UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

MARIA GABRIELA GALVÃO CAMARINHA

**Avaliação do comportamento em fadiga do Aço Maraging 300 submetido a processo
de soldagem a laser**

Lorena - SP

2013

MARIA GABRIELA GALVÃO CAMARINHA

Avaliação do comportamento em fadiga do Aço Maraging 300 submetido a processo de soldagem a laser

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.

Versão original

Lorena - SP

2013

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Camarinha, Maria Gabriela Galvão

Avaliação do comportamento em fadiga do aço Maraging 300 submetido a processo de soldagem a laser/ Maria Gabriela Galvão Camarinha; orientador: Carlos Antônio Reis Pereira Baptista. --Lorena, 2013.

107 f.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aço Maraging 2. Soldagem a laser 3. Fadiga I.
Título.

CDU 669.018

Aos meus queridos pais, com amor, admiração e gratidão pela compreensão, carinho, presença e incansável apoio ao longo do período de elaboração deste trabalhos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por ter abençoado e iluminado meu caminho, por me mostrar que obstáculos são feitos para serem ultrapassados.

Aos meus pais, que, com todo amor, carinho e dedicação, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa da minha vida.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista pela dedicação e apoio durante a elaboração deste trabalho.

Ao IEAv/CTA, pelo apoio e estrutura cedida ao longo deste trabalho.

Ao aluno de iniciação científica Adriel Claro de Faria pela colaboração na elaboração dos ensaios durante a realização deste trabalho.

À Capes por apoiar o projeto Pró-Defesa o qual este projeto está inserido.

Às minhas companheiras de jornada, Tatiane Tobias da Cruz, Marcela Oliveira Rego, Aline Corecha Santos e Giseli Ribeiro por tornar minha trajetória mais agradável.

Por fim agradeço a toda família e a todos que de alguma forma colaboraram para a conclusão deste trabalho.

“Tudo posso Naquele que me fortalece.”

Filipenses 4:13

RESUMO

CAMARINHA, M. G. G. **Avaliação do comportamento em fadiga do Aço Maraging 300 submetido a processo de soldagem a laser.** 2013. 107p. Dissertação (Mestrado em ciências) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

Os aços maraging pertencem a uma classe de aços de ultra-alta-resistência que diferem da maioria dos aços pelo mecanismo de endurecimento. Enquanto nos aços convencionais o endurecimento é obtido por transformação martensítica, nos aços maraging o aumento das propriedades mecânicas é obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em uma matriz martensítica de baixo teor de carbono, em temperaturas da ordem de 480°C. Para o presente trabalho, empregou-se um aço Maraging 300 na forma de barras cilíndricas com diâmetro de 8mm e comprimento de 120mm, cedido na condição solubilizada pelo Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA). Os corpos-de-prova foram soldados em cheio empregando-se um laser a fibra de 2kW e um dispositivo especialmente desenvolvido para solda orbital. As condições de envelhecimento foram inicialmente estudadas e a melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade foi obtidas na condição de para 460°C por 3 horas, que foi então adotada para a caracterização do comportamento em fadiga. Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina de flexão rotativa ($R = -1$), em níveis de tensão correspondentes à faixa de vida de 10^4 a 10^7 ciclos. Os corpos-de-prova soldados a laser foram submetidos a três condições de tratamento pós-soldagem: a) envelhecimento, b) solubilização + envelhecimento e c) homogeneização + solubilização + envelhecimento. Os resultados permitiram avaliar e comparar o efeito da solda a laser, seguida por tratamentos térmicos pós-soldagem, no comportamento em fadiga do aço Maraging 300. Os tratamentos pós-soldagem não resultaram em diferença significativa na vida em fadiga do aço Maraging 300, o fator determinante para a duração da vida em fadiga foi a quantidade de poros presente na superfície de fratura.

Palavras-chave: Aço Maraging. Soldagem a Laser. Fadiga.

