência de fratura em um aço maraging fragilizado termicamente⁽⁴¹⁾.

Figura 5: Desenho esquemático da precipitação da inclusão TiC nos contornos de grão e subgrão da austenita primária dos aços maraging⁽⁴¹⁾.

Além da escolha adequada do tempo e da temperatura dos tratamentos térmicos no campo austenítico, pequenas adições de elementos de liga podem minimizar a ocorrência de fragilização térmica. Cairns e Novak estudaram a influência de pequenas adições (até 0,005 % mássica) dos seguintes elementos nos aços maraging: magnésio, cálcio, zircônio e boro. Eles concluíram que apenas pequenas adições de magnésio aumentaram a resistência à fragilização térmica. Enquanto o cálcio, zircônio e boro não tiveram o mesmo efeito⁽³⁹⁾.

As inclusões nos aços maraging têm tamanhos superiores aos dos compostos intermetálicos após o envelhecimento. Foram identificadas nos aços maraging três tipos de inclusões: Ti(C,N), (Ti,Mo)C e Ti₂CS. As inclusões Ti(C,N) são partículas cúbicas relativamente com tamanho médio de 3,3 µm nos aços maraging^(43,44).

Além da presença das inclusões Ti(C,N), diversos pesquisadores identificaram a presença de partículas de sulfeto nos aços maraging. Essas inclusões tinham a forma de partículas alongadas tendo um tamanho médio da ordem de 4 µm, sendo identificadas como Ti₂S com estrutura cristalina tetragonal^(43,44). Ball mostrou que as partículas identificadas anteriormente como Ti₂S

eram na verdade Ti_2CS ⁽⁴⁵⁾. Essas partículas também são indesejáveis, pois diminuem a tenacidade a fratura⁽⁴⁴⁾.

Um terceiro tipo de inclusão foi observado nos aços maraging. Essa inclusão foi identificada como $(Ti,Mo)C$, que possui uma morfologia de partículas globulares com diâmetro de 0,4 μm , bem como na forma de partículas alongadas^(43,44). Psioda mostrou que essas inclusões tinham uma fração volumétrica menor do que as partículas de $Ti(C,N)$ e Ti_2CS . Psioda constatou ainda que vazios foram primeiro nucleados em partículas de sulfeto e partículas $Ti(C,N)$ ⁽⁴⁴⁾. Outras fases tais como as partículas de $(Ti,Mo)C$ e partículas precipitadas durante o envelhecimento tem um papel secundário no processo de fratura⁽³⁹⁾.

Boniszewski também observou que as inclusões $Ti(C,N)$, $(Ti,Mo)C$ e Ti_2S dos aços maraging poderiam conter zircônio, indicando que o zircônio tem uma forte afinidade para formar tanto carbonetos quanto sulfetos⁽⁴⁴⁾. Kaneko e co-autores sugeriram a seguinte sequência de elementos de liga no aço com tendência para a formação de sulfetos: $Zr > Ti > Mn > Nb > V > Cr > Al > Mo > W > (Fe) > Ni > Co > Si$ ⁽⁴⁶⁾.

2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

Os aços maraging apresentam habitualmente uma microestrutura martensítica em ripas com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), com alta densidade de discordâncias e sem maclas. O diagrama metaestável da Fig 4(a) indica o típico comportamento dos aços maraging durante o resfriamento a partir da temperatura de solubilização. Durante o resfriamento após o tratamento térmico de solubilização, a austenita (CFC) transforma-se em uma estrutura martensítica de corpo centrado (CCC) por cisalhamento não-difusional sem a decomposição nas fases de equilíbrio⁽¹⁾. Esta transformação não ocorre até que seja atingida a temperatura de início de formação da martensita (M_I) e a temperatura M_I deve ser alta para que se obtenha uma estrutura totalmente martensítica a temperatura ambiente⁽³⁶⁾.

O tipo de fase formada em ligas ferro-níquel depende da quantidade de níquel. A ferrita equiaxial é formada para teores de níquel entre 0 e 6% em massa. A estrutura totalmente martensítica em ripas é estável em teores de níquel na faixa de 10 e 26% em massa. Teores maiores que 26% propiciam a formação de martensita

lenticular (martensita maclada)⁽⁴⁷⁾. Geralmente, a martensita na forma de ripas é preferível em aços maraging, pois após o envelhecimento esta estrutura é mais dura e tem maior tenacidade do que a martensita maclada⁽¹⁾. A estrutura da martensita em ripas é apresentada na próxima figura ⁽⁴⁸⁾.

Figura 6: Microestrutura típica da martensita em ripas⁽⁴⁸⁾.

A estrutura da martensita em ripas consiste de diversos pacotes dentro de cada grão da austenita primária e numerosos blocos dentro de cada pacote. Geralmente, os pacotes e blocos são planares, ao longo de uma direção, e são paralelos um ao outro. Os pacotes são a estrutura predominante da martensita em ripas. Em seguida, a estrutura dos blocos aparece como áreas discretas dentro de cada pacote⁽¹⁾. A estrutura de cada bloco da martensita em ripas consiste de uma série de ripas finas e paralelas. Estas ripas da martensita são caracterizadas por uma alta densidade de discordâncias emaranhadas^(1,36). A relação de orientação entre as ripas de martensita e a austenita primária foi identificada como do tipo Kurdjumov-Sachs: $(111)_\gamma // (011)_M$, $[110]_\gamma // [111]_M$ ⁽¹⁾.

A alta densidade e distribuição uniforme de discordâncias dentro das ripas da martensita promovem um aumento na resposta ao tratamento térmico de envelhecimento devido ao grande número de sítios preferenciais para a nucleação de compostos intermetálicos^(1,36). As discordâncias também aumentam a taxa de difusão de soluto por prover caminhos preferenciais para a difusão (*pipe diffusion*)⁽⁴⁹⁾.

A morfologia da martensita é dependente da temperatura M_I . Altas temperaturas M_I favorecem a formação da martensita em ripas. Dessa forma, adição de elementos que diminui a temperatura M_I (níquel, titânio e molibdênio) deve ser cuidadosa, pois favorece a formação de martensita maclada. Entretanto, esses elementos são responsáveis pelos mecanismos de envelhecimento⁽¹⁾. A adição de cobalto tem um papel relevante, pois aumenta a temperatura M_I permitindo a adição de maiores teores de elementos de liga^(1,36). Assim na ausência de cobalto, os níveis de níquel, molibdênio e titânio devem ser alterados para assegurar uma alta temperatura M_I . O molibdênio diminui de forma significativa a temperatura M_I e o cromo também tem um efeito negativo sobre a temperatura M_I . Contudo, o efeito do cromo não é tão forte quanto do molibdênio e do níquel^(1,50). O titânio também reduz a temperatura M_I , em todos os teores. Adições de alumínio de até 0,2% aumentam ligeiramente a temperatura M_I . Esse efeito, aliado a capacidade de desoxidação do alumínio, é responsável pela adição de 0,1% deste elemento nos aços maraging comerciais⁽¹⁾.

2.3 ENVELHECIMENTO DA MARTENSITA

O tratamento térmico de envelhecimento da estrutura martensítica é tradicionalmente feito a temperatura de 480 °C. O tempo de tratamento térmico varia de acordo com a série: nas séries 200, 250 e 300 na faixa de 3 a 8 horas e na série 350 entre 6 e 12 horas. O objetivo é obter uma distribuição muito fina de precipitados, que propicie um limite de resistência muito elevado⁽¹⁾.

A alta densidade de precipitados formados é atribuída a alta densidade de discordâncias (da ordem de 10^{12} cm^{-2}) da estrutura martensítica em ripas⁽⁵¹⁾. Vasudevan e co-autores sugeriram que a precipitação inicial ocorre nas discordâncias, seguida por uma etapa de crescimento dos precipitados pelo mecanismo de difusão ao longo das discordâncias (*pipe diffusion*)⁽⁴⁹⁾.

A precipitação nos aços maraging é bem complexa e não é totalmente entendida. Há a formação de diversas fases durante o envelhecimento da martensita, como podem ser vistos na tabela e no diagrama temperatura-tempo-transformação (TTT) a seguir⁽⁵²⁾.

Tabela 7: Fases endurecedoras dos aços maraging⁽⁵²⁾.

Fases	Estequiometria	Estrutura cristalina	Parâmetros de rede	Relações de Orientação
μ	A_7B_6	Romboédrica	$a = 4,751 \text{ \AA}$ $\alpha = 30,38^\circ$	-
ω	A_2B	Hexagonal	$a = 3,9\text{-}4,05 \text{ \AA}$ $c = 2,39\text{-}2,48 \text{ \AA}$	$(0001)_\omega // \{111\}_\alpha$ $\langle 1120 \rangle_\omega // \langle 110 \rangle_\alpha$
S	A_8B	Hexagonal	$a = 7,04 \text{ \AA}$ $c = 2,48 \text{ \AA}$	-
X	A_3B	Hexagonal	$a = 2,55 \text{ \AA}$ $c = 8,30 \text{ \AA}$	$(0001)_X // \{111\}_\alpha$ $\langle 2110 \rangle_X // \langle 110 \rangle_\alpha$
Fe_2Mo	A_2B	Hexagonal	$a = 4,745 \text{ \AA}$ $c = 7,754 \text{ \AA}$	$(0001)_{Fe_2Mo} // \{110\}_\alpha$ $\langle 2110 \rangle_{Fe_2Mo} // \langle 110 \rangle_\alpha$
$Ni_3(Ti,Mo)$	A_3B	Hexagonal	$a = 5,101 \text{ \AA}$ $c = 8,307 \text{ \AA}$	$(0001)_{Ni_3Ti} // \{001\}_\alpha$ $\langle 2110 \rangle_{Ni_3Ti} // \langle 111 \rangle_\alpha$
Ni_3Mo	A_3B	Ortorrômbica	$a = 5,064 \text{ \AA}$ $b = 4,224 \text{ \AA}$ $c = 4,448 \text{ \AA}$	-

Figura 7: Diagrama TTT correspondente à precipitação de compostos intermetálicos⁽⁵²⁾.

As pesquisas indicam que as reações de precipitação, nos aços maraging, apresentam curtos tempos de incubação^(1,53). Nos estágios iniciais de envelhecimento de temperaturas baixas (na faixa entre 400 e 450 °C) são formadas

as fases X, S e ω . Enquanto em temperaturas em torno de 500 °C e tempos prolongados de envelhecimento são formadas as fases μ , Fe_2Mo , $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Mo})$ e Ni_3Mo ^(52,54-55).

Diversos pesquisadores estudaram a formação de fase ω nos aços maraging. A formação da fase ω ordenada envolve a ocorrência de deslocamentos e processos difusionais⁽⁵²⁾. Tewari e co-autores sugeriram que a sequência de evolução das fases envolve primeiro uma distorção romboédrica da martensita supersaturada (estrutura cúbica de corpo centrado)⁽⁵²⁾. Além disso, Lecomte e co-autores sugeriram que a formação da fase ω ordenada, partindo da fase S, ocorre com uma mudança contínua na composição química partindo de A_8B (fase S) para A_7B_2 , e em seguida, pela fase A_6B_3 ⁽⁵⁶⁾. Sha e co-autores também encontraram partículas de fase ω com morfologia esferoidal após tratamento térmico de 414 °C por 15,8h⁽⁵⁵⁾. Essa fase apresenta relações de orientação favoráveis com a matriz martensítica e altos teores de níquel e de molibdênio.^(55,57)

Tewari e co-autores observaram que para temperaturas de envelhecimento abaixo de 450 °C (723 K), os precipitados ω colapsam para uma estrutura cúbica de corpo de centrado instável dos aços maraging. Entretanto, para temperaturas de envelhecimento maiores que 450 °C (723 K) há a formação de compostos intermetálicos do tipo A_3B através do mecanismo de aglomeração (*clustering*) e ordenamento de espécies atômicas⁽⁵²⁾. Nesses estágios iniciais de precipitação há uma rápida redistribuição de soluto, formando zonas ricas em Ni-Ti-Mo e Fe-Co, favorecendo a criação de fases mais estáveis como Ni_3X ($\text{X}=\text{Ti},\text{Mo}$) e Fe-Mo ⁽⁵⁸⁾.

Há certa diversidade de opiniões sobre a natureza ou estequiometria dos precipitados endurecedores mais estáveis formados durante o tratamento térmico de envelhecimento em aços maraging Fe-Ni-Co-Mo-Ti. A maioria das pesquisas indica que a formação de precipitados Ni_3Ti ou Ni_3Mo ocorre durante o envelhecimento, enquanto que fases mais estáveis Fe-Mo (Fe_2Mo ou Fe_7Mo_6) são formadas após um longo tempo de exposição^(49,55,59,60).

As pesquisas sugerem que os precipitados dos aços maraging apresentam mudanças de morfologia e de tamanho com o aumento do tempo de envelhecimento. Os precipitados Ni_3Ti têm morfologia cilíndrica. Enquanto, os precipitados Fe_2Mo e Fe_7Mo_6 possuem morfologia esferoidal^(49,53,61). O crescimento desses precipitados com o aumento do tempo de envelhecimento é comumente relatado na literatura devido a natureza difusional desta reação^(49,61). Vasudevan e

co-autores relataram o crescimento de precipitados Ni_3Ti com o aumento do tempo de envelhecimento durante o tratamento térmico a 482°C : os precipitados formados após 3 horas de tratamento térmico de envelhecimento possuíam tamanhos médios de 4,5 nm de diâmetro e 25 nm de comprimento para o aço maraging 250 sem cobalto e 5 nm de diâmetro e 22 nm de comprimento para o aço maraging 250 com cobalto. Enquanto, os precipitados formados após o tratamento térmico de envelhecimento de 50 horas tinham tamanhos médios de 8 nm de diâmetro e 42 nm de comprimento no maraging 250 sem cobalto e 50 nm de diâmetro e 380 nm de comprimento no maraging 250 com cobalto⁽⁴⁹⁾.

Não há um consenso acerca dos mecanismos de endurecimento dos aços maraging. Vasudevan e co-autores propuseram que este endurecimento, após o tratamento de envelhecimento, é atribuído ao mecanismo de Orowan (endurecimento por precipitação de partículas incoerentes), em que os precipitados são uma barreira a movimentação das discordâncias^(49,62). Segundo estes autores, o limite de escoamento dos aços maraging pode ser estimado por⁽⁴⁹⁾:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{T}{b \cdot \lambda} \quad (1)$$

onde σ_y é o limite de escoamento total, σ_0 é o limite de escoamento da matriz, T é a linha de tensão, b é o módulo do vetor de Burgers e λ é a distância entre os precipitados. O pequeno espaçamento entre os precipitados formados durante o envelhecimento acarretaria o aumento da tensão necessária para encurvar as discordâncias e a formação de anéis⁽⁶²⁾.

Vasudevan e co-autores observaram que há uma razoável concordância entre o valor experimental de limite de escoamento de 1723 MPa e o valor teórico de 1540 MPa estimado a partir da equação de Orowan para um aço maraging 250 sem cobalto (T-250)⁽⁴⁹⁾. Porém, Sha e co-autores observaram a continuidade de alguns planos atômicos dos precipitados com os planos atômicos da matriz, mostrando que há algum grau de coerência dos precipitados com a matriz⁽⁶¹⁾. Além disso, as relações de orientação entre os precipitados e a matriz são conhecidas, sugerindo que o principal mecanismo de endurecimento pode ser por precipitação de partículas coerentes⁽⁵²⁾.

2.4 REVERSÃO DA MARTENSITA PARA A AUSTENITA

O interesse da pesquisa pela reversão está associado às mudanças que esta transformação de fase pode acarretar nas propriedades mecânicas dos aços maraging após tempos prolongados de tratamento térmico de envelhecimento, também conhecida como superenvelhecimento⁽¹⁶⁾. A reversão da austenita nos aços maraging é comumente atribuída ao enriquecimento de níquel da matriz cúbica de corpo centrado. Esse enriquecimento geralmente está associado à dissolução de precipitados do tipo Ni_3X ($X = Mo, Ti$) e a formação de compostos intermetálicos Fe-Mo (Fe_7Mo_6 ou Fe_2Mo)^(59,63,64).