ABSTRAT

CAMARINHA, M. G. G. **Evaluation of the fatigue behavior of maraging 300 steel subjected to laser welding process.** 2013.107p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade São Paulo, Lorena, 2013.

The maraging steels belong to a class of ultra-high-resistance steels that differ from most of steel for the hardening mechanism. While the conventional steel is obtained by hardening for martensitic transformation in maraging steel the increase of mechanical properties is obtained by the precipitation of intermetallic phases in a martensitic matrix of low carbon, at temperatures about 480°C. For the present study, we used a maraging 300 steel in form of cylindrical bars with a diameter of 8mm and length of 120mm, received as solution treated by the Department of Aerospace Science and Technology (DCTA). The test specimens were welded using a 2 kW fibre laser coupled to a special lathe in order to obtain an orbital weld line. The ageing conditions of the steel were initially investigated using base material samples. The best combination of hardness, tensile strength and ductility were achieved for 460°C for 3 hours, which was then chosen for the fatigue characterization. The fatigue tests were conducted in a rotating bending machine ($R = -1$). The stress levels were found for fatigue lives in the range of 10^4 to 10^7 cycles. The laser welded test pieces underwent three distinct post-weld heat treatments: a) ageing, b) solution + ageing and b) homogenization + solution + ageing. The results allowed assessing and comparing the effect of laser beam welding, followed by post-weld heat treatments, on the fatigue behavior of the Maraging 300 steel. The post-weld heat treatments no results in significant difference in fatigue life of maraging 300 steel, the determinant factor for fatigue life was the amount of pores present in the fracture surface.

Keywords: Maraging Steel. Fatigue. Laser Beam Weld.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Influência do cobalto e molibdênio na dureza do aço maraging	27
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio do sistema Ferro-Níquel	30
Figura 3 - Diagrama metaestável do sistema Ferro-Níquel	30
Figura 4 - Curva esquemática de envelhecimento	35
Figura 5 - a) Forno VIM; b) Desenho esquemático do VIM; c) Desenho esquemático da câmara do VIM	38
Figura 6 - a) Forno VAR; b) Desenho esquemático do forno VAR	39
Figura 7 - a) Forno ESR; b) Desenho esquemático do ESR	41
Figura 8 - Transição de elétrons entre níveis de energia por (a) absorção, (b) emissão espontânea, e (c) emissão estimulada	44
Figura 9 - Esquema básico do laser	45
Figura 10 - Soldagem a laser por condução	46
Figura 11 - Soldagem a laser por penetração	47
Figura 12 - (a) Desenvolvimento do Keyhole com balanço entre pressão do vapor, força de recuo, tensão superficial e pressão hidrostática. (b) Perturbação inicial notada pela instabilidade da parede posterior. (c) Colapso do Keyhole que aprisiona vapor metálico próximo a raiz. (d) Reestabelecimento do Keyhole	48
Figura 13 – Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões.....	50
Figura 14 - Ciclo de carregamento.....	52
Figura 15 - Barras de aço Maraging 300 a serem empregadas neste trabalho	53
Figura 16 - Cortadeira de precisão Isomet 1000	55

Figura 17 - Equipamento de solda a laser, com detalhe do cabeçote de soldagem	56
Figura 18 - Esquema de soldagem do corpo de prova.....	57
Figura 19 - Esquema de tratamento térmico do lote A	59
Figura 20 - Esquema de tratamento térmico do lote B	59
Figura 21 - Esquema de tratamento térmico do lote C	60
Figura 22 – Dimensão do corpo de prova para o ensaio de tração.....	61
Figura 23 – Máquina para ensaios de fadiga por flexão rotativa	62
Figura 24 – Dimensão do corpo de prova para o ensaio de fadiga	62
Figura 25 - Curva de endurecimento para as temperaturas de 460°C, 480°C e 500°C	63
Figura 26- Microestrutura via MO do aço maraging como recebido - 100x	64
Figura 27 - Microestrutura via MO do aço maraging envelhecido à 460°C/3h - 100x	65
Figura 28 - Micrografias via MO do aço maraging envelhecido à 480°C/2h - 100x	65
Figura 29- Micrografias via MO do aço maraging envelhecido à 500°C/2h - 100x	66
Figura 30 -Micrografias via MEV do aço maraging como recebido (a)1000x (b)2000x ...	67
Figura 31 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 460 °C/3 h (a)1000x (b)2000x	68
Figura 32 -Micrografias via MEV do aço maraging tratado por 460°C/3h (a) 3000x (b) 5000x	69
Figura 33 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 480 °C/2h (a) 1000x (b) 2000x	70
Figura 34 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 480 °C/2h (a) 3000x (b) 5000x	71
Figura 35 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 500°C/2h (a) 1000x (b) 2000x	72