A taxa em que esta reação de reversão ocorre é fortemente dependente da composição da liga de aço maraging⁽¹⁶⁾. Estudos sugerem que a cinética de formação da austenita revertida é influenciada pelos teores de níquel, cobalto, molibdênio e titânio. Maiores teores de níquel e molibdênio aceleram a reversão, enquanto maiores teores de cobalto e o titânio retardam a formação de austenita^(4,65).

A austenita revertida pode apresentar mudanças de morfologia com o aumento da temperatura e tempo de superenvelhecimento^(63,64,66). A nucleação da austenita na forma de ripas ocorre nos contornos de grão primário e nos contornos de ripas de martensita. Enquanto, a austenita na forma de placas (austenita do tipo Widmanstätten) foi observada dentro das ripas de martensita^(63,64,66,67). Li e Yin observaram que a austenita na forma de ripas é formada em temperatura mais baixas do que a austenita de placas⁽⁶³⁾.

Outra consequência do aumento da temperatura de superenvelhecimento, é a diminuição do teor de níquel necessário para formar os dois tipos de austenita, devido à natureza difusional desta reação^(63,64). A formação da austenita e dos precipitados Fe_2Mo ocorre aproximadamente ao mesmo tempo, sugerindo que o níquel de alguns precipitados $Ni_3(Mo, Ti)$ dissolvidos é usado para formar a austenita revertida e o molibdênio é usado para formar Fe_2Mo ^(63,64,66). Porém, a reversão da martensita também pode envolver um movimento de cisalhamento em altas temperaturas. Li e Yin observaram que a austenita na forma de ripas e placas possuíam maclas após tratamento térmico a 640 °C, indicando que esta reação pode ser dominada por cisalhamento, mas ocorre por um anterior ou simultâneo processo de difusão controlada⁽⁶³⁾.

Não há um consenso acerca das relações de orientações entre a martensita e a austenita revertida nos aços maraging. Li e Yin observaram apenas a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (K-S) tanto na austenita na forma de ripas quanto na austenita na forma de placas (austenita do tipo Widmanstätten), ou seja, relações do tipo $\{111\}_\gamma // \{011\}_\alpha$ e $[110]_\gamma // [111]_\alpha$.⁽⁶³⁾ Por outro lado, trabalhos publicados tanto por Farooque e co-autores quanto por Astmon e Rosen sugeriram que as relações de orientação entre a martensita e a austenita revertida podem ser dos tipos Kurdjumov-Sachs (K-S) e Nishiyama-Wassermann (N-W) (relações de orientação $\{011\}_\alpha // \{1\bar{1}1\}_\gamma$ e $[100]_\alpha // [110]_\gamma$).^(66,67) Astmon e Rosen propuseram que o crescimento da austenita na forma de placas formadas no interior das ripas de martensita, obedece a essas relações de orientação simultaneamente, conforme pode ser visto a seguir⁽⁶⁷⁾.

Figura 8: Crescimento da austenita revertida em placas dentro das ripas de martensita⁽⁶⁷⁾.

3 OBJETIVOS

O objetivo desse trabalho é fazer um estudo comparativo de quatro corridas de aço maraging das séries 300 e 350 nos estados solubilizado e envelhecido a 480 °C, bem como das transformações de fase em tratamentos não isotérmicos usando dilatometria.

Nesse trabalho, o estudo na condição solubilizada (como recebida) foi enfatizado a caracterização da distribuição e composição química das inclusões, bem como a caracterização da microestrutura martensítica.

O ensaio dilatométrico foi usado para estudar a influência da composição química nas temperaturas de transformação e a energia de ativação, assim como da cinética das reações que ocorrem em aços maraging: precipitação, reversão da martensita para a austenita e a transformação martensítica. Posteriormente, o tratamento térmico a 480 °C foi realizado para avaliar a influência dos elementos de liga na cinética de envelhecimento.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Foram analisadas uma corrida (A) de aço maraging 300 e três corridas (B, C e D) de aço maraging 350. Os materiais se encontravam com a geometria de barras cilíndricas. As quatro corridas foram produzidas por fusão em forno de indução a vácuo (vacuum induction melting), seguida de refusão em forno a arco (vacuum arc remelting). A conformação mecânica foi realizada por forjamento a quente, seguida por solubilização a 820 °C por 1 hora por 25 mm de espessura e, em seguida, usinadas com as seguintes dimensões: diâmetro de 98,5 mm para a corrida A; diâmetro de 139,5 mm para as corridas B e C e de 170 mm para a corrida D. A partir dessas barras foram obtidos discos com espessura de 10 a 13 mm. Na tabela 8 são apresentadas as composições químicas das quatro corridas.

Tabela 8: Composição química (% em massa) das corridas pesquisadas.

Elemento	Maraging 300 Corrida A	Maraging 350 Corrida B	Maraging 350 Corrida C	Maraging 350 Corrida D
Ni	18,69	18,16	17,79	17,85
Co	8,99	11,92	11,85	12,10
Mo	5,01	4,81	4,83	4,80
Ti	0,80	1,22	1,46	1,40
Al	0,086	0,074	0,088	0,10
Cr	0,013	0,024	0,045	0,044
Si	0,015	0,020	0,035	0,020
Mn	0,019	0,029	0,021	0,030
P*	26	19	28	21
S*	30	30	25	30
B*	4	3	10	4
Zr*	10	10	10	10
Ca*	< 2	< 2	< 2	< 2
C*	10	30	25	50
O*	9	8	9	10
N*	1,5	2,0	7	1,3
H*	0,7	0,5	0,8	0,9

* teores em ppm

4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As amostras foram submetidas apenas ao tratamento térmico de envelhecimento feito a temperatura de 480 °C com os seguintes tempos: 30 minutos, 1, 2, 4, 8 e 12 horas, pois os picos de dureza encontram-se nesse intervalo para as séries estudadas (maraging 300 e 350), permitindo o estudo da cinética de precipitação⁽¹⁾. O forno utilizado pertence ao Laboratório de Corrosão e Tratamento de Superfícies do Ipen.

4.3 TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural envolveu uma variedade técnicas complementares: microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura com análise dispersiva de energia, microdurômetro, difração de raios-X, ferritoscópio e dilatometria. O organograma abaixo representa os experimentos realizados e técnicas utilizadas nessa dissertação.

Figura 9: Organograma dos experimentos realizados e técnicas utilizadas.

As técnicas escolhidas foram utilizadas para analisar diferentes aspectos ou propriedades desses aços: a microscopia óptica (MO) foi utilizada na caracterização das inclusões e da microestrutura martensítica; a microscopia eletrônica de varredura (MEV) com análise dispersiva de energia (EDS) foi usada para a análise da composição química das inclusões; o microdurômetro para o estudo da cinética de precipitação; a difração de raios-X (DRX) para a detecção de austenita retida; o ferritoscópio para medir a homogeneidade ferromagnética da amostra, e consequentemente, detectar de forma qualitativa variações da composição química e da proporção de fases; a dilatométrica foi usada para estudar as transformações de fase. Todo esse conjunto de técnicas utilizadas é mais bem detalhado a seguir.

4.3.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras foram cortadas e embutidas em baquelite em torno de 150 °C. Posteriormente, as amostras foram debastadas com lixas de carbetto de silício com diferentes granulometrias: 180, 220, 400, 600 e 1200 #. Em seguida, o polimento mecânico foi feito com pasta de diamante de 3 e 1 µm. O microscópio utilizado foi o Olympus BX60M com aumento máximo de 1000X. A preparação para a caracterização das inclusões foi feita apenas por polimento mecânico. Enquanto a estrutura martensítica foi revelada por polimento mecânico seguido por ataque químico. Os reagentes utilizados para revelar a estrutura martensítica e a presença de austenita retida constam na próxima tabela a ⁽⁶⁸⁾.

Tabela 9: Reagentes utilizados nas corridas pesquisadas ⁽⁶⁸⁾.

Reagente	Composição Química	Tempo de ataque
Marble	CuSO ₄ (10 g) + HCl (50 ml) + água destilada (50 ml)	Cerca de 20 s sob imersão
Vilella	Ácido pícrico (1 g) + HCl (5 ml) + metanol (95%)	3 a 10 min sob imersão
Nital 4%	HNO ₃ (4%) em metanol	3 a 10 min sob imersão

O reagente de Villela é utilizado para revelar somente a estrutura martensítica. Enquanto os reagentes Marble e 4%Nital foram usados para revelar a austenita e a martensita. Esses ataques foram realizados apenas em amostras retiradas no meio raio do disco.

4.3.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

O microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30 com tensão aceleradora fixada em 20 kV foi utilizado para a identificação das inclusões presentes no estado como recebido, bem como por análise dispersiva de energia (*EDS*) para a análise da composição química dessas fases. A imagem por elétrons retro-espalhados (*BSE*) teve aumentos fixados em 5000 e 10000X. O microscópio eletrônico de varredura utilizado pertence ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

4.3.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Os ensaios de difração foram realizados em amostras no estado solubilizado com as dimensões 1,5 cm x 1,5 cm x 0,3 cm. O objetivo era detectar a presença de austenita retida nas corridas pesquisadas. Esses ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização Tecnológica do Departamento de Engenharia de Minas e de Petróleo da Escola Politécnica-USP. Uma varredura contínua simples foi efetuada com passo de $0,02^\circ$ no intervalo de 2θ entre 40° e 100° . Esse intervalo foi estimado por comparação com as fichas JCPDS da austenita e ferrita (mesma estrutura cristalina da martensita), o que resultou em quatro picos de difração de raios-x. A radiação empregada na análise foi $\text{CuK}\alpha$ com $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$. Todas as amostras foram submetidas à rotação (*spinner*) durante o ensaio para amenizar o efeito da textura no difratograma de raios-X.

4.3.4 MEDIDAS FERROMAGNÉTICAS

As medidas de propriedades magnéticas, tais como a magnetização e a saturação magnética, tem sido muito utilizadas para o estudo de transformações de fase da reversão da martensita para austenita⁽⁶⁹⁻⁷¹⁾. Além disso, o estudo da influência da textura em propriedades magnéticas é motivada pelas aplicações de aços maraging em motores elétricos de alto desempenho^(71,72). Nesse trabalho foram realizadas medidas ferromagnéticas qualitativas para servir como um indicativo de segregação de elementos de liga, bem como de variações de textura e distribuição

de fases, pois uma pequena quantidade de austenita pode ser formada após a etapa de solubilização.

Essas medidas foram feitas por meio do ferritoscópio Fischer mp3. Os valores das medidas eram dados em unidade de fração volumétrica de Ferrita (%Ferrita). Antes de iniciar o mapeamento da amostra foi necessário desenhar um quadriculado na amostra usando um papel milimetrado, para assegurar independência estatística das medidas. Uma vez que a área necessária para efetuar a medida correspondia a área de uma circunferência de diâmetro de 3 mm. A distância escolhida entre as medidas foi de 5 mm.

A origem do sistema de coordenadas foi imposta no centro do disco. O erro da medida de posição foi estimado como a metade da menor divisão do papel milimetrado, ou seja, foi adotado o valor 0,5 mm. Outro cuidado tomado foi evitar medidas com o ferritoscópio com distância menor que 2 mm da borda da ponta de prova do ferritoscópio para assegurar que a circunferência de 3 mm de diâmetro necessária para a medida estivesse totalmente contida na superfície da amostra. Assim, foram obtidas 282 medidas ferromagnéticas na corrida A; 562 medidas na corrida B; 573 na corrida C e 872 medidas na corrida D. Essas medidas constam no apêndice.

4.3.6 ENSAIO DILATOMÉTRICO

A técnica de dilatometria tem sido utilizada no estudo das transformações de fases de diversos tipos de aços⁽⁷³⁾, como por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos 304⁽⁷⁴⁾ e aços maraging⁽⁷⁵⁻⁷⁸⁾. Esta técnica permite estudar a influência das taxas de aquecimento e resfriamento nas transformações de fase, bem como estimar a energia de ativação referente às transformações de fase durante o aquecimento. Dessa forma, o objetivo principal dos ensaios dilatométricos é estudar as influências das taxas de aquecimento e de resfriamento, assim como do teor de elementos de liga, nas transformações de fase. As energias de ativação das reações de precipitação e reversão da martensita para a austenita também podem ser estimadas por essa técnica.

Foram analisadas quatro composições diferentes de aço maraging: uma corrida (A) da série 300 e três corridas (B, C e D) da série 350. Foram usinados

corpos de prova cilíndricos com 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento na secção transversal e direção radial da barra cilíndrica de cada corrida. Após a usinagem, esses corpos de prova foram imersos em óleo para evitar que fossem oxidados até que o ensaio fosse realizado.

O dilatômetro utilizado era do tipo Adamel-Lhomargy LK 02 pertencente ao CETEC-MG (Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais). As amostras recebidas pelo CETEC foram limpas com detergente. Em seguida, uma lixa com granulometria 180# foi usada para remover uma eventual película de óxido formada durante o processo de armazenamento dos corpos de prova. Os corpos de prova foram unidos em três pontos aos fios do termopar feitos de cromel e alumel (vide a Figura 10a). Cada um dos fios ficava em posição diametralmente oposta ao outro quando unidos ao corpo de prova. Como o fio de alumel apresentava propriedades magnéticas; ele era utilizado para indicar a ordem correta de fixação dos fios do termopar ao dilatômetro.

Os corpos de prova eram apoiados em uma vareta (vide a Figura 10b). Essa vareta estava ligada a um sensor piezoelétrico, que media a variação da posição (ΔL) da vareta através da variação na diferença de potencial, conforme o corpo de prova expandia ou contraía. As tensões geradas pelo termopar e pelo sensor piezoelétrico foram convertidas em uma interface analógica-digital para o computador, permitindo que esses dados fossem interpretados e, em seguida, fosse gerada uma tabela com a variação do comprimento do corpo de prova (ΔL) em função da temperatura. O erro experimental da temperatura foi estimado em 2,0 °C. Enquanto o erro experimental na variação da posição foi estimado em 0,05 μm .

O sistema de aquecimento dos corpos de prova é constituído por duas lâmpadas e circundado por refletores (vide Figura 10c). Essas lâmpadas causam o aquecimento por irradiação do corpo de prova. A possibilidade de aquecimento por convecção é pequena nesse dilatômetro vertical, pois o aquecimento foi feito em baixo vácuo (vide Figura 10d). Por outro lado, o resfriamento pode ser feito sob fluxo de ar ou de hélio. Nesse experimento foi utilizado o fluxo de hélio, pois o experimento requeria taxas de resfriamento mais altas (maiores ou iguais a 1°C/s), que não permitia o uso de fluxo de ar comprimido. Diversos testes foram feitos em um corpo de prova para verificar o fluxo de hélio necessário para cada taxa de resfriamento.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 10: Preparação e ensaio dos corpos de prova no dilatômetro Adamel Lhomaray LK 02: (a) união dos fios do termopar ao corpo de prova; (b) fixação do corpo de prova ao aparato experimental; (c) sistema de aquecimento do dilatômetro; (d) funcionamento do dilatômetro durante o aquecimento.

A seguir é apresentada a variação da taxa de aquecimento e resfriamento ao longo de um ciclo térmico.

Figura 11: Variação da taxa de aquecimento e resfriamento com a temperatura durante o ciclo térmico para a 10°C/s no aço maraging 350D.

A primeira rampa de aquecimento até 60°C tem a função de homogeneizar a temperatura ao longo do corpo de prova durante o aquecimento. Por outro lado, a taxa de aquecimento na segunda rampa de aquecimento podia ser variada. Nesse experimento foram escolhidas taxas de aquecimento para a segunda rampa de aquecimento entre 1 e 28°C/s . Variações na segunda rampa ocorrem devido a transformações de fase durante o aquecimento: precipitação e reversão da martensita para a austenita.

No tempo de permanência de 3 min a temperatura é mantida constante em 900°C . Concomitantemente, há a liberação gradual de hélio para que a amostra tenha uma distribuição mais homogênea de temperaturas durante o resfriamento. A taxa de resfriamento utilizada no experimento foi fixada como sendo a igual à taxa de aquecimento. A taxa de resfriamento pode ser alterada por transformações martensíticas que ocorrem entre 100 e 210°C .