Figura 36 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 500°C/2h (a) 3000x (b) 5000x.....	73
Figura 37 - Gráfico Potência x Profundidade Média da solda com um passe	77
Figura 38 - Gráfico Potência x Profundidade Média da solda com três passes	77
Figura 39 - Gráfico Tempo x Profundidade Média com potência de soldagem de 1000W	78
Figura 40 - Imagens por estereoscópio da região do cordão solda para cada uma das condições - 20x	79
Figura 41 - Imagens por estereoscópio da região do cordão solda para cada uma das condições - 30x	80
Figura 42 - Corpo de prova de fadiga soldado	81
Figura 43 - Região soldada - 30x	82
Figura 44 - Tensão máxima x Número de ciclos para as três condições de tratamento térmico	85
Figura 45 - Tensão máxima x Número de ciclos para o material sem solda	86
Figura 46 - Modelagem da curva Tensão máxima x Número de ciclos para as 3 condições de tratamento térmico.....	86
Figura 47 - Gráfico de número de poros x número de ciclos.....	89
Figura 48 - Gráfico de tamanho do maior poro x número de ciclos.....	89
Figura 49 - Superfície de fratura ocorrida na interface entre o cordão de solda e a ZTA via MEV	90
Figura 50 - Superfície de fratura ocorrida no interior do cordão de solda via MEV	91
Figura 51 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima de 358MPa	92
Figura 52 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima 537 MPa.....	93

Figura 53 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima 716 MPa.....	93
Figura 54 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 465 MPa	94
Figura 55 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 100x de ampliação	95
Figura 56 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 500x de ampliação.....	96
Figura 57 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 1000x de ampliação	96
Figura 58 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 5000x de ampliação	97
Figura 59 - Micrografia de um poro com ampliação 500x	97
Figura 60 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 626MPa	98
Figura 61 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 582 MPa	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição dos primeiro aços maraging - Tipo Ni-Ti	28
Tabela 2- Composição dos primeiro aços maraging - Tipo Ni-Co-Mo	28
Tabela 3 - Composição química do aço maraging 300	54
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem etapa 1	57
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem etapa 2	58
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem etapa 3	58
Tabela 7 - Resultado dos ensaios mecânicos de tração	73
Tabela 8 - Profundidade e largura do cordão de solda	76
Tabela 9 - Resultados de dureza por microidentação Vickers	83
Tabela 10 - Resultado de fadiga para condição envelhecida	87
Tabela 11 - Resultado de fadiga para condição solubilizada e envelhecida	87
Tabela 12 - Resultado de fadiga para condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida.....	88

LISTA DE SIGLAS

Af - Temperatura final da transformação de martensita para austenita

Al - Alumínio

ASM – American Society for Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

CCC - Cúbica de corpo centrado

CFC - Cúbica de face centrada

Co - Cobalto

CTA - Centro Técnico Aeroespacial

DCTA - Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial

DedALO - Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica

ESR - Refusão por eletroescória

Fe – Ferro

HV - Dureza Vickers

IAE - Instituto de Aeronáutica e Espaço

LASER - Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (amplificação da luz por emissão estimulada de radiação)