4.3.6 MICRODUREZA

As medidas de dureza são tradicionalmente usadas como um indicativo do limite de resistência mecânica. No caso dos aços maraging, as medidas de dureza são muito utilizadas para o estudo da cinética de precipitação^(14,49).

Nesse trabalho foi adotada a dureza Vickers devido a sua escala contínua de medidas até 1000 kgf/mm², sendo adequada a ampla faixa de durezas dos estados solubilizado (300 a 400 kgf/mm²) e envelhecido (650 a 750 kgf/mm²). Todas as amostras foram submetidas ao polimento mecânico mínimo em pasta de diamante de 3 µm, visando remover a camada superficial encruada após o processo de lixamento. O número de medidas foi fixado em 30 para cada amostra. O valor da dureza Vickers é dado pela seguinte expressão^(79,80):

$$HV = \frac{1,8544Q}{L^2} \quad (2)$$

Onde Q é a carga aplicada e L é a média das diagonais da impressão. A carga adotada para o ensaio de dureza foi de 1 kg (HV 1). Os ensaios foram realizados em um microdurômetro da marca Wolpert modelo V-TESTOR 2 do Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo-SP.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos foram divididos em três partes: caracterização microestrutural no estado como recebido, dilatométrica e envelhecimento.

5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NO ESTADO COMO RECEBIDO

A caracterização no estado como recebido envolveu a análise por variadas técnicas complementares: medidas ferromagnéticas, microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, raios-X e microdureza. Em seguida, são discutidos os resultados obtidos por essas técnicas.

5.1.1 MEDIDAS FERROMAGNÉTICAS

As medidas ferromagnéticas foram representadas em mapas de contorno, que permitem uma visualização mais clara de uma grandeza que depende de duas variáveis. Dessa forma, foi graficada a medida ferromagnética em função das coordenadas espaciais para cada corrida, conforme pode visto a seguir.

Figura 12: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 300A.

Figura 13: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350B.

Figura 14: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350C.

Figura 15: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais para a corrida 350D.

Os gráficos anteriores indicam que há uma maior heterogeneidade das medidas ferromagnéticas nas corridas A e B do que nas corridas C e D, sugerindo que as corridas A e B podem ter uma variação maior de composição química, proporção de austenita retida ou textura do que as corridas C e D ao longo do disco. É possível notar que há uma tendência das medidas ferromagnéticas serem menores na borda da amostra. Os valores médios e o desvio padrão das medidas para cada corrida são apresentados na tabela a seguir.

Tabela 10: Valores médios e desvio-padrão das medidas ferromagnéticas das corridas pesquisadas.

Corrida	Média (%Ferrita)	Desvio-padrão (%Ferrita)	Número de medidas
300 ^a	72,1	2,1	282
350B	70,3	2,4	562
350C	63,2	1,6	573
350D	65,4	1,1	872

Os valores de desvio-padrão das medidas também indicaram que há maior heterogeneidade das corridas 300A e 350B em relação às corridas 350C e 350D. Por outro lado, as corridas 300A e 350B apresentaram valores médios maiores.

5.1.2 CARACTERIZAÇÃO DAS INCLUSÕES

O enfoque da caracterização das inclusões foi uma abordagem mais qualitativa do que quantitativa, visando discutir a morfologia e a composição química das inclusões encontradas nas corridas pesquisadas. A caracterização dessas inclusões foi feita usando técnicas complementares de microscopia óptica e microscopia de varredura eletrônica com espectro de análise de energia dispersiva (EDS). A seguir são apresentadas imagens obtidas por microscopia óptica.

Figura 16: Micrografias das inclusões no aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.

As inclusões nos aços maraging possuem variadas cores e morfologias quando vistas por microscopia óptica. Na corrida 300A, a inclusão $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$ tem morfologia de grandes partículas cúbicas e pequenas partículas globulares com cor acizentada. A inclusão laranja é comumente identificada como TiN e geralmente tem morfologia de grandes partículas cúbicas. Por outro lado, os carbosulfetos (Ti_2CS) foram encontrados com morfologia de partículas alongadas e com coloração violeta⁽⁴⁴⁾. A ocorrência de colônias de carbosulfetos com morfologia alongada na microestrutura indica que estes precipitados deformam-se durante o processo de forjamento. Nos aços maraging as inclusões mistas geralmente possuem a seguinte característica: as partículas TiN são formadas no centro, enquanto que as partículas Ti_2CS ficam na borda, sugerindo as partículas Ti_2CS são formadas posteriormente as partículas TiN . A seguir são apresentadas micrografias de inclusões na corrida 350B.

Figura 17: Micrografias das inclusões no aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.

Os precipitados de $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$ foram encontradas apenas com morfologia de pequenas partículas globulares na corrida 350B. As partículas TiN podem ocorrer isoladamente ou formavam colônias de mistas inclusões de partículas TiN e Ti_2CS . Grandes colônias de inclusões Ti_2CS com variadas morfologias foram vistas na corrida 350B com frequência muito maior do que colônias com morfologias de partículas alongadas, indicando que o processo de forjamento ou resfriamento a partir de altas temperaturas não foi adequado para evitar a formação de colônias de inclusões. Em seguida, são apresentadas micrografias de inclusões presentes na corrida 350C.

Figura 18: Micrografias das inclusões no aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.

Na corrida 350C também foram encontradas apenas inclusões $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$ com morfologia de pequenas partículas globulares. Além disso, as inclusões TiN não formavam colônias e eram vistas isoladamente. Os carbosulfetos formavam tanto

colônias de partículas alongadas, quanto partículas irregulares. Algumas colônias de partículas de carbosulfetos são alongadas devido à plasticidade dessas inclusões durante o forjamento quente⁽⁴³⁾. Na próxima figura é mostrada uma micrografia com as inclusões presentes na corrida 350D.

Figura 19: Micrografia com as inclusões presentes no aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.

As inclusões (Ti,Mo)C foram encontradas com morfologia de pequenas partículas globulares e, em proporção muito menor, como pequenas partículas alongadas na corrida 350D. Por outro lado, as inclusões Ti₂CS formavam com mais frequência colônias de inclusões alongadas do que colônias de partículas irregulares. As inclusões TiN podiam ocorrer isoladamente, e mais raramente, formavam pequenas colônias de partículas TiN.

Foi observado que as partículas (Ti,Mo)C eram encontradas em menor proporção do que as partículas TiN e Ti₂CS nas corridas pesquisadas. Além disso, partículas cúbicas grandes de (Ti,Mo)C foram encontradas apenas na corrida 300A, o que indica que o molibdênio tem um papel mais relevante na formação de

inclusões quando há um baixo teor de titânio como é o caso da corrida 300A. Na próxima tabela são sumarizadas as morfologias das inclusões que foram encontradas nas corridas pesquisadas.

Tabela 11: Morfologia das inclusões encontradas nas corridas pesquisadas.

Corrida	Ti ₂ CS	TiN	(Ti,Mo)C
300A	Partículas alongadas	Partículas cúbicas e inclusões mistas com Ti ₂ CS	Pequenas partículas globulares e grandes partículas cúbicas
350B	Colônias de partículas alongadas e de partículas irregulares	Partículas cúbicas e, em menor proporção, colônias de inclusões mistas com Ti ₂ CS	Pequenas partículas globulares
350C	Colônias de partículas alongadas e de partículas irregulares	Partículas cúbicas	Pequenas partículas globulares
350D	Partículas alongadas e, em menor proporção, partículas irregulares	Partículas cúbicas e raramente colônias	Pequenas partículas globulares

A análise das inclusões feitas no microscópio eletrônico de varredura é apresentada nas figuras a seguir.

Figura 20: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão (Ti,Mo)C no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 21: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) da inclusão (Ti,Mo)C no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 22: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão TiN no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 23: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) da inclusão TiN no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 24: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão Ti₂CS no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 25: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) da inclusão Ti₂CS no aço maraging 350 corrida B usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 26: Imagem com elétrons retro-espalhados da inclusão Ti_2CS contendo zircônio no aço maraging 350 corrida D usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 27: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) da inclusão Ti_2CS contendo zircônio no aço maraging 350 corrida D usando tensão aceleradora de 20 kV.

Foram encontradas inclusões Ti_2CS contendo zircônio nas corridas 350C e 350D apesar do baixo teor de zircônio nas ligas de aços maraging. Isso se deve a forte afinidade do zircônio com o enxofre para formar sulfetos em aços⁽⁴⁶⁾. Em seguida, é mostrada uma inclusão TiN contendo alumina no centro, indicando que pode acontecer nucleação heterogênea da inclusão TiN .

Figura 28: Imagem da Inclusão TiN na corrida 300A feita por elétrons retro-espalhados usando tensão aceleradora de 20 kV.

Figura 29: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) no centro da inclusão TiN no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV .

Figura 30: Espectro de análise por dispersão de energia (EDS) na borda da inclusão TiN no aço maraging 300 corrida A usando tensão aceleradora de 20 kV .

5.1.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA MATRIZ MARTENSÍTICA

A caracterização da matriz martensítica envolveu as técnicas de microscopia óptica, difração de raios-X e microdureza. As micrografias da microestrutura martensítica foram obtidas usando três reagentes diferentes. A seguir são mostradas as micrografias da microestrutura martensítica obtida a partir do ataque com o reagente Marble.

Figura 31: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.

Figura 32: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.

Figura 33: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.

Figura 34: Micrografia obtida por meio de ataque com o reagente Marble para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.

O ataque com Marble evidenciou diferentes aspectos da microestrutura martensítica em cada corrida. Na corrida 300A, este ataque revelou os blocos e parcialmente os contornos de pacote da microestrutura martensítica. No caso da corrida 350B, os blocos e contornos de pacote da martensita foram totalmente evidenciados após o ataque na corrida 350B. Por outro lado, o ataque revelou somente as ripas e os contornos de pacote característicos deste tipo de microestrutura para a corrida 350C. No caso da corrida 350D, o ataque revelou parcialmente as ripas, os blocos e os contornos de pacote. Os tempos de ataque utilizados para as corridas 300A, 350B, 350C e 350D foram respectivamente 27 s, 25 s, 20 s e 20 s. Em seguida, são mostradas as micrografias da microestrutura martensítica obtida a partir do ataque com o reagente 4%Nital.

Figura 35: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.

Figura 36: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado.

Figura 37: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.

Figura 38: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente 4%Nital para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado.

O reagente 4% Nital revelou parcialmente os blocos e contornos de pacote da microestrutura martensítica das corridas 300A, 350B e 350D. Por outro lado, o ataque com 4% Nital revelou a ripas da microestrutura martensítica da corrida 350C. Os tempos de ataque utilizados para as corridas 300A, 350B, 350C e 350D foram respectivamente 10 min, 9 min, 4 min e 7,5 min. Em seguida, são mostradas micrografias obtidas após ataque com o reagente Villela.

Figura 39: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 300 corrida A no estado solubilizado.

Figura 40: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida B no estado solubilizado

Figura 41: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida C no estado solubilizado.

Figura 42: Micrografia obtida por meio de ataque químico usando reagente Vilella para o aço maraging 350 corrida D no estado solubilizado

O ataque químico usando Vilella revelou os blocos e os contornos de pacote da microestrutura martensítica das corridas 300A e 350B, mas não revelou as ripas desta microestrutura. Os contornos de grão também foram revelados parcialmente na corrida 350B. O reagente usado revelou somente as ripas e parcialmente os contornos de pacote da estrutura martensítica da corrida 350C. Enquanto, os blocos e as ripas da estrutura martensítica foram revelados na corrida 350D.

Vale ressaltar que boas micrografias foram obtidas com este reagente em tempos de diferentes de ataque: 12 min para a corrida 300A, 9 min para a corrida

350B, 6 min para a corrida 350C e 6 min para a corrida 350D. Estes resultados sugerem que as corridas têm comportamentos diferentes em meio corrosivo. Na próxima figura são apresentados os valores de dureza das corridas pesquisadas.

Figura 43: Valores médios das medidas de dureza para as corridas pesquisadas no estado solubilizado.

O aço maraging 300 apresentou menor dureza do que o maraging 350, o que sugere que maiores teores de cobalto causam um endurecimento por solução sólida mais significativo no estado solubilizado. A seguir é mostrado o difratograma de raios-X das corridas pesquisadas.

Figura 44: Difratograma de raios-X das corridas pesquisadas no estado solubilizado usando radiação $\text{CuK}\alpha$.

O difratograma de raios-X mostra que as corridas pesquisadas têm uma estrutura totalmente martensítica ou uma proporção de austenita retida muito baixa no estado solubilizado. Os picos de intensidade foram identificados, e posteriormente, foi estimado o valor do espaçamento através da Lei de Bragg⁽⁸¹⁾:

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (3)$$

Nas tabelas a seguir são mostradas as grandezas que foram utilizadas para a estimativa do parâmetro de rede das corridas.

Tabela 12: Cálculos para a estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M300A no estado solubilizado.

Pico	2θ (graus)	d(Å)	Índice de Miller (hkl)	a (Å)	Cos ² θ
1	44,61 ± 0,01	2,0294 ± 0,0013	110	2,8700 ± 0,0019	0,8559 ± 0,0002
2	64,91 ± 0,01	1,4353 ± 0,0006	200	2,8707 ± 0,0012	0,7120 ± 0,0003
3	82,10 ± 0,01	1,1729 ± 0,0004	211	2,8730 ± 0,0009	0,5688 ± 0,0003
4	98,64 ± 0,01	1,0157 ± 0,0002	220	2,8728 ± 0,0007	0,4249 ± 0,0003

Tabela 13: Cálculos para a estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350B no estado solubilizado.

Pico	2θ (graus)	d(Å)	Índice de Miller (hkl)	a (Å)	Cos ² θ
1	44,68 ± 0,01	2,0264 ± 0,0013	110	2,8658 ± 0,0019	0,8555 ± 0,0002
2	64,91 ± 0,01	1,4353 ± 0,0006	200	2,8707 ± 0,0012	0,7120 ± 0,0003
3	82,23 ± 0,01	1,1713 ± 0,0004	211	2,8691 ± 0,0009	0,5676 ± 0,0003
4	98,64 ± 0,01	1,0157 ± 0,0002	220	2,8728 ± 0,0007	0,4249 ± 0,0003

Tabela 14: Cálculos para estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350C no estado solubilizado.

Pico	2θ (graus)	d(Å)	Índice de Miller (hkl)	a (Å)	Cos ² θ
1	44,59 ± 0,01	2,0301 ± 0,0013	110	2,8710 ± 0,0019	0,8560 ± 0,0002
2	64,72 ± 0,01	1,4390 ± 0,0006	200	2,8781 ± 0,0012	0,7135 ± 0,0003
3	81,96 ± 0,01	1,1745 ± 0,0004	211	2,8770 ± 0,0009	0,5699 ± 0,0003
4	98,55 ± 0,01	1,0163 ± 0,0002	220	2,8746 ± 0,0007	0,4256 ± 0,0003

Tabela 15: Cálculos para estimativa do parâmetro de rede do aço maraging M350D no estado solubilizado.

Pico	2θ (graus)	d(Å)	Índice de Miller (hkl)	a (Å)	Cos ² θ
1	44,51 ± 0,01	2,0338 ± 0,0013	110	2,8762 ± 0,0019	0,8566 ± 0,0002
2	64,81 ± 0,01	1,4373 ± 0,0006	200	2,8747 ± 0,0012	0,7128 ± 0,0003
3	81,99 ± 0,01	1,1741 ± 0,0004	211	2,8760 ± 0,0009	0,5696 ± 0,0003
4	98,55 ± 0,01	1,0163 ± 0,0002	220	2,8746 ± 0,0007	0,4256 ± 0,0003

Uma estimativa do parâmetro de rede da estrutura martensítica pode ser obtida por diferentes métodos. Nesse trabalho, os valores do parâmetro de rede foram determinados pelo último pico do difratograma de raios X e o método de extrapolação usando a função $\cos^2\theta$, conforme é visto na próxima figura.

Figura 45: Extrapolação do parâmetro de rede da martensita como função de $\cos^2\theta$ usando regressão linear para as corridas pesquisadas.

No gráfico da figura 45 foi excluído um ponto da regressão linear para a corrida 350C, pois este ponto não seguiu o comportamento linear. Na tabela, em seguida, são apresentados os valores dos parâmetros de rede estimados pelo método de extrapolação e pelo último pico do difratograma de raios X, comparando com os valores obtidos por estudos anteriores^(82,83).

Tabela 16: Comparação entre os parâmetros de rede das diversas corridas e estudos anteriores^(82,83).

Referências	Parâmetro de rede (Å)		Método	Condição
Maraging 300 (corrida A)	2,8765	± 0,0016	extrapolação	solubilizada
	2,8728	± 0,0007	último pico	
Maraging 350 (corrida B)	2,8783	± 0,0039	extrapolação	solubilizada
	2,8728	± 0,0007	último pico	
Maraging 350 (corrida C)	2,8698	± 0,0014	extrapolação	solubilizada
	2,8746	± 0,0007	último pico	
Maraging 350 (corrida D)	2,8739	± 0,0018	extrapolação	solubilizada
	2,8746	± 0,0007	último pico	
Pardal e co-autores (maraging 300)	2,868 a 2,872		-	solubilizada e envelhecida entre 560 e 650 °C para diversos tempos
Habiby e co-autores (maraging 350)	2,871 a 2,879		-	solubilizada e envelhecida entre 200 e 800 °C

Os valores dos parâmetros de rede estimados tanto pelo método de extrapolação, quanto pelo último pico do difratograma estão compatíveis entre si em três barras de erro em todas as corridas, indicando que não há uma influência significativa da composição química no parâmetro de rede da microestrutura martensítica das séries 300 e 350 no estado solubilizado. Estes valores também estão compatíveis em três barras de erro com os resultados obtidos tanto por Pardal e co-autores para o aço maraging 300, quanto por Habiby e co-autores para o aço maraging 350^(82,83).

5.2 DILATOMETRIA

Durante o ciclo térmico de aquecimento e resfriamento, há a ocorrência de três transformações de fases nos aços maraging: precipitação, reversão da martensita e transformação martensítica, conforme representado na Figura 46. Nesta figura é apresentada uma curva dilatométrica típica do ciclo completo de aquecimento e resfriamento, com as indicações das temperaturas de transformação.

Figura 46: Curva dilatométrica de aquecimento e resfriamento para a corrida B, taxa de 1 °C/s.

Neste trabalho as temperaturas de transformação de fase foram denotadas pelas abreviações: P_I é a temperatura de início da precipitação, P_F é a temperatura de término da precipitação, A_I é a temperatura de início da reversão da austenita para a martensita, A_F é a temperatura de término da reversão da austenita para a martensita, M_I é a temperatura de início transformação martensítica e M_F é a temperatura de término da transformação martensítica. Além disso, a variação do corpo devido a cada transformação de fase foi denotada por: e_M é a expansão originada da transformação martensítica, a contração devida à precipitação é denotada por C_P enquanto C_A é a contração causada pela reversão da martensita para a austenita. Esses parâmetros serão utilizados na análise comparativa.

As temperaturas de início e fim de transformação de fases, assim como a variação do tamanho do corpo de prova durante as transformações de fases, foram

estimadas a partir de retas tangentes onde há o desvio da linearidade das curvas dilatométricas, conforme pode ser visto nas figuras 47 e 48^(75,77,78,84).

Figura 47: Transformações de fase durante o aquecimento.

Figura 48: Transformação martensítica durante o resfriamento.

Os resultados dos experimentos serão apresentados e discutidos na seguinte sequência: precipitação, reversão da martensita para a austenita, transformação martensítica e estado final do corpo de prova. As Figuras 49 e 50 apresentam a

influência da taxa de aquecimento na variação de comprimento (Figura 49) e nas temperaturas de início e fim de precipitação (Figura 50) para as quatro composições estudadas.

Figura 49: Contração do corpo de prova durante a precipitação em função da taxa de aquecimento para as quatro corridas pesquisadas.

Figura 50: Temperatura de início (P_i) e término (P_f) de precipitação versus taxa de aquecimento para as quatro corridas pesquisadas.

A contração que ocorre durante a precipitação de compostos intermetálicos (vide Figura 49) é causada pela diminuição de elementos de liga na matriz⁽⁸³⁾. Os

menores teores de cobalto e titânio da corrida A (maraging 300) acarretam a formação de menor quantidade de compostos intermetálicos⁽¹⁾. Além disto, a corrida A apresenta uma faixa mais estreita de temperaturas entre o início e o término de precipitação, em comparação com as corridas B, C e D (maraging 350). Teores maiores de titânio propiciam a formação de mais compostos intermetálicos, assim como diminuem a temperatura de início de precipitação, no caso das corridas C e D em comparação com a corrida B. Nas quatro corridas foi observado que o aumento da taxa de aquecimento retarda o início da precipitação e diminui a formação de compostos intermetálicos^(76,77).

Os resultados referentes à transformação (reversão) de martensita em austenita são apresentados nas Figuras 51 e 52. Na Figura 51 é apresentada a influência da taxa de aquecimento na variação de comprimento (contração). Enquanto a Figura 52 apresenta a influência da taxa de aquecimento nas temperaturas de início (A_I) e término (A_F) de reversão da martensita para austenita.

Figura 51: Contração do corpo de prova devido à reversão da martensita para austenita versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.

Figura 52: Temperaturas de início (A_I) e término (A_F) de reversão da martensita para a austenita versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.

A contração observada durante a reversão (Figura 51) ocorre devido à transformação de uma estrutura de menor empacotamento (CCC) para outra estrutura mais compacta (CFC). Nas quatro corridas foi observado (vide Figura 52) que o aumento da taxa de aquecimento retarda o início da reversão da martensita (CCC) para a austenita (CFC)^(76,77). A contração nas quatro corridas estudadas mostrou-se pouco dependente da taxa de aquecimento. Os resultados sugerem que o aumento do teor de cobalto e a diminuição do teor de molibdênio retardam a temperatura de início de reversão para austenita^(4,53). Além disso, o fim da transformação parece ser mais dependente dos teores de níquel e cobalto, ou seja, o aumento do teor de níquel e a diminuição do teor de cobalto diminuem a temperatura de término de reversão para a austenita.

Os resultados referentes à transformação martensítica são sumarizados nas Figuras 53 e 54. Enquanto a Figura 53 apresenta o efeito da taxa de resfriamento na expansão, a Figura 54 mostra o efeito da taxa de resfriamento nas temperaturas de início (M_I) e fim (M_F) de transformação.

Figura 53: Expansão do corpo de prova durante a transformação martensítica em função da taxa de resfriamento para as corridas pesquisadas.

Figura 54: Temperaturas de início (M_i) e término (M_F) da transformação martensítica versus taxa de aquecimento para as corridas pesquisadas.

A Figura 53 evidencia que a variação de volume causada pela transformação martensítica mostrou-se pouco dependente da taxa de resfriamento e mesmo da composição química. Além disso, a Figura 54 sugere que a taxa de resfriamento tenha maior influência nas temperaturas de início e fim de transformação do que as variações de composição química nas corridas estudadas. A expansão do corpo de

prova durante a transformação martensítica ocorre devido à mudança de estrutura cristalina.

A Figura 55 mostra o efeito do aumento da taxa de aquecimento e resfriamento sobre o tamanho final do corpo de prova.

Figura 55: Variação do comprimento do corpo de prova após o ciclo térmico em função da taxa de aquecimento e resfriamento para as corridas pesquisadas.

A Figura 55 também dá uma visão geral da estabilidade dimensional das quatro corridas em função das taxas de resfriamento e aquecimento.

5.2.1 ESTIMATIVA DE ENERGIA DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE

A estimativa da energia de ativação das transformações de fase durante o aquecimento contínuo pode ser feita usando diferentes modelos: Kissinger^(84,85), Ozawa⁽⁸⁶⁾ e Boswell⁽⁸⁷⁾. Essas metodologias pressupõem modelos de como a taxa de fração transformada varia com o tempo. Geralmente, esses métodos são utilizados para a estimativa da energia de ativação em transformações de fase que acontecem em ensaios não isotérmicos como, por exemplo, a dilatométrica e calorimetria exploratória diferencial (*differential scanning calorimetry*)⁽⁸⁸⁾. Esses modelos podem ser muito simplificados se considerarmos apenas a temperatura onde ocorre a taxa máxima de transformação de fase, ou seja, a condição em que $d^2f/dt^2 = 0$ ⁽⁸⁹⁾.

Aproximações desse tipo são chamadas de métodos dos picos ou métodos de máxima taxa de transformação⁽⁹⁰⁾. No caso da dilatometria, as temperaturas onde ocorre a taxa máxima de transformação de fase são determinadas por meio coeficiente de expansão térmica linear α_L . Esse coeficiente é obtido através da derivada da curva dilatométrica^(77,91):

$$\alpha_L = \frac{1}{L_0} \left(\frac{dL}{dT} \right) \quad (4)$$

Onde L_0 o comprimento inicial do corpo de prova. Nos gráficos a seguir são apresentados os valores do coeficiente de expansão linear como função da temperatura.

O uso dos métodos das máximas taxas de transformação, tais como os métodos de Kissinger, de Ozawa e Boswell, é bastante recorrente na literatura. Um trabalho bem recente usou esses três métodos para obter a energia de ativação da precipitação em ligas de alumínio e cobre⁽⁹²⁾. Entretanto, nos aços maraging há apenas estimativas de energia de ativação das reações de precipitação e reversão da martensita usando o método de Kissinger^(75,76,93), o que motivou a análise pelos métodos de Ozawa⁽⁸⁶⁾ e Boswell⁽⁸⁷⁾. As equações de Kissinger, Ozawa e Boswell na forma simplificada são descritas, respectivamente, por:

$$\ln \left(\frac{\phi}{T_M^2} \right) = - \frac{E}{RT_M} + C \quad (5)$$

$$\ln(\phi) = - \frac{E}{RT_M} + C \quad (6)$$

$$\ln \left(\frac{\phi}{T_M} \right) = - \frac{E}{RT_M} + C \quad (7)$$

Nas equações anteriores, ϕ é a taxa de aquecimento, T_M é a temperatura em que há a máxima taxa de transformação de fase, E é a energia de ativação, R a constante universal dos gases e C uma constante arbitrária. Nas próximas figuras são apresentadas a variação do coeficiente de expansão linear para as corridas pesquisadas.

Figura 56: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 $^\circ\text{C}$ em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 300 corrida A.

Figura 57: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 $^\circ\text{C}$ em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida B.

Figura 58: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 $^\circ\text{C}$ em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida C.

Figura 59: Coeficiente de expansão linear entre 400 e 900 $^\circ\text{C}$ em diferentes taxas de aquecimento para o aço maraging 350 corrida D.

As Figuras 56, 57, 58 e 59 apresentam as temperaturas onde ocorre a máxima taxa de transformações de fase (precipitação e reversão da martensita para austenita). À medida que a taxa de aquecimento aumenta, o tempo disponível para a ocorrência das reações diminui, acarretando a diminuição da contração durante a reação de precipitação. Isto ocorre, pois uma menor quantidade de precipitados é formada quando a taxa de aquecimento é aumentada. Além disso, as corridas B, C e

D (maraging 350) apresentaram maiores contrações que a corrida A (maraging 300), sugerindo que maiores teores de titânio e de cobalto contribuem para o aumento da fração volumétrica de precipitados, já que o cobalto diminui a solubilidade do molibdênio que por sua vez propicia a formação destes precipitados^(1,13).

Os mecanismos de reversão podem ocorrer tanto por cisalhamento quanto por difusão e são dependentes das taxas de aquecimento. Esta reversão pode acontecer em duas etapas. Em baixas taxas, há a predominância da difusão na primeira etapa, enquanto na segunda predomina o cisalhamento. Por outro lado, em altas taxas, a reversão pode ocorrer em uma única etapa com a predominância do mecanismo por cisalhamento⁽⁷⁷⁾. Já foi reportado que o níquel acelera a formação de austenita, enquanto o cobalto a retarda⁽⁶⁵⁾. As Figuras 56, 57, 58 e 59 mostram que na corrida A (maraging 300) e na corrida B (maraging 350) há uma maior tendência da reação de reversão da martensita (nos ensaios dilatométricos das taxas 1 °C/s e 10 °C/s na corrida A e 1 °C/s na corrida B) dividir-se em duas etapas. Isto sugere que há maior participação da difusão na reação de reversão nestas taxas do que nas demais. Na corrida B do aço maraging 350 (taxa de 1 °C/s), a reversão em duas etapas pode ocorrer devido ao teor de níquel ser maior do que nos aços maraging 350 das corridas C e D.

5.2.1.1 ENERGIA DE ATIVAÇÃO DA PRECIPITAÇÃO

Nas Figuras seguintes são apresentadas as regressões lineares das equações 5, 6 e 7 referentes à reação de precipitação, que foram usadas para estimar a energia de ativação dos métodos de Kissinger, Ozawa e Boswell⁽⁸⁵⁻⁸⁷⁾.

Figura 60: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Kissinger⁽⁸⁵⁾ para as diversas corridas pesquisadas.

Figura 61: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Ozawa⁽⁸⁶⁾ para as diversas corridas pesquisadas.

Figura 62: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da precipitação através do método de Boswell⁽⁸⁷⁾ para as diversas corridas pesquisadas.

No histograma, em seguida, são apresentados os valores da energia de ativação da precipitação e do coeficiente de correlação das regressões lineares.

Figura 63: Histograma das energias de ativação para a precipitação usando diversos métodos.

Figura 64: Comparação entre os coeficientes de correlação das regressões lineares para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita.

As energias de ativação da precipitação que foram estimadas usando os métodos de Kissinger, Ozawa e Boswell são compatíveis entre si em uma barra de erro. O tamanho da barra de erro das energias de ativação também está bem próximo. Dessa forma, é possível estimar uma energia média para cada corrida usando as estimativas de energia dos três métodos estudados.

Os valores estão do coeficiente de correlação estão muito próximos de 1, sugerindo que os modelos utilizados são válidos. Na literatura não há dados disponíveis sobre a estimativa de energia de ativação de precipitação dos aços maraging usando os métodos de Ozawa e Boswell. Dessa forma, a tabela 17 a seguir sumariza apenas os valores de energia de ativação obtidos pelo método de Kissinger, comparando os resultados com estudos de dilatométrica de outros autores^(75,76).

Tabela 17: Comparação da energia de ativação para a reação de precipitação entre as corridas pesquisadas e estudos anteriores usando a técnica de dilatométrica e a análise de Kissinger ^(75,76).

Referência	Energia de ativação para a precipitação (kJ/mol)	Taxa de aquecimento	Coeficiente de correlação R
Corrida A (maraging 300)	272 ± 18	1 a 28 C %s	0,998
Corrida B (maraging 350)	276 ± 19	1 a 28 C %s	0,998
Corrida C (maraging 350)	294 ± 51	1 a 28 C %s	0,985
Corrida D (maraging 350)	263 ± 19	1 a 28 C %s	0,997
Viswanathan e co-autores (maraging 350)	145 ± 4	10 a 40 C %/min	0,988
Kapoor e Batra (maraging 350)	265	0,2 a 200 °C/s	-

Vasudevan e co-autores reportaram que a precipitação inicial ocorre nas discordâncias, seguida por uma etapa de crescimento dos precipitados pelo mecanismo de difusão ao longo das discordâncias (pipe diffusion) ⁽⁴⁹⁾. A Tabela 17 evidencia que há uma discrepância nos valores de energia de ativação. Esses valores divergem devido às diferentes faixas de taxas de aquecimento. Os valores obtidos por Viswanathan e co-autores sugerem que em baixas taxas de aquecimento, a redistribuição de soluto nos instantes iniciais atinge níveis suficientes para que o crescimento dos precipitados ocorra nas discordâncias (via mecanismo pipe diffusion). Enquanto que, em taxas mais altas de aquecimento, as energias de ativação obtidas sugerem que a difusão de soluto estaria ocorrendo através da rede (difusão no volume), uma vez que os valores de energia de ativação estimados estão muito próximos das energias de ativação para difusão no volume do titânio (272 kJ/mol) e do molibdênio (238 kJ/mol) na ferrita (similar à martensita) ^(75,77). Tewari e co-autores mostraram que diversos precipitados são formados durante os estágios iniciais e intermediários de envelhecimento ⁽⁵²⁾, o que sugere que a precipitação dessas fases pode apresentar diferentes energias de ativação.