MEV - Microscopia eletrônica de varredura

Mn - Manganês

MO - Microscopia ótica

Mo - Molibdênio

Mi - temperatura de início de transformação martensítica

MTS – Materials Testing Systems

S - Enxofre

Si – Silício

TCC - Tetragonal de corpo centrado

Ti - Titânio

VAR - Refusão a vácuo em forno a arco

VIM - Forno de fusão a vácuo por indução

ZTA - Zona termicamente afetada

Zr - Zirconia

LISTA DE SÍMBOLOS

α - Martensita

α' - Ferrita

$\Delta L/L$ - Alongamento percentual

$\Delta\sigma$ - Intervalo de tensão

σ_e - Limite de escoamento

σ_t - Limite de resistência

γ_{rev} - Austenita revertida

E - Módulo de elasticidade

N - Número de ciclos

R - Razão entre a tensão mínima pela máxima

T máx - Tensão máxima

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	23
2. OBJETIVOS.....	25
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
3.1. Origem dos Aços Maraging.....	26
3.2. Metalurgia Física dos Aços Maraging	28
3.2.1. Sistema Ferro-Níquel.....	29
3.2.2. Influência dos Elementos de Liga.....	31
3.2.3. Tratamentos Térmicos.....	33
3.2.3.1. Solubilização.....	33
3.2.3.2. Envelhecimento.....	34
3.2.4. Reversão da Austenita	36
3.3. Processo de Fabricação dos Aços Maraging.....	37
3.3.1. Forno de fusão a vácuo por indução (VIM).....	37
3.3.2. Refusão a vácuo em forno a arco (VAR).....	38
3.3.3. Refusão por Eletroescória (ESR).....	40
3.4. Soldagem a Laser.....	41
3.4.1. Laser.....	42
3.4.2. Processo de Soldagem a Laser.....	45
3.4.2.1 Porosidade na soldagem a laser.....	47
3.5 Fadiga	49
3.5.1 Fratura por fadiga.....	50
3.5.2 Solicitação em fadiga	51
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	53

4.1. Materiais	53
4.2. Tratamento Térmico	54
4.3. Soldagem a Laser	55
4.4. Testes Iniciais de Soldagem	57
4.5. Tratamentos térmicos pós-soldagem.....	58
4.6. Caracterização Microestrutural	60
4.7. Caracterização Mecânica	60
4.7. Análise Fractográfica	62
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
5.1. Tratamento Térmico	63
5.2. Análise Microestrutural	64
5.3. Ensaio de Tração	74
5.4. Testes Iniciais de Soldagem	75
5.5. Soldagem dos corpos de prova	81
5.6. Tratamento Pós-soldagem.....	82
5.7 Comportamento em Fadiga.....	84
5.8 Análise fractográfica de fadiga por flexão rotativa.....	90
5.8.1 Corpos-de-prova envelhecidos após soldagem.....	91
5.8.2 Corpos-de-prova solubilizados e envelhecidos após soldagem	94
5.8.3. Corpos-de-prova homogeneizados, solubilizados e envelhecidos após soldagem.....	94
6. CONCLUSÕES	100
REFERÊNCIAS.....	101

1. INTRODUÇÃO

Os aços maraging são de fundamental interesse nos setores nuclear e aeroespacial em razão da elevada resistência mecânica, aliada a uma excelente tenacidade, características altamente desejáveis principalmente para a redução de peso e aumento da segurança. Além dessas propriedades, apresentam boa soldabilidade, o que faz o aço maraging ser especialmente adequado para aviação e indústria espacial (AN et al, 2012).

Nestes tipos de aço, o teor de carbono é muito baixo (menor que 0,03%) e durante o resfriamento ocorre a transformação da austenita em martensita, sendo que este martensita é mais dúctil, com elevada densidade de discordância e estrutura cúbica de corpo centrado (SINHA, 1993).

Os aços maraging pertencem a uma classe de aços de ultra-alta-resistência que diferem da maioria dos aços pelo mecanismo de endurecimento. Enquanto nos aços convencionais o endurecimento é obtido por transformação martensítica, nos aços maraging o aumento das propriedades mecânicas é obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em uma matriz martensítica de baixo teor de carbono, em temperaturas da ordem de 480°C. Os tipos comerciais de aços Maraging são designados para prover níveis específicos de limite de escoamento variando de 2.800 a 3.400 MPa (classes 350, 400 e 450) (ASM, 1992) . Esses aços possuem em sua composição química altos teores de níquel, cobalto, molibdênio e titânio com percentual de carbono muito baixo.

Geralmente os aços Maraging comerciais contém pouca ou nenhuma austenita após o tratamento térmico de solubilização. Porém está sempre presente nas zonas termicamente afetadas em torno da solda. (ROHRBACH; SCHMIDT, 1990).

Para garantir propriedades satisfatórias, os aços Maraging requerem processos especiais de fusão e refusão para evitar microsegregação de certos elementos de liga durante a solidificação do lingote. Estes aços têm sido propostos para substituir o aço 300M ou o aço 4340 em partes do veículo lançador de satélites brasileiro (VLS) e também podem ser aplicados em trens de pouso de aviões militares, onde é necessário combinar resistência a cargas de impacto com resistência à fadiga e ao desgaste. O Brasil possui infra-estrutura operacional, mas pouca experiência na produção dos aços Maraging, principalmente nos aços de gerações recentes (a partir de 350). É de extrema importância para o país que sejam feitos investimentos nesses materiais, para que setores como o nuclear e o aeroespacial livres-se da dependência de importação (PADIAL, 2002).

A soldagem de aços martensíticos é sempre temida na indústria, pois estes são suscetíveis à formação de defeitos tais como porosidades e trincas. Contudo, quando se realiza um processo de soldagem adequado à combinação do tipo de material e às dimensões do componente, é possível se obter uma junta íntegra e com propriedades mecânicas otimizadas (CARDOSO, 2011) . No entanto, a literatura existente sobre o comportamento em fadiga de aços maraging soldados a laser é relativamente escassa, o que é mais um fator motivador para a realização deste trabalho.

2. OBJETIVOS

1. Realizar tratamento de envelhecimento em temperaturas e tempos variáveis no aço Maraging 300, seguido pelo ensaio de dureza Vickers por microindentação e ensaio de tração a fim de determinar a condição de envelhecimento onde ocorra a melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade .
2. Realizar a soldagem autógena a laser em barras do aço Maraging 300.
3. Avaliar e comparar a resistência mecânica em tração e fadiga de barras soldadas e não soldadas, após diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem, relacionando os resultados com as características microestruturais obtidas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Origem dos Aços Maraging

O desenvolvimento dos aços maraging teve início no final da década de 50 e atraiu grande interesse devido a associação de duas propriedades muito desejadas, a elevada tenacidade à fratura e a altíssima resistência mecânica. (LANG, s.d.). Esse interesse foi tamanho que até o final de 1967, estima-se que mais de 100 artigos técnicos foram publicados sobre este aço e houve grande número de relatórios não publicados (DECKER, 1967).

Os aços maraging foram primeiramente propostos por Clarence Bieber, tendo origem através do trabalho de uma liga ferro contendo 28% de níquel, 4% de titânio e 4% alumínio realizado na International Nickel Company (Inco LTDA), que tinha como objetivo inicial somente o estudo do magnetismo da liga (DECKER, 1979). Porém esse trabalho resultou no desenvolvimento de uma liga com 25% níquel em 1958 e a partir desta liga Bieber iniciou um estudo do envelhecimento da martensita utilizando os elementos de liga titânio e alumínio para obter níveis aceitáveis de ductilidade (PADIAL, 1994). Realizando tratamentos térmicos de envelhecimento entre 425° e 480°C, obteve os valores máximos de endurecimento à temperatura de 480°C.