5.2.1.2 ENERGIA DE ATIVAÇÃO DA REVERSÃO DA MARTENSITA

Nas Figuras a seguir são mostradas as regressões lineares das equações 5, 6 e 7 referentes à reação de reversão da martensita para a austenita, que foram usadas para estimar a energia de ativação.

Figura 65: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita por meio do método de Kissinger⁽⁸⁵⁾.

Figura 66: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita através do método de Ozawa⁽⁸⁶⁾.

Figura 67: Regressão linear para a obtenção da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita através do método de Boswell⁽⁸⁷⁾.

Nos histogramas, em seguida, são apresentados os valores da energia de ativação da reversão da martensita e do coeficiente de correlação das regressões lineares.

Figura 68: Histograma das energias de ativação para a reversão da martensita usando diversos métodos.

Figura 69: Comparação entre os coeficientes de correlação das regressões lineares usadas para estimar a energia de ativação da reversão da martensita.

As energias de ativação da reação de reversão estimadas através dos métodos de Kissinger⁽⁸⁵⁾, Ozawa⁽⁸⁶⁾ e Boswell⁽⁸⁷⁾ são compatíveis entre si em uma barra de erro. Porém, a corrida M350D apresentou barras de erro maiores que as outras corridas e coeficiente de correlação menor. Na Tabela 18 são sumarizados os valores da energia de ativação da reversão da martensita para a austenita obtidos pela inclinação dos gráficos anteriores, comparando com resultados anteriores de estudos de dilatométrica feito por outros autores usando o método de Kissinger^(75,76).

Tabela 18: Comparação da energia de ativação da reversão da martensita entre as corridas pesquisadas e estudos anteriores usando a técnica de dilatométrica e a análise de Kissinger^(75,76).

Referência	Energia de ativação para a reversão da martensita (kJ/mol)	Taxa de aquecimento	Coeficiente de Correlação R
Corrida A (maraging 300)	562 ± 69	1 a 28 C %s	0,993
Corrida B (maraging 350)	569 ± 36	1 a 28 C %s	0,998
Corrida C (maraging 350)	646 ± 8	1 a 28 C %s	1,000
Corrida D (maraging 350)	617 ± 131	1 a 28 C %s	0,978
Viswanathan e co-autores	224 ± 4	10 a 40 C %/min	0,985
Kapoor & Batra (maraging 350)	423; $\phi < 2$ C %s 828; $\phi > 2$ C %s	0,2 a 200 °C/s	-

A Tabela 18 indica que há uma variação dos valores da energia de ativação da reversão da martensita com a taxa de aquecimento. Em baixas taxas de aquecimento, o mecanismo de difusão é predominante com energias de ativação próximas daquelas para a difusão do níquel (245,8 kJ/mol) e do molibdênio na ferrita. A energia de ativação da reversão da martensita é maior em altas taxas de aquecimento, devido à menor influência do mecanismo de difusão do molibdênio e do níquel (menor redistribuição de elementos gamagênicos), já que o mecanismo de cisalhamento ocorre de forma mais expressiva em altas taxas de aquecimento^(75,76,93).

5.3 ENVELHECIMENTO

Na próxima figura são apresentados os valores médios de microdureza das amostras submetidas ao envelhecimento a 480 °C como função do tempo do tratamento térmico.

Figura 70: Variação da microdureza com o tempo de envelhecimento para as corridas pesquisadas em tratamento isotérmico a 480 °C.

No gráfico da figura 70 podemos observar que os aços maraging das séries 300 e 350 possuem respostas ao envelhecimento diferentes. Os aços maraging da série 300 diferem da série 350 por terem teores menores de cobalto e titânio. Quando comparadas as séries 350 entre si, notamos que a corrida B possui a

tendência de uma resposta menor ao envelhecimento do que as corridas C e D devido ao menor teor de titânio. O pico de microdureza foi observado em todas as corridas após o envelhecimento a 480 °C por 8 horas. Além disso, há uma discreta diminuição no valor da dureza no tempo de envelhecimento de 12 horas. Porém, esses valores são compatíveis com o pico de dureza de 8 horas, o que não permite afirmar que há um superenvelhecimento das corridas durante o tratamento térmico à 480 °C e 12 horas.

Com base nos dados do gráfico anterior foi obtida a fração transformada $f(t)$ como função do tempo, usando a seguinte relação⁽⁸⁴⁾:

$$f(t) = \frac{H_t - H_0}{H_{Max} - H_0} \quad (8)$$

Onde H_t é a microdureza após o tratamento de envelhecimento por t horas, H_0 é a dureza no estado solubilizado e H_{max} é o valor do pico de microdureza. Em seguida, mostra a fração transformada como função do tempo do tratamento térmico.

Figura 71: Variação da fração transformada com o tempo de envelhecimento para as corridas pesquisadas em tratamento isotérmico a 480 °C.

A fração transformada como função do tempo apresentou o mesmo comportamento em todas as corridas. A equação JMAK pode ser utilizada para avaliar a cinética da reação de precipitação a partir dos dados de fração transformada⁽⁹⁴⁾, sendo descrita por:

$$f = 1 - e^{-kt^n} \quad (9)$$

A equação anterior geralmente é linearizada para a obtenção dos coeficientes n e k por regressão linear. Essa linearização da equação JMAK é dada por:

$$\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1-f} \right) \right) = -\ln k + n \ln t \quad (10)$$

Em seguida, são apresentadas as regressões lineares para a obtenção dos coeficientes n e k .

Figura 72: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 300 corrida A.

Figura 73: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida B.

Figura 74: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida C.

Figura 75: Regressão linear da equação JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C para o aço maraging 350 corrida D.

Os coeficientes da equação JMAK linearizada estão na tabela a seguir.

Tabela 19: Coeficientes da equação de JMAK linearizada com temperatura fixa em 480 °C.

Corridas	Ln k	n	Coeficiente de correlação R
300A	$0,32 \pm 0,07$	$1,08 \pm 0,09$	0,993
350B	$0,41 \pm 0,09$	$0,95 \pm 0,10$	0,988
350C	$0,30 \pm 0,08$	$0,90 \pm 0,09$	0,990
350D	$0,28 \pm 0,07$	$1,10 \pm 0,08$	0,995

A modelagem da cinética de precipitação pela equação JMAK mostrou-se adequada, pois o coeficiente de correlação R está muito próximo de 1 para as quatro corridas. Os valores da constante n nas corridas pesquisadas são compatíveis estão compatíveis entre si em duas barras de erro, sugerindo que a variação do teor da composição química não altera os mecanismos da reação de precipitação das corridas pesquisadas.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foram analisadas uma corrida de aço maraging da série 300 e três corridas de aço maraging da série 350. Foram estudadas a microestrutura no estado como recebido (solubilizado), as transformações de fase e a cinética de envelhecimento destas quatro corridas.

No estado como recebido todas as corridas pesquisadas apresentaram microestrutura martensítica contendo partículas dispersas das fases $(\text{Ti},\text{Mo})\text{C}$, $\text{Ti}(\text{N},\text{C})$ e Ti_2CS .

As medidas de dilatométrica mostraram que as cinéticas de precipitação de fases intermetálicas e reversão da martensita para austenita foram atrasadas pelo aumento das taxas de aquecimento, enquanto a cinética da transformação martensítica foi retardada pelo aumento da taxa de resfriamento. Além disso, as temperaturas de início e de término de precipitação de fases intermetálicas mostraram-se fortemente dependentes das variações nos teores de titânio e cobalto, enquanto as temperaturas de início e de término de reversão da martensita para austenita mostraram-se dependentes das variações dos teores de níquel e de cobalto.

Por meio da análise de Kissinger foram obtidas as energias de ativação de ativação tanto da precipitação de fases intermetálicas (entre 263 e 291 kJ/mol), quanto da reversão da martensita (entre 562 e 646 kJ/mol). A energia de ativação da precipitação de fases intermetálicas (entre 263 e 291 kJ/mol) apresentou valores próximos da energia de ativação de difusão do molibdênio (238 kJ/mol) e do titânio (272 kJ/mol) na ferrita. Enquanto, a energia de ativação da reversão (entre 562 e 646 kJ/mol) não foi compatível com as energias de ativação de difusão do níquel (245,8 kJ/mol) e do molibdênio na ferrita, devido a influência do mecanismo de cisalhamento entre as taxas de aquecimento de 1 a 28 °C/s.

A cinética de envelhecimento também foi fortemente influenciada pela composição química de cada corrida. As corridas da série 350, contendo maiores teores de titânio e cobalto, atingem maiores valores de microdureza tanto no estado solubilizado quanto no estado envelhecido em relação a série 300.

7 REFERÊNCIAS

1. SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. Heat treatment of maraging steels. Metals Handbook, ASM, v. 4, 10th Edition. p. 219-228, 1990.
2. ROCHA, C. J. C. **Efeito do tratamento termomecânico na microsegregação de um aço maraging grau 1900 MPa.** 138 p. Dissertação (mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, Campinas, 1995.
3. PADIAL, A. G. F. **Transformações de fase e propriedades mecânicas de um aço maraging sem cobalto,** 88 p. Dissertação (mestrado) – IPEN, São Paulo, 1994.
4. AHMED, M.; NASIM, I.; HUSAIN, S. W. Influence of nickel and molybdenum on the phase stability and mechanical properties of maraging steels. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 3, p. 248-254, 1994.
5. INCO. The 18 per cent nickel maraging steels: engineering properties. Source book on maraging steels, ASM, p. 351-377, 1979.
6. SHA, W.; LI, Q.; WILSON, E. A. Precipitation, microstructure and mechanical properties of low nickel maraging steel. Materials Science and Technology, v. 27, p. 983-989, 2011.
7. HAMAKER, J. C.; BAYER, A. M. Applications des aciers maraging. Cobalt, v. 38, p. 3-12, Mars 1968.
8. ASSUNÇÃO, F. C. R. (Org.). **Materiais avançados 2010-2022.** Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2010. 360p.
9. DECKER, R. F. Notes on the development of maraging steels. Source book on maraging steels, ASM, p. xi-xv, 1979.
10. BIEBER, C. G. Progress with 25% nickel steels for high-strength applications. Source book on maraging steels, ASM, p. 378-379, 1979.
11. HAMAKER, J. C.; BAYER, A. M. Applications des aciers maraging. Cobalt, v. 38, p. 3-12, Mars 1968.
12. HALL, A. M. Etat d'avancement des recherches d'application sur les aciers maraging. Cobalt, v. 24, p. 138-144, Setembro 1964.
13. DECKER, R. F.; EASH, J. T.; GOLDMAN, A. J. 18% nickel maraging steel. Source book on maraging steels, ASM, p. 1-19, 1979.
14. FLOREEN, S. Hardening behavior of alloys based on iron-18% nickel. ASM Transactions Quarterly, v.57, p. 38-47, 1964.
15. FLOREEN, S.; SPEICH, G.R. Some observations on the strength and toughness of maraging steels. Source book on maraging steels, ASM, p. 326-338, 1979.

16. RAO, M. N. Progress in understanding the metallurgy of 18% nickel maraging steels. *International Journal of Materials Research*, v.11, p.1594-1607, 2006.
17. GARRISON Jr., W. M. Martensitic non-stainless steels: high strength and high alloy. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, v.6,p. 5197-5203, 2008.
18. MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behaviour of Materials**. New York: Cambridge University Press, 2nd Edition, 2009. 856p.
19. SERVANT, C.; DJEGA-MARIADASSOU, C. Investigation by Mössbauer spectroscopy and small angle neutron scattering of the precipitation process in Fe₇₆Mn₁₅Co_{8.5}Mo₃. *Journal of Physique IV*, v.2, p. 119-126, Décembre 1992.
20. SERVANT, C.; BOUZID, N. Influence of the increasing content of Mo on the precipitation phenomena occurring during tempering in the maraging alloy Fe-12Mn-9Co-5Mo. *Acta Metallurgica*, v. 36, p. 2771-2778, 1988.
21. PERELOMA, E. V.; SHEKHTER, A.; MILLER, M. K.; RINGER, S. P. Ageing behavior of an Fe-20Ni-1.8Mn-1.6Ti-0,59Al(wt%) maraging alloy: clustering, precipitation and hardening. *Acta Materialia*, v. 52, p. 5589-5602, 2004.
22. NEDJAD, S. H.; TEIMOURI, J.; TAHMASEBIFAR, A.; SHIRAZI, H.; AHMADABADI, M. N. A new concept in further alloying of Fe-Ni-Mn maraging steels. *Scripta Materialia*, v. 60, p. 528-531, 2009.
23. SINGH, J.; WAYMAN, C. M. Age-hardening characteristics of a martensitic Fe-Ni-Mn alloy. *Materials Science and Engineering*, v. 94, p. 233-242, 1987.
24. NEJAD, S. H.; AHMDABADI, M. N. Effect of Ti addition on the microstructure and mechanical properties of a cast Fe-Ni-Mo-Mn maraging steel. *Journal de Physique IV*, v. 112, 2003.
25. SHIANG, L. T.; WAYMAN, C. M. Maraging behaviour in an Fe-19.5-5Mn alloy I: Precipitation Characteristics. *Metallography*, v. 21, p. 399-423, 1988.
26. KIM, S. J.; WAYMAN, C. W. Precipitation behavior and microstructural changes in maraging Fe-Ni-Mn-Ti alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 128, p. 217-230, 1990.
27. GUIMARÃES, L. S. Estratégias de implementação e efeitos de arraste dos grandes programas de desenvolvimento tecnológico nacionais: experiências do programa nuclear da Marinha do Brasil. *Pesquisa Naval*, n°16, p. 129-146, Outubro 2003.
28. AVADHANI, G. S. Optimization of process parameters for the manufacturing of rocket casing: a study using processing maps. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 12, p. 609-622, December 2003.
29. HITACHI TECHNOLOGY 2010-2011. Hitachi. p. 69. Disponível em: <http://www.hitachi.com/rev/archive/2010/_icsFiles/afieldfile/2010/08/05/r2010_technology07_mt.pdf>. Acessado em 01/02/2011>. Acesso em 01 jun. 2011.

30. SILVA, O. L. P.; MARQUES, A. L. F. Enriquecimento de urânio no Brasil: desenvolvimento da tecnologia de ultracentrifugação. *Economia e Energia*, n. 54, p. 3-9, 2006.
31. KRASS, A. S. **Uranium enrichment and nuclear weapon proliferation**. London: Taylor & Francis, 1983. 296 p.
32. ZETNER, M. D.; COLES, G. L.; TALBERT, R. J. **Nuclear proliferation technology trends analysis**. Pacific Northwest National Laboratory, September 2005. 106 p.
33. CENTRO TECNOLÓGICO DA MARINHA EM SÃO PAULO. São Paulo. Ciclo do combustível nuclear. Disponível em: https://www.mar.mil.br/ctmsp/ciclo_combustivel.html. Acesso em 8 dez. 2011.
34. URENCO. Sefton Park. Urenco USA. Disponível em: <http://www.urenc.com/content/33/urenc-usa.aspx>. Acesso em 8 dez. 2011.
35. URENCO. Sefton Park. Enrichment Technology Company Limited. Disponível em: <http://www.urenc.com/content/54/Enrichment-Technology-Company-Limited-ETC.aspx>. Acesso em 8 dez. 2011.
36. FLOREEN, S. Maraging Steels. *Metals Handbook*, ASM, v. 1, 9th Edition, p. 445-452, 1978.
37. FLOREEN, S.; HAYDEN, H. W. Some observations of void growth during the tensile deformation of a high strength steel. *Scripta Metallurgica*, v.4, p. 87-94, 1970.
38. KALISH, D.; RACK, H. J. Thermal embrittlement of 18Ni(350) maraging steel. *Metallurgical Transaction B*, v. 2, p. 2665-2672, September 1971.
39. CAIRNS, R. L.; NOVAK, C. J. The effect of reactive metal additions on grain boundary embrittlement in 18Ni200 maraging steel. *Metallurgical Transactions B*, v. 2, p. 1837-1846, July 1971.
40. JOHNSON, W. C.; STEIN, D. F. A study of grain segregants in thermally embrittled maraging steel. *Metallurgical Transactions B*, v. 5, p. 549-554, March 1974.
41. NES, E.; THOMAS, G. Precipitation of TiC in thermally embrittled maraging steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 7, p. 967-975, July 1976.
42. RACK, H. J.; HOLLOWAY, P. H. Grain boundary precipitation in 18Ni maraging steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 8, p. 1313-1315, August 1977.
43. PSIODA, J. A; LOW, J. R. The effect of microstructure and strength on the fracture toughness of an 18Ni, 300 grade maraging steel. *Nasa Technical Report*, n. 6, August 1974. 48 p.
44. BONISZEWSKI, T.; BONISZEWSKI, E. Inclusions in 18% Ni-Co-Mo maraging steel, v. 204, p. 360-365, April 1966.