Por se aplicar o tratamento térmico de envelhecimento da martensítica é que se teve origem o termo maraging, que nada mais é do que a junção das palavras martensite e aging, que em português significam respectivamente martensita e envelhecimento.

Por meio do estudo do envelhecimento observou-se que a temperatura de início de transformação martensítica (M_i) encontrava-se abaixo da temperatura ambiente, através de estudos para minimizar este problema descobriu-se que era possível controlar a temperatura de transformação martensítica alterando apenas a concentração de níquel (DECKER; FLOREN, 1988).

As pesquisas iniciais dos aços maraging foram baseadas no conceito de se utilizar elementos de liga substitucionais tais como, alumínio, titânio e nióbio, que proporcionavam um endurecimento por meio de um tratamento térmico de envelhecimento.

As ligas com 25 e 20% de níquel foram abandonadas devido a fragilidade que essas ligas apresentavam quando estas atingiam altos níveis de resistência mecânica.

No início da década de 60 um grupo de pesquisadores, composto por Decker, Eash e Goldman, deram continuidade às pesquisas realizadas por Bieber estudando a adição de novos elementos de liga ao aço maraging, o que levou a descoberta de que a adição de cobalto e molibdênio em uma liga com 18% de níquel resultavam num ganho significativo de dureza durante o processo de envelhecimento (DECKER; EASH; GOLDMAN, 1962). Através deste trabalho concluiu-se que a adição de cobalto e molibdênio numa liga de ferro-níquel dá um efeito de endurecimento por envelhecimento maior em conjunto do que os efeitos aditivos destes elementos quando utilizados separadamente, esse fato pode ser observado na figura 1.

Figura 1 - Influência do cobalto e molibdênio na dureza do aço maraging (LOPES, s.d.)

O principal papel do cobalto neste mecanismo é diminuir a solubilidade do molibdênio, devido ao efeito sinérgico que ambos possuem, e então aumentar a quantidade de precipitados ricos em molibdênio aumentando a dureza da martensita durante o envelhecimento (FLOOREN, 1964). O cobalto sozinho não forma precipitado durante o envelhecimento, mas contribui modestamente com a resistência, que pode ser atribuída a uma reação de ordenação de curto alcance na matriz; uma vantagem adicional

do cobalto é que este aumenta a temperatura M_i e assim promove uma completa transformação da martensita no resfriamento a partir da temperatura de austenitização (HALL; SLUNDER, 1968).

Com base no estudo do endurecimento gerado pela adição de cobalto e molibdênio três novas ligas foram produzidas, tais ligas foram chamadas 18Ni (200), 18Ni (250) e 18Ni (300). Os número encontrados entre parênteses representam o limite de escoamento das respectivas ligas em unidades "Ksi" após a realização do tratamento térmico de envelhecimento da martensita (PADIAL, 2002).

Através da tabela 1 e 2 é possível observar a variação da composição do primeiros aços maraging, das ligas do tipo níquel-titânio e do tipo níquel-cobalto-molibdênio.

Tabela 1- Composição dos primeiro aços maraging - Tipo Ni-Ti

Liga Tipo Ni-Ti	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Outros	L.E. MPa (Ksi)
25%Ni	25	-	-	1,6	0,2	0,4Nb	1750(250)
25%Ni	25	-	-	1,7	0,2	0,4Nb	1750(250)

Tabela 2- Composição dos primeiro aços maraging - Tipo Ni-Co-Mo

Liga Tipo Ni-Co-Mo	Ni	Co	Mo	Ti	Al	L.E. MPa (Ksi)
18%Ni250	18	8	5	0,4	0,1	1700(250)
18%Ni200	18	8	3	0,2	0,1	1400(200)
18%Ni300	18	9	5	0,7	0,1	1900(280)

3.2. Metalurgia Física dos Aços Maraging

Uma séria limitação na produção dos aços de alta resistência está na redução da tenacidade à fratura associada ao ganho de resistência mecânica. O carbono é um dos elementos que mais afeta a tenacidade à fratura e, portanto, em ligas de aço ele é reduzido tanto quando for possível (LANG, s.d.). O desenvolvimento tecnológico dos aços de alta resistência resultou na produção do aço maraging, que é um aço que contém muito pouco

carbono que combina uma estrutura martensítica com o endurecimento por precipitação. Os aços maraging são baseados no sistema Ferro-Níquel, contendo entre 18 e 25% de níquel.

Os aços maraging, com 18% de níquel, a matriz irá transformar em martensita no resfriamento à temperatura ambiente imediatamente após o recozimento de solubilização ou tratamento de austenitização. A velocidade de resfriamento não é crítica para os aços maraging. Quando qualquer aço da família dos aços maraging é reaquecido (ou seja, envelhecidos) em temperaturas moderadas, sua resistência mecânica e dureza são aumentadas.

Os aços maraging com 20% de níquel requerem um resfriamento a -73°C , após o resfriamento até à temperatura ambiente, para assegurar que a transformação seja completa. Já os aços maraging com 25% de níquel assemelham-se aos aços inoxidáveis semi-austeníticos endurecíveis por precipitação em que ele é austenítico quando recozido e deve ser trabalhado a frio, resfriado, ou feito um pré-tratamento térmico em uma temperatura moderada para induzir formação de martensita (HALL, 1968).

3.2.1. Sistema Ferro-Níquel

As transformações de fase dos aços maraging podem ser melhor entendidas com auxílio do sistema binário ferro-níquel no qual esses aços são baseados. A região de interesse no diagrama de equilíbrio do sistema ferro-níquel corresponde a extremidade rica em ferro mostrada na figura 2. Através deste diagrama é possível observar que, com alto teor de níquel, as fases de equilíbrio a baixas temperaturas são, austenita e ferrita, para porcentagens de níquel acima de 30%. (HALL, 1990; HALL; SLUNDER, 1968)

O diagrama de equilíbrio dificilmente representa as reações de transformação observadas no sistema durante um aquecimento e resfriamento normal. Essa diferença pode ser observada através do diagrama metaestável, figura 3, que indica o comportamento típico deste aço quando resfriado a partir do campo austenítico ou da temperatura de solubilização. A transformação de fase inicia na temperatura de início de transformação martensítica M_i a partir da austenita. Mesmo com o resfriamento lento e em peças de grandes dimensões o aço transforma-se em uma estrutura totalmente martensítica.

Figura 2 - Diagrama de equilíbrio do sistema Ferro-Níquel (PADIAL, 2002)

Figura 3 - Diagrama metaestável do sistema Ferro - Níquel (PADIAL, 2012)

Comparando o diagrama de equilíbrio com o diagrama metaestável pode-se observar que no resfriamento o início da transformação de gama (austenita) para alfa (ferrita) ocorre em temperatura bem inferiores. Pela mesma razão, o fim da transformação é acelerado, ocorrendo em um intervalo de temperatura menor. A região bifásica, alfa + gama, é severamente comprimida, uma situação que favorece a transformação total de gama em alfa através do resfriamento, tornando mais difícil a formação de uma estrutura bifásica (HALL, 1968).

Os elementos de liga alteram a temperatura M_i , mas não alteram as características de transformação. A maioria dos elementos presentes no aço maraging reduzem a temperatura de formação martensítica, a única exceção é do cobalto que aumenta a temperatura M_i (PADIAL, 2002).