45. BALL, C. J. X-ray powder diffraction patterns of titanium carbosulfide and τ titanium sulfide. *Metal Science*, v. 18, p. 577-579, 1984.
46. KANEKO, H.; NISHIZAWA, T.; TAMAKI, K. Sulfide forming tendency of alloying elements in steel. *Journal of the Japan Institute of Metals*, v.27, p.299-304, 1963. (in Japanese).
47. SERVANT, C.; LACOMBE, P. Structural transformations produced during tempering of Fe-Ni-Co-Mo. *Journal of Materials Science*, v.12, p. 1807-1826, 1977.
48. TAMURA, I.; TSUZAKI, K.; MAKI, T. Morphology of lath martensite formed from deformed austenite in 18%Ni maraging steel. *Journal de Physique*, v. 43, p. 551-556, Décembre 1982.
49. VASUDEVAN, V. K., KIM, S. J., WAYMAN, C. M. Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 wt pct nickel maraging steels. *Metallurgical Transactions A*, v.21, p. 2655-2668, October 1990.
50. VICENTE, A. A.; GIUSEPONE Jr, G. A.; PADILHA, A. F. Efeito do molibdênio no comportamento de oxidação a alta temperatura ao ar de aços maraging de ultra alta resistência mecânica. *Anais do 55º Congresso Anual da ABM*, p. 2035-2040, 2000.
51. SERVANT, C.; MAEDER, G.; CIZERON, G. A small-angle x-ray scattering investigation of the zone formation of "maraging" type alloys. *Metallurgical Transactions A*, v.6, p. 981-990, May 1975.
52. TEWARI, R., MAZUMDER, S., BATRA, I. S., DEY, G. K., BANERJEE, S. Precipitation in 18wt% Ni maraging steel of grade 350. *Acta Materialia*, v. 48, p. 1187-1200, 2000.
53. PETERS, D. T.; CUPP, C. R. The kinetics of aging reactions in 18 pct Ni maraging steels. *Source book on maraging steel*, ASM, p.317-325, 1979.
54. SHA, W.; CEREZO, A.; SMITH, G. D. W. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part III. Model alloys. *Metallurgical Transactions A*, v.24, p. 1241-1249, June 1993.
55. SHA, W.; CEREZO, A.; SMITH, G. D. W. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part IV. Discussion and Conclusions. *Metallurgical Transactions A*, v.24, p. 1251-1256, June 1993.
56. LECOMTE, J. B.; SERVANT, C.; CIZERON, G. J. A comparison of the structural evolution occurring during anisothermal or isothermal treatments in the case of nickel and manganese type maraging. *Journal of Materials Science*, v.20, p. 3339-3352, 1985.
57. BOUZID, N.; SERVANT, C.; LYON, O. Anomalous small-angle- X-ray scattering from a maraging alloy during martensite unmixing. *Philosophical Magazine B*, v. 57, p. 343-359, 1988.

58. LI, X.; YIN, Z. Mössbauer study of the aging behavior of 18Ni(350) maraging steel. *Material Letters*, v.24, p. 235-238, July 1995.
59. VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; ASUNDI, M. K. Precipitation hardening in 350 grade maraging steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 24, p. 2429-2442, November 1993.
60. SPITZIG, W. A.; CHILTON, J. M.; BARTON, C. J. Structure and strengthening mechanisms in 300-grade 18Ni-Co-Mo-Ti. *Source book on maraging steels*, ASM, p. 1-19, 1979.
61. SHA, W.; CEREZO, A.; SMITH, G. D. W. Phase chemistry and precipitation reaction in maraging steels: Part I. Introduction and study of Co-containing C-300 steel. *Metallurgical Transactions A*, v.24, p. 1221-1232, June 1993.
62. PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1ª edição, 1997. 349p.
63. LI, X.; YIN, Z. Reverted austenite during in 18Ni(350) maraging steel. *Materials Letters*, v. 24, p. 239-242, 1995.
64. VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; SETHUMANDHAVAN, V. Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18Ni (350) maraging steel. *Materials Science and Engineering*, v. 398, p. 367-372, 2005.
65. PETERS, D. T. A Study of austenite reversion during aging of maraging steels. *Transactions of ASM*, v. 61, p. 62-74, 1968.
66. FAROOQUE, M.; AYUB, H.; UL HAQ, A.; KHAN, A. Q. The formation of reverted austenite in 18% Ni 350 grade maraging steel, v. 33, p. 2927-2930, 1998.
67. ATSMON, N.; ROSEN, A. Reverted austenite in maraging steel. *Metallography*, v. 14, p. 163-167, 1981.
68. FAROOQ, M.; UL HAQ, A.; HASHMI, F. H. KHAN, A.Q. Microscopic determination of austenite in 18%Ni maraging steel. *Metallography*, v.20, p.377-383, 1987.
69. TAVARES, S. S.M.; ABREU, H.F.G.; NETO, J. M.; SILVA, M.R. POPA, I. A magnetic study of the maraging 350 steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 272-276, p. 785-787, 2004.
70. TAVARES, S. S.M.; ABREU, H.F.G.; NETO, J. M.; SILVA, M.R. POPA, I. A thermomagnetic study of the martensite-austenite transition in the maraging 350 steel. *Journal of Alloys and Compounds*, v.358, p. 152-156, 2003.
71. AHMED, M.; ALI, A.; KASNAIN, S. K.; HASHMI, F. H.; KHAN, A. Q. Magnetic properties of maraging steel in relation to deformation and structural phase transformations. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 42, p. 631-638, 1994.

72. SILVA, J. J. M. **Análise de textura e propriedades magnéticas em aços maraging 300 e 350 em várias condições de tratamento**, 87 p. Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.
73. ANDRÉS, C. G.; CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ÁLVAREZ, L. F. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*, v.48, p. 101-111, 2002.
74. SANTOS, T. F. A.; ANDRADE, M. S.; CASTRO, A. L. R. Efeito da taxa de aquecimento na reversão da martensita induzida por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo ABNT 304. *Revista Escola de Minas*, v. 62, p. 53-58, 2009.
75. VISWANATHAN, U. K.; KUTTY, T. R. G.; GANGULY, C. Dilatometric technique for evaluation of the kinetics of solid-state transformation of maraging steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 24, p. 2653-2656, 1993.
76. KAPOOR, R.; BATRA, I. S. On the α' to γ transformation in maraging (grade 350), PH 13-8 Mo and 17-4 PH steels. *Materials Science and Engineering A*, v.371, p. 324-334, 2004.
77. KAPOOR, R.; KUMAR, L.; BATRA, I. S. A dilatometric study of the continuous heating transformations in 18wt.% Ni maraging steel of grade 350. *Materials Science and Engineering A*, v. 352, p. 318-324, 2003.
78. GOLDBERG, A.; O'CONNOR, D. G. Influence of heating rate on transformations in an 18 per cent nickel maraging steel. *Nature*, v. 14, p. 170-171, 1967.
79. PADILHA, A. F; AMBROZIO FILHO, F. **Técnicas de análise microestrutural**. São Paulo: Hemus, 1ª edição, 1985. 190 p.
80. SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo: Edgard Blücher, 5ª edição, 1982. 286 p.
81. CULLITY, B. D. **Elements of x-ray diffraction**. Reading: Addison-Wesley Publishing Company, 1st edition, 1956. 514 p.
82. PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. P. C.; ABREU, H. F. G.; SILVA, J. J. M. Study of the austenite quantification by X-ray diffraction in the 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel. *Journal of Materials Science*, v. 41, p.2301-2307, 2006.
83. HABIBY, F.; SIDDIQUI, T. N.;HUSSAIN, H.;ULHAQ, A.; KHAN, A. Q. Lattice changes in the martensitic phase due to ageing in 18 wt% nickel maraging steel grade 350. *Journal of Materials Science*, v. 31, p. 305-309, 1996.
84. MITTEMEIJER, E. J. Analysis of the kinetics of phase transformations. *Journal of Materials Science*, v. 27, p. 3977-3987,1992.
85. KISSINGER, H. M. Reaction kinetics in differential thermal analysis. *Analytical Chemistry*, v. 29, p. 1702-1706, November 1957.

86. OZAWA, T. Estimation of activation energy by isoconversion methods. *Thermochimica Acta*, v. 203, p. 159-165, 1992.
87. BOSWELL, P. G. On the calculation of activation energies using a modified Kissinger method. *Journal of Thermal Analysis*, v. 18, p. 353-358, 1980.
88. MALÉK, J. The kinetic analysis of non-isothermal data. *Thermochimica Acta*, v. 200, p. 257-269, 1992.
89. GAO, X.; CHEN, D.; DOLLIMORE, D. The correlation between the value of α the maximum reaction rate and the reaction mechanisms: a theoretical study. *Thermochimica Acta*, v.223, p. 75-82, 1993.
90. STARINK, M. The determination of activation energy from linear heating rate experiments: a comparison of the accuracy of isoconversion methods. *Thermochimica Acta*, v. 404, p. 163-176, 2003.
91. CVERNA, F. (Ed.). **ASM ready reference: thermal properties of metals**. Materials Park, Ohio: ASM International, 1st edition, 2002. 560p.
92. FATMI, M.; GHEBOULI, B.; GHEBOULI, M. A.; CHITI, T.; ABDUL HAFIZ, M. The kinetics of precipitation in Al-2.4 wt% Cu alloy by Kissinger, Ozawa, Boswell and Matusita methods. *Physica B*, v. 206, p. 2277-2280, 2011.
93. GUO, Z.; SHA, W.; LI, D. Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 373, p. 10-20, 2004.
94. RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. **Transformações de fase**. São Paulo: Artliber, 2007. 215p.

8 APÊNDICE

Nas tabelas, em seguida, são apresentadas as medidas ferromagnéticas como função das coordenadas espaciais (x e y) para as corridas estudadas.

Tabela 20: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 300 corrida A.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
15	-45	72	0	-30	70
10	-45	72	-5	-30	76
5	-45	70	-10	-30	71
0	-45	73	-15	-30	73
-5	-45	75	-20	-30	70
-10	-45	68	-25	-30	70
25	-40	69	-30	-30	69
20	-40	74	40	-25	71
15	-40	73	35	-25	70
10	-40	69	30	-25	70
5	-40	72	25	-25	76
0	-40	73	20	-25	72
-5	-40	76	15	-25	74
-10	-40	71	10	-25	71
-15	-40	71	5	-25	72
-20	-40	72	0	-25	72
-25	-40	70	-5	-25	75
30	-35	76	-10	-25	72
25	-35	71	-15	-25	74
20	-35	73	-20	-25	68
15	-35	75	-25	-25	74
10	-35	71	-30	-25	74
5	-35	71	-35	-25	70
0	-35	73	-40	-25	70
-5	-35	78	40	-20	71
-10	-35	69	35	-20	72
-15	-35	73	30	-20	72
-20	-35	72	25	-20	72
-25	-35	68	20	-20	72
-30	-35	70	15	-20	72
35	-30	74	10	-20	73
30	-30	70	5	-20	75
25	-30	76	0	-20	71
20	-30	73	-5	-20	77
15	-30	75	-10	-20	78
10	-30	69	-15	-20	72
5	-30	73	-20	-20	72

Tabela 20 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 300 corrida A.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-25	-20	74	20	-5	73
-30	-20	74	15	-5	73
-35	-20	71	10	-5	72
-40	-20	73	5	-5	70
40	-15	73	0	-5	73
35	-15	72	-5	-5	77
30	-15	72	-10	-5	74
25	-15	74	-15	-5	72
20	-15	73	-20	-5	71
15	-15	70	-25	-5	72
10	-15	74	-30	-5	74
5	-15	78	-35	-5	71
0	-15	71	-40	-5	70
-5	-15	79	-45	-5	69
-10	-15	76	45	0	71
-15	-15	75	40	0	73
-20	-15	73	35	0	71
-25	-15	74	30	0	72
-30	-15	73	25	0	72
-35	-15	72	20	0	72
-40	-15	75	15	0	72
-45	-15	71	10	0	69
45	-10	72	5	0	72
40	-10	73	0	0	71
35	-10	73	-5	0	72
30	-10	72	-10	0	70
25	-10	70	-15	0	69
20	-10	72	-20	0	74
15	-10	71	-25	0	70
10	-10	73	-30	0	72
5	-10	74	-35	0	74
0	-10	70	-40	0	70
-5	-10	78	-45	0	72
-10	-10	79	45	5	70
-15	-10	74	40	5	70
-20	-10	78	35	5	73
-25	-10	70	30	5	72
-30	-10	77	25	5	71
-35	-10	76	20	5	72
-40	-10	75	15	5	72
45	-5	72	10	5	72
40	-5	70	5	5	74
35	-5	74	0	5	70
30	-5	71	-5	5	72
25	-5	74	-10	5	74

Tabela 20 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 300 corrida A.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-15	5	72	35	20	72
-20	5	72	30	20	74
-25	5	74	25	20	69
-30	5	72	20	20	73
-35	5	70	15	20	73
-40	5	70	10	20	72
-45	5	74	5	20	72
45	10	71	0	20	74
40	10	70	-5	20	73
35	10	74	-10	20	72
30	10	72	-15	20	72
25	10	72	-20	20	70
20	10	73	-25	20	75
15	10	70	-30	20	71
10	10	73	-35	20	73
5	10	73	-40	20	74
0	10	72	35	25	70
-5	10	74	30	25	72
-10	10	72	25	25	72
-15	10	70	20	25	70
-20	10	71	15	25	71
-25	10	75	10	25	73
-30	10	71	5	25	72
-35	10	71	0	25	71
-40	10	72	-5	25	71
-45	10	70	-10	25	74
40	15	71	-15	25	74
35	15	71	-20	25	72
30	15	71	-25	25	73
25	15	71	-30	25	72
20	15	72	-35	25	73
15	15	73	35	30	69
10	15	75	30	30	70
5	15	72	25	30	69
0	15	73	20	30	72
-5	15	73	15	30	69
-10	15	73	10	30	71
-15	15	72	5	30	74
-20	15	71	0	30	72
-25	15	70	-5	30	74
-30	15	73	-10	30	72
-35	15	71	-15	30	73
-40	15	71	-20	30	74
-45	15	72	-25	30	72
40	20	70	-30	30	74

Tabela 20 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 300 corrida A.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-35	30	72	20	40	68
30	35	68	15	40	70
25	35	72	10	40	68
20	35	74	5	40	72
15	35	71	0	40	71
10	35	70	-5	40	68
5	35	72	-10	40	74
0	35	73	-15	40	72
-5	35	70	-20	40	72
-10	35	72	10	45	65
-15	35	72	5	45	67
-20	35	70	0	45	71
-25	35	74	-5	45	67
-30	35	71	-10	45	69

Tabela 21: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-20	-66	67	-15	-56	73
-15	-66	71	-10	-56	70
-10	-66	69	-5	-56	69
-5	-66	65	0	-56	69
0	-66	67	5	-56	73
5	-66	69	10	-56	70
10	-66	65	15	-56	70
15	-66	66	20	-56	68
-30	-61	69	25	-56	71
-25	-61	67	30	-56	70
-20	-61	68	35	-56	71
-15	-61	70	-45	-51	65
-10	-61	69	-40	-51	71
-5	-61	68	-35	-51	70
0	-61	68	-30	-51	68
5	-61	72	-25	-51	71
10	-61	69	-20	-51	71
15	-61	67	-15	-51	70
20	-61	69	-10	-51	68
25	-61	68	-5	-51	68
30	-61	69	0	-51	67
-35	-56	68	5	-51	72
-30	-56	66	10	-51	72
-25	-56	68	15	-51	70
-20	-56	67	20	-51	67

Tabela 21 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
25	-51	69	-55	-36	70
30	-51	71	-50	-36	73
35	-51	69	-45	-36	67
40	-51	69	-40	-36	73
-50	-46	68	-35	-36	70
-45	-46	65	-30	-36	68
-40	-46	73	-25	-36	68
-35	-46	73	-20	-36	71
-30	-46	70	-15	-36	70
-25	-46	72	-10	-36	72
-20	-46	71	-5	-36	66
-15	-46	69	0	-36	67
-10	-46	66	5	-36	73
-5	-46	71	10	-36	72
0	-46	68	15	-36	69
5	-46	68	20	-36	69
10	-46	74	25	-36	70
15	-46	69	30	-36	71
20	-46	68	35	-36	73
25	-46	71	40	-36	71
30	-46	72	45	-36	72
35	-46	72	50	-36	71
40	-46	70	55	-36	68
45	-46	70	-55	-31	73
-50	-41	68	-50	-31	67
-45	-41	68	-45	-31	71
-40	-41	71	-40	-31	70
-35	-41	72	-35	-31	68
-30	-41	68	-30	-31	70
-25	-41	72	-25	-31	70
-20	-41	67	-20	-31	69
-15	-41	70	-15	-31	68
-10	-41	71	-10	-31	74
-5	-41	67	-5	-31	67
0	-41	68	0	-31	66
5	-41	71	5	-31	73
10	-41	73	10	-31	73
15	-41	68	15	-31	69
20	-41	69	20	-31	74
25	-41	70	25	-31	70
30	-41	73	30	-31	71
35	-41	71	35	-31	74
40	-41	73	40	-31	70
45	-41	69	45	-31	73
50	-41	72	50	-31	72

Tabela 21 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
55	-31	69	30	-21	73
60	-31	69	35	-21	70
-60	-26	69	40	-21	70
-55	-26	68	45	-21	71
-50	-26	69	50	-21	71
-45	-26	69	55	-21	70
-40	-26	72	60	-21	68
-35	-26	70	-65	-16	65
-30	-26	71	-60	-16	71
-25	-26	70	-55	-16	72
-20	-26	69	-50	-16	67
-15	-26	72	-45	-16	74
-10	-26	72	-40	-16	73
-5	-26	67	-35	-16	69
0	-26	69	-30	-16	70
5	-26	72	-25	-16	72
10	-26	73	-20	-16	68
15	-26	72	-15	-16	73
20	-26	70	-10	-16	74
25	-26	70	-5	-16	70
30	-26	70	0	-16	68
35	-26	72	5	-16	69
40	-26	72	10	-16	71
45	-26	71	15	-16	74
50	-26	69	20	-16	70
55	-26	68	25	-16	72
60	-26	68	30	-16	69
-60	-21	70	35	-16	71
-55	-21	72	40	-16	72
-50	-21	67	45	-16	69
-45	-21	71	50	-16	71
-40	-21	73	55	-16	72
-35	-21	70	60	-16	67
-30	-21	69	65	-16	66
-25	-21	71	-65	-11	67
-20	-21	68	-60	-11	68
-15	-21	73	-55	-11	70
-10	-21	73	-50	-11	69
-5	-21	69	-45	-11	67
0	-21	69	-40	-11	67
5	-21	73	-35	-11	73
10	-21	69	-30	-11	68
15	-21	74	-25	-11	69
20	-21	72	-20	-11	67
25	-21	72	-15	-11	68

Tabela 21 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-10	-11	71	-55	-1	70
-5	-11	68	-50	-1	67
0	-11	69	-45	-1	67
5	-11	71	-40	-1	71
10	-11	68	-35	-1	69
15	-11	73	-30	-1	67
20	-11	68	-25	-1	69
25	-11	73	-20	-1	69
30	-11	67	-15	-1	68
35	-11	71	-10	-1	69
40	-11	69	-5	-1	69
45	-11	68	0	-1	68
50	-11	70	5	-1	69
55	-11	72	10	-1	69
60	-11	68	15	-1	74
65	-11	65	20	-1	72
-65	-6	66	25	-1	74
-60	-6	70	30	-1	68
-55	-6	70	35	-1	70
-50	-6	66	40	-1	73
-45	-6	69	45	-1	71
-40	-6	68	50	-1	71
-35	-6	72	55	-1	71
-30	-6	69	60	-1	70
-25	-6	68	65	-1	68
-20	-6	70	-65	4	65
-15	-6	69	-60	4	70
-10	-6	68	-55	4	70
-5	-6	69	-50	4	73
0	-6	67	-45	4	74
5	-6	68	-40	4	73
10	-6	70	-35	4	72
15	-6	73	-30	4	74
20	-6	69	-25	4	74
25	-6	69	-20	4	73
30	-6	67	-15	4	71
35	-6	70	-10	4	73
40	-6	68	-5	4	71
45	-6	69	0	4	74
50	-6	69	5	4	69
55	-6	70	10	4	71
60	-6	71	15	4	74
65	-6	67	20	4	74
-65	-1	67	25	4	70
-60	-1	71	30	4	74

Tabela 21 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
35	4	71	-5	14	71
40	4	69	0	14	72
45	4	73	5	14	69
50	4	73	10	14	75
55	4	72	15	14	73
60	4	69	20	14	74
65	4	69	25	14	73
-65	9	65	30	14	73
-60	9	70	35	14	71
-55	9	71	40	14	73
-50	9	72	45	14	70
-45	9	73	50	14	68
-40	9	73	55	14	69
-35	9	71	60	14	67
-30	9	73	-60	19	68
-25	9	74	-55	19	70
-20	9	74	-50	19	74
-15	9	71	-45	19	73
-10	9	74	-40	19	74
-5	9	73	-35	19	74
0	9	73	-30	19	73
5	9	71	-25	19	73
10	9	72	-20	19	74
15	9	74	-15	19	72
20	9	73	-10	19	74
25	9	72	-5	19	75
30	9	71	0	19	73
35	9	72	5	19	73
40	9	70	10	19	73
45	9	70	15	19	70
50	9	71	20	19	72
55	9	70	25	19	74
60	9	68	30	19	72
65	9	71	35	19	70
-60	14	71	40	19	73
-55	14	70	45	19	72
-50	14	72	50	19	70
-45	14	73	55	19	68
-40	14	74	60	19	67
-35	14	73	-60	24	68
-30	14	73	-55	24	70
-25	14	71	-50	24	72
-20	14	75	-45	24	69
-15	14	72	-40	24	72
-10	14	73	-35	24	74

Tabela 21 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida B.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-20	44	73	-35	54	70
-15	44	72	-30	54	67
-10	44	70	-25	54	68
-5	44	74	-20	54	69
0	44	73	-15	54	69
5	44	72	-10	54	69
10	44	72	-5	54	68
15	44	73	0	54	70
20	44	71	5	54	70
25	44	71	10	54	69
30	44	70	15	54	68
35	44	71	20	54	69
40	44	66	25	54	67
45	44	68	30	54	67
-40	49	67	35	54	65
-35	49	68	-25	59	68
-30	49	70	-20	59	69
-25	49	71	-15	59	68
-20	49	72	-10	59	69
-15	49	69	-5	59	67
-10	49	68	0	59	71
-5	49	72	5	59	66
0	49	73	10	59	66
5	49	72	15	59	65
10	49	69	20	59	65
15	49	71	25	59	65
20	49	71	-10	64	65
25	49	71	-5	64	64
30	49	68	0	64	71
35	49	68	5	64	64
40	49	65	10	64	64

Tabela 22: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
13	-65	62	18	-60	64
8	-65	60	13	-60	63
3	-65	62	8	-60	62
-2	-65	60	3	-60	62
-7	-65	60	-2	-60	62
-12	-65	63	-7	-60	64
28	-60	62	-12	-60	61
23	-60	63	-17	-60	62

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-22	-60	60	3	-45	63
-27	-60	61	-2	-45	64
38	-55	64	-7	-45	64
33	-55	61	-12	-45	62
28	-55	64	-17	-45	64
23	-55	62	-22	-45	61
18	-55	64	-27	-45	64
13	-55	62	-32	-45	63
8	-55	64	-37	-45	62
3	-55	62	-42	-45	61
-2	-55	62	-47	-45	60
-7	-55	63	53	-40	64
-12	-55	62	48	-40	65
-17	-55	63	43	-40	65
-22	-55	61	38	-40	63
-27	-55	64	33	-40	63
-32	-55	61	28	-40	63
-37	-55	61	23	-40	63
43	-50	65	18	-40	63
38	-50	61	13	-40	62
33	-50	62	8	-40	64
28	-50	62	3	-40	63
23	-50	64	-2	-40	61
18	-50	62	-7	-40	64
13	-50	65	-12	-40	62
8	-50	64	-17	-40	62
3	-50	63	-22	-40	63
-2	-50	63	-27	-40	64
-7	-50	64	-32	-40	65
-12	-50	64	-37	-40	64
-17	-50	65	-42	-40	64
-22	-50	62	-47	-40	64
-27	-50	64	-52	-40	63
-32	-50	64	58	-35	59
-37	-50	61	53	-35	61
-42	-50	61	48	-35	63
48	-45	64	43	-35	63
43	-45	63	38	-35	63
38	-45	63	33	-35	63
33	-45	63	28	-35	64
28	-45	64	23	-35	62
23	-45	64	18	-35	64
18	-45	65	13	-35	63
13	-45	64	8	-35	63
8	-45	63	3	-35	64

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-2	-35	64	13	-25	65
-7	-35	64	8	-25	65
-12	-35	64	3	-25	63
-17	-35	63	-2	-25	62
-22	-35	63	-7	-25	64
-27	-35	63	-12	-25	63
-32	-35	64	-17	-25	64
-37	-35	63	-22	-25	62
-42	-35	62	-27	-25	62
-47	-35	63	-32	-25	63
-52	-35	64	-37	-25	62
58	-30	61	-42	-25	63
53	-30	64	-47	-25	63
48	-30	61	-52	-25	60
43	-30	66	-57	-25	61
38	-30	62	63	-20	62
33	-30	65	58	-20	62
28	-30	63	53	-20	63
23	-30	64	48	-20	65
18	-30	63	43	-20	63
13	-30	63	38	-20	63
8	-30	64	33	-20	63
3	-30	65	28	-20	64
-2	-30	64	23	-20	63
-7	-30	64	18	-20	64
-12	-30	62	13	-20	64
-17	-30	64	8	-20	64
-22	-30	63	3	-20	64
-27	-30	64	-2	-20	64
-32	-30	64	-7	-20	63
-37	-30	62	-12	-20	64
-42	-30	63	-17	-20	64
-47	-30	63	-22	-20	64
-52	-30	62	-27	-20	63
-57	-30	62	-32	-20	64
63	-25	62	-37	-20	62
58	-25	60	-42	-20	63
53	-25	61	-47	-20	61
48	-25	64	-52	-20	62
43	-25	63	-57	-20	62
38	-25	64	-62	-20	59
33	-25	63	63	-15	59
28	-25	63	58	-15	64
23	-25	64	53	-15	62
18	-25	64	48	-15	64

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
43	-15	62	-52	-10	64
38	-15	62	-57	-10	62
33	-15	69	-62	-10	60
28	-15	65	63	-5	63
23	-15	63	58	-5	63
18	-15	64	53	-5	62
13	-15	64	48	-5	62
8	-15	63	43	-5	63
3	-15	64	38	-5	63
-2	-15	64	33	-5	64
-7	-15	63	28	-5	62
-12	-15	65	23	-5	65
-17	-15	64	18	-5	64
-22	-15	63	13	-5	63
-27	-15	63	8	-5	63
-32	-15	64	3	-5	62
-37	-15	62	-2	-5	64
-42	-15	63	-7	-5	63
-47	-15	62	-12	-5	64
-52	-15	63	-17	-5	63
-57	-15	64	-22	-5	63
-62	-15	59	-27	-5	63
63	-10	60	-32	-5	63
58	-10	64	-37	-5	62
53	-10	61	-42	-5	63
48	-10	63	-47	-5	62
43	-10	64	-52	-5	63
38	-10	62	-57	-5	63
33	-10	64	-62	-5	61
28	-10	64	63	0	60
23	-10	65	58	0	62
18	-10	63	53	0	61
13	-10	63	48	0	63
8	-10	64	43	0	63
3	-10	64	38	0	63
-2	-10	63	33	0	64
-7	-10	64	28	0	64
-12	-10	65	23	0	62
-17	-10	62	18	0	64
-22	-10	63	13	0	68
-27	-10	63	8	0	63
-32	-10	64	3	0	64
-37	-10	63	-2	0	63
-42	-10	64	-7	0	63
-47	-10	63	-12	0	63

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-17	0	64	18	10	63
-22	0	63	13	10	65
-27	0	63	8	10	64
-32	0	62	3	10	63
-37	0	63	-2	10	63
-42	0	63	-7	10	67
-47	0	63	-12	10	63
-52	0	64	-17	10	66
-57	0	61	-22	10	66
-62	0	60	-27	10	65
63	5	62	-32	10	63
58	5	63	-37	10	64
53	5	64	-42	10	62
48	5	63	-47	10	64
43	5	63	-52	10	63
38	5	63	-57	10	61
33	5	64	-62	10	61
28	5	63	63	15	59
23	5	64	58	15	60
18	5	64	53	15	63
13	5	66	48	15	64
8	5	64	43	15	64
3	5	67	38	15	62
-2	5	64	33	15	65
-7	5	66	28	15	64
-12	5	63	23	15	64
-17	5	67	18	15	64
-22	5	65	13	15	66
-27	5	65	8	15	64
-32	5	62	3	15	64
-37	5	62	-2	15	65
-42	5	62	-7	15	67
-47	5	63	-12	15	66
-52	5	64	-17	15	65
-57	5	64	-22	15	65
-62	5	61	-27	15	64
63	10	62	-32	15	65
58	10	60	-37	15	63
53	10	62	-42	15	62
48	10	62	-47	15	63
43	10	63	-52	15	61
38	10	64	-57	15	63
33	10	65	-62	15	63
28	10	63	63	20	58
23	10	65	58	20	60

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
53	20	63	-42	25	64
48	20	64	-47	25	64
43	20	65	-52	25	63
38	20	64	-57	25	61
33	20	64	-62	25	61
28	20	64	58	30	61
23	20	63	53	30	63
18	20	64	48	30	64
13	20	65	43	30	63
8	20	63	38	30	63
3	20	66	33	30	62
-2	20	65	28	30	64
-7	20	67	23	30	62
-12	20	65	18	30	70
-17	20	65	13	30	65
-22	20	66	8	30	62
-27	20	65	3	30	63
-32	20	63	-2	30	68
-37	20	64	-7	30	68
-42	20	65	-12	30	65
-47	20	65	-17	30	66
-52	20	64	-22	30	64
-57	20	62	-27	30	63
-62	20	62	-32	30	62
63	25	59	-37	30	63
58	25	61	-42	30	64
53	25	62	-47	30	63
48	25	64	-52	30	63
43	25	64	-57	30	59
38	25	63	58	35	59
33	25	65	53	35	61
28	25	62	48	35	63
23	25	64	43	35	66
18	25	65	38	35	64
13	25	65	33	35	63
8	25	64	28	35	63
3	25	63	23	35	64
-2	25	66	18	35	66
-7	25	64	13	35	63
-12	25	66	8	35	63
-17	25	64	3	35	62
-22	25	65	-2	35	66
-27	25	64	-7	35	65
-32	25	62	-12	35	65
-37	25	65	-17	35	64

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-22	35	66	-27	45	65
-27	35	62	-32	45	65
-32	35	66	-37	45	62
-37	35	63	-42	45	61
-42	35	63	-47	45	61
-47	35	62	43	50	62
-52	35	62	38	50	62
-57	35	64	33	50	63
53	40	60	28	50	61
48	40	63	23	50	63
43	40	67	18	50	63
38	40	64	13	50	64
33	40	63	8	50	64
28	40	63	3	50	64
23	40	64	-2	50	66
18	40	64	-7	50	64
13	40	63	-12	50	65
8	40	65	-17	50	62
3	40	64	-22	50	65
-2	40	66	-27	50	62
-7	40	64	-32	50	64
-12	40	63	-37	50	62
-17	40	65	-42	50	65
-22	40	63	38	55	59
-27	40	65	33	55	62
-32	40	67	28	55	63
-37	40	66	23	55	63
-42	40	64	18	55	63
-47	40	61	13	55	64
-52	40	61	8	55	65
48	45	61	3	55	63
43	45	62	-2	55	66
38	45	61	-7	55	63
33	45	63	-12	55	64
28	45	64	-17	55	63
23	45	65	-22	55	65
18	45	64	-27	55	61
13	45	64	-32	55	61
8	45	66	-37	55	63
3	45	63	33	60	60
-2	45	67	28	60	64
-7	45	64	23	60	60
-12	45	65	18	60	64
-17	45	65	13	60	64
-22	45	65	8	60	62

Tabela 22 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida C.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
3	60	63	13	65	61
-2	60	64	8	65	61
-7	60	62	3	65	63
-12	60	68	-2	65	64
-17	60	62	-7	65	63
-22	60	65	-12	65	63
-27	60	61	-17	65	61
-32	60	60	-22	65	60
18	65	60	-	-	-

Tabela 23: Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
0	-79	64	20	-69	65
5	-79	65	25	-69	65
10	-79	65	30	-69	66
15	-79	64	35	-69	65
20	-79	64	40	-69	65
25	-79	66	45	-69	64
-5	-79	64	-5	-69	65
-10	-79	65	-10	-69	66
-15	-79	65	-15	-69	65
-20	-79	65	-20	-69	64
-25	-79	63	-25	-69	65
0	-74	62	-30	-69	64
5	-74	65	-35	-69	64
10	-74	65	-40	-69	65
15	-74	65	-45	-69	66
20	-74	65	0	-64	66
25	-74	66	5	-64	65
30	-74	65	10	-64	65
35	-74	66	15	-64	64
-5	-74	63	20	-64	66
-10	-74	64	25	-64	65
-15	-74	64	30	-64	67
-20	-74	65	35	-64	65
-25	-74	66	40	-64	65
-30	-74	65	45	-64	66
-35	-74	65	50	-64	67
0	-69	65	-5	-64	65
5	-69	64	-10	-64	64
10	-69	66	-15	-64	64
15	-69	64	-20	-64	65

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-25	-64	65	-20	-54	65
-30	-64	66	-25	-54	65
-35	-64	64	-30	-54	65
-40	-64	65	-35	-54	65
-45	-64	65	-40	-54	64
-50	-64	64	-45	-54	65
0	-59	65	-50	-54	65
5	-59	65	-55	-54	64
10	-59	66	-60	-54	65
15	-59	66	0	-49	65
20	-59	65	5	-49	66
25	-59	65	10	-49	65
30	-59	66	15	-49	65
35	-59	67	20	-49	65
40	-59	66	25	-49	66
45	-59	65	30	-49	65
50	-59	66	35	-49	66
55	-59	66	40	-49	66
-5	-59	65	45	-49	66
-10	-59	65	50	-49	65
-15	-59	65	55	-49	66
-20	-59	65	60	-49	67
-25	-59	65	-5	-49	64
-30	-59	65	-10	-49	65
-35	-59	66	-15	-49	64
-40	-59	65	-20	-49	65
-45	-59	64	-25	-49	65
-50	-59	65	-30	-49	65
-55	-59	65	-35	-49	65
0	-54	65	-40	-49	65
5	-54	65	-45	-49	65
10	-54	65	-50	-49	65
15	-54	65	-55	-49	65
20	-54	65	-60	-49	65
25	-54	64	-65	-49	64
30	-54	66	0	-44	65
35	-54	66	5	-44	65
40	-54	66	10	-44	66
45	-54	66	15	-44	65
50	-54	66	20	-44	65
55	-54	67	25	-44	65
60	-54	67	30	-44	67
-5	-54	66	35	-44	66
-10	-54	65	40	-44	66
-15	-54	64	45	-44	67

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
50	-44	65	-60	-39	64
55	-44	66	-65	-39	65
60	-44	64	-70	-39	65
65	-44	67	0	-34	65
70	-44	68	5	-34	65
-5	-44	64	10	-34	66
-10	-44	64	15	-34	66
-15	-44	65	20	-34	66
-20	-44	65	25	-34	66
-25	-44	64	30	-34	65
-30	-44	64	35	-34	64
-35	-44	65	40	-34	64
-40	-44	65	45	-34	66
-45	-44	65	50	-34	66
-50	-44	65	55	-34	65
-55	-44	65	60	-34	65
-60	-44	65	65	-34	65
-65	-44	65	70	-34	64
-70	-44	67	75	-34	67
0	-39	65	-5	-34	65
5	-39	65	-10	-34	65
10	-39	66	-15	-34	65
15	-39	65	-20	-34	65
20	-39	66	-25	-34	66
25	-39	66	-30	-34	64
30	-39	63	-35	-34	65
35	-39	66	-40	-34	65
40	-39	65	-45	-34	64
45	-39	67	-50	-34	64
50	-39	66	-55	-34	63
55	-39	67	-60	-34	65
60	-39	67	-65	-34	64
65	-39	66	-70	-34	66
70	-39	68	-75	-34	66
-5	-39	64	0	-29	65
-10	-39	65	5	-29	65
-15	-39	65	10	-29	67
-20	-39	64	15	-29	66
-25	-39	65	20	-29	67
-30	-39	66	25	-29	66
-35	-39	65	30	-29	66
-40	-39	65	35	-29	66
-45	-39	65	40	-29	66
-50	-39	64	45	-29	65
-55	-39	65	50	-29	65

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
55	-29	67	-50	-24	63
60	-29	65	-55	-24	64
65	-29	65	-60	-24	65
70	-29	65	-65	-24	66
75	-29	67	-70	-24	66
-5	-29	64	-75	-24	65
-10	-29	65	0	-19	65
-15	-29	66	5	-19	65
-20	-29	64	10	-19	65
-25	-29	65	15	-19	65
-30	-29	64	20	-19	66
-35	-29	64	25	-19	66
-40	-29	65	30	-19	65
-45	-29	64	35	-19	64
-50	-29	64	40	-19	65
-55	-29	64	45	-19	65
-60	-29	65	50	-19	65
-65	-29	65	55	-19	65
-70	-29	65	60	-19	65
-75	-29	65	65	-19	65
0	-24	66	70	-19	64
5	-24	66	75	-19	63
10	-24	66	80	-19	64
15	-24	66	-5	-19	67
20	-24	67	-10	-19	67
25	-24	65	-15	-19	65
30	-24	66	-20	-19	65
35	-24	67	-25	-19	65
40	-24	66	-30	-19	66
45	-24	65	-35	-19	65
50	-24	64	-40	-19	65
55	-24	65	-45	-19	66
60	-24	66	-50	-19	65
65	-24	66	-55	-19	65
70	-24	65	-60	-19	64
75	-24	65	-65	-19	65
-5	-24	65	-70	-19	66
-10	-24	65	-75	-19	65
-15	-24	65	-80	-19	66
-20	-24	66	0	-14	66
-25	-24	66	5	-14	67
-30	-24	64	10	-14	68
-35	-24	64	15	-14	66
-40	-24	65	20	-14	67
-45	-24	65	25	-14	68

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
30	-14	66	-10	-9	67
35	-14	66	-15	-9	65
40	-14	64	-20	-9	66
45	-14	67	-25	-9	66
50	-14	63	-30	-9	66
55	-14	64	-35	-9	65
60	-14	66	-40	-9	66
65	-14	63	-45	-9	66
70	-14	66	-50	-9	65
75	-14	64	-55	-9	66
80	-14	64	-60	-9	65
-5	-14	67	-65	-9	66
-10	-14	68	-70	-9	66
-15	-14	67	-75	-9	65
-20	-14	65	-80	-9	63
-25	-14	66	0	-4	68
-30	-14	64	5	-4	68
-35	-14	66	10	-4	67
-40	-14	66	15	-4	66
-45	-14	66	20	-4	64
-50	-14	66	25	-4	64
-55	-14	66	30	-4	65
-60	-14	66	35	-4	65
-65	-14	65	40	-4	64
-70	-14	64	45	-4	64
-75	-14	66	50	-4	64
-80	-14	65	55	-4	65
0	-9	68	60	-4	64
5	-9	68	65	-4	65
10	-9	66	70	-4	65
15	-9	68	75	-4	65
20	-9	66	80	-4	63
25	-9	67	-5	-4	68
30	-9	66	-10	-4	67
35	-9	66	-15	-4	67
40	-9	66	-20	-4	68
45	-9	66	-25	-4	66
50	-9	66	-30	-4	65
55	-9	65	-35	-4	63
60	-9	65	-40	-4	65
65	-9	64	-45	-4	66
70	-9	64	-50	-4	65
75	-9	63	-55	-4	68
80	-9	66	-60	-4	65
-5	-9	67	-65	-4	66

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-70	-4	66	45	6	65
-75	-4	66	50	6	64
-80	-4	67	55	6	64
0	1	67	60	6	66
5	1	67	65	6	65
10	1	66	70	6	64
15	1	65	75	6	65
20	1	65	80	6	66
25	1	63	-5	6	69
30	1	66	-10	6	68
35	1	66	-15	6	67
40	1	65	-20	6	67
45	1	66	-25	6	66
50	1	64	-30	6	66
55	1	65	-35	6	66
60	1	65	-40	6	67
65	1	65	-45	6	66
70	1	66	-50	6	65
75	1	66	-55	6	66
80	1	65	-60	6	66
-5	1	68	-65	6	65
-10	1	68	-70	6	66
-15	1	67	-75	6	67
-20	1	69	-80	6	67
-25	1	67	0	11	67
-30	1	66	5	11	65
-35	1	66	10	11	66
-40	1	66	15	11	66
-45	1	66	20	11	64
-50	1	66	25	11	66
-55	1	67	30	11	66
-60	1	66	35	11	64
-65	1	65	40	11	65
-70	1	66	45	11	64
-75	1	66	50	11	65
-80	1	66	55	11	64
0	6	67	60	11	65
5	6	66	65	11	62
10	6	66	70	11	64
15	6	68	75	11	62
20	6	66	80	11	65
25	6	67	-5	11	68
30	6	64	-10	11	67
35	6	63	-15	11	68
40	6	65	-20	11	66

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-25	11	68	0	21	66
-30	11	67	5	21	64
-35	11	66	10	21	65
-40	11	66	15	21	66
-45	11	66	20	21	66
-50	11	66	25	21	64
-55	11	66	30	21	67
-60	11	64	35	21	65
-65	11	67	40	21	64
-70	11	66	45	21	63
-75	11	67	50	21	65
-80	11	66	55	21	65
0	16	67	60	21	63
5	16	66	65	21	64
10	16	65	70	21	63
15	16	64	75	21	65
20	16	65	80	21	65
25	16	66	-5	21	64
30	16	66	-10	21	65
35	16	63	-15	21	65
40	16	64	-20	21	67
45	16	65	-25	21	66
50	16	63	-30	21	66
55	16	64	-35	21	65
60	16	65	-40	21	66
65	16	65	-45	21	66
70	16	64	-50	21	65
75	16	66	-55	21	66
80	16	64	-60	21	67
-5	16	68	-65	21	67
-10	16	67	-70	21	66
-15	16	66	-75	21	67
-20	16	67	-80	21	68
-25	16	66	0	26	65
-30	16	68	5	26	64
-35	16	66	10	26	67
-40	16	66	15	26	66
-45	16	65	20	26	63
-50	16	65	25	26	64
-55	16	66	30	26	63
-60	16	67	35	26	65
-65	16	65	40	26	66
-70	16	67	45	26	63
-75	16	66	50	26	65
-80	16	67	55	26	63

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
60	26	65	-55	31	65
65	26	65	-60	31	68
70	26	62	-65	31	66
75	26	64	-70	31	66
-5	26	65	-75	31	67
-10	26	65	0	36	64
-15	26	66	5	36	65
-20	26	65	10	36	64
-25	26	66	15	36	65
-30	26	66	20	36	62
-35	26	66	25	36	63
-40	26	66	30	36	64
-45	26	65	35	36	64
-50	26	65	40	36	63
-55	26	65	45	36	65
-60	26	66	50	36	65
-65	26	65	55	36	65
-70	26	66	60	36	64
-75	26	66	65	36	65
0	31	65	70	36	66
5	31	65	75	36	64
10	31	66	-5	36	65
15	31	66	-10	36	66
20	31	66	-15	36	66
25	31	65	-20	36	65
30	31	64	-25	36	64
35	31	65	-30	36	66
40	31	65	-35	36	65
45	31	64	-40	36	67
50	31	65	-45	36	66
55	31	65	-50	36	65
60	31	65	-55	36	66
65	31	65	-60	36	67
70	31	63	-65	36	67
75	31	63	-70	36	66
-5	31	66	0	41	65
-10	31	66	5	41	62
-15	31	65	10	41	62
-20	31	65	15	41	65
-25	31	66	20	41	65
-30	31	66	25	41	64
-35	31	64	30	41	64
-40	31	65	35	41	64
-45	31	66	40	41	64
-50	31	67	45	41	65

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
50	41	65	-65	46	67
55	41	63	0	51	65
60	41	63	5	51	63
65	41	65	10	51	64
70	41	66	15	51	63
-5	41	66	20	51	65
-10	41	65	25	51	66
-15	41	66	30	51	65
-20	41	65	35	51	63
-25	41	65	40	51	65
-30	41	65	45	51	65
-35	41	62	50	51	63
-40	41	66	55	51	64
-45	41	67	60	51	65
-50	41	66	65	51	64
-55	41	67	-5	51	66
-60	41	65	-10	51	66
-65	41	65	-15	51	64
-70	41	68	-20	51	65
0	46	65	-25	51	66
5	46	66	-30	51	65
10	46	65	-35	51	66
15	46	66	-40	51	67
20	46	66	-45	51	66
25	46	65	-50	51	66
30	46	66	-55	51	67
35	46	66	-60	51	67
40	46	65	-65	51	68
45	46	65	0	56	66
50	46	65	5	56	65
55	46	64	10	56	65
60	46	65	15	56	65
65	46	66	20	56	65
-5	46	66	25	56	66
-10	46	65	30	56	66
-15	46	66	35	56	65
-20	46	66	40	56	66
-25	46	65	45	56	66
-30	46	66	50	56	64
-35	46	66	55	56	65
-40	46	66	60	56	67
-45	46	67	-5	56	66
-50	46	66	-10	56	66
-55	46	66	-15	56	65
-60	46	66	-20	56	65

Tabela 23 (continuação): Medidas ferromagnéticas em função das coordenadas espaciais (x e y) para o aço maraging 350 corrida D.

x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)	x(mm)	y(mm)	M.F.(%Ferrita)
-25	56	66	-25	66	65
-30	56	66	-30	66	66
-35	56	66	-35	66	66
-40	56	66	-40	66	66
-45	56	66	-45	66	66
-50	56	66	-50	66	67
-55	56	67	0	71	65
-60	56	65	5	71	65
0	61	65	10	71	65
5	61	65	15	71	65
10	61	66	20	71	64
15	61	65	25	71	65
20	61	65	30	71	65
25	61	65	35	71	66
30	61	66	40	71	68
35	61	65	-5	71	66
40	61	65	-10	71	65
45	61	66	-15	71	64
50	61	67	-20	71	66
55	61	68	-25	71	66
-5	61	65	-30	71	66
-10	61	66	-35	71	66
-15	61	66	-40	71	67
-20	61	65	0	76	65
-25	61	66	5	76	64
-30	61	66	10	76	65
-35	61	66	15	76	64
-40	61	66	20	76	63
-45	61	66	25	76	65
-50	61	66	30	76	66
-55	61	68	35	76	62
0	66	65	-5	76	66
5	66	65	-10	76	66
10	66	66	-15	76	65
15	66	65	-20	76	65
20	66	65	-25	76	68
25	66	65	-30	76	68
30	66	64	0	81	64
35	66	64	5	81	67
40	66	64	10	81	66
45	66	67	15	81	65
50	66	63	20	81	66
-5	66	66	-5	81	67
-10	66	65	-10	81	69
-15	66	66	-15	81	66
-20	66	65	-20	81	67