Uma informação importante que pode-se tirar do diagrama de transformação metaestável do sistema ferro-níquel é que a martensita nesse sistema só sofrerá reversão para a austenita em temperaturas consideravelmente superiores às de sua formação. Essa histerese de transformação é essencial para que o envelhecimento da martensita nos aços maraging seja possível. Nas ligas de aço maraging 18% níquel, a temperatura de transformação martensítica no resfriamento está em torno de 200°C. Mesmo assim, podemos reaquecer esse material em temperaturas em torno de 500°C sem que ocorra reversão para austenita. (DECKER; EASH; GOLDMAN, 1962; FANTON, 2012)

A martensita do sistema ferro-níquel é dúctil, tenaz e possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (c.c.c.), diferente da estrutura tetragonal encontrada no sistema ferro-carbono. Na martensita do sistema ferro-carbono a tetragonalidade é diretamente proporcional ao teor de carbono no sistema, se tornando assim um fator dominante na determinação da resistência do aço (HALL, 1968). As grandes variações volumétricas que ocorrem na formação da martensita com carbono são responsáveis pela presença de distorções no produto. Já os aços maraging, que são praticamente isentos de carbono e são martensíticos na condição solubilizada, podem ser facilmente usinados nesta condição. Em consequência, a dilatação durante a transformação martensítica do aço maraging é praticamente inexistente, a contração é inferior a 0,01% (DECKER, 1988).

Os aços maraging podem ser soldados, quer na condição recozida, quer na condição envelhecida, não sendo necessários tratamentos prévios à soldagem. Basta envelhecer a estrutura soldada, o que levará a região de fusão e a zona termicamente afetada a atingirem novamente a resistência mecânica do metal base (LANG, s.d.).

3.2.2. Influência dos Elementos de Liga

Os aços maraging são considerados aços altamente ligados, de baixo carbono, obtidos a partir do sistema ferro-níquel. Devido a grande presença de elementos de liga em

sua composição é de fundamental importância o estudo da influência dos elementos no sistema e como eles relacionam entre si (MÉNDEZ, s.d.).

Os elementos de maior importância presente no aço maraging são:

- Titânio - Aparece ser um dos elementos mais ativos nos aços maraging. Ao final do envelhecimento quase todo titânio encontra-se na forma de precipitados. Em todos os casos estudados o titânio está presente desde as primeiras etapas do envelhecimento (MÉNDEZ, s.d.). Nos aços tradicionais age como um agente suplementar de endurecimento. Contudo, o aumento no teor de titânio ocasionará o aparecimento de "filmes" de $Ti(C, N)$ nos contornos dos grãos, fragilizando os aços (PADIAL, 1994). Recomenda-se o uso de aços com teor de titânio não muito elevado, mas caso tenha que se utilizar um aço com teor mais elevado deste elemento, deve-se diminuir o teor de carbono o máximo possível, pois esses elementos possuem afinidade para a formação de carbonetos (HE et al., 2002; KALISH; RACK, 1971; ORSINI, 1987). Este elemento gera um aumento no limite de resistência de 49-58 MPa para cada 0,1% do elemento adicionado (MAGNEE, 1974).
- Alumínio - É adicionado aos aços maraging 18% de níquel como um agente desoxidante (SILVA, 1988). Aumenta o limite de resistência entre 55-62 MPa para cada 0,1% adicionado. Promove um endurecimento limitado da martensita e, em concentrações superiores a 0,20%, diminui a ductilidade antes e após o envelhecimento (DECKER; EASH; GOLDMAN, 1962; ORSINI, 1987). Devido à alta afinidade do alumínio pelo níquel, este elemento reduz a precipitação do composto Ni_3Ti , que é um importante endurecedor, o que pode influenciar no ganho de resistência durante o envelhecimento (MÉNDEZ, s.d.). Em alguns aços a adição do alumínio é realizada para substituir o titânio e baratear o preço, porém ocorre uma queda da resistência mecânica.
- Silício - É considerado usualmente como impureza. Em aços com cromo precipita a fase G ($Ti_6Si_7Ni_{16}$) importante endurecedor, porém fragilizante (MÉNDEZ, s.d.). É prejudicial à tenacidade quando seu teor supera 0,12% (ORSINI, 1987).

- Manganês - Assim como o silício é prejudicial a tenacidade quando seu teor ultrapassada 0,12%. O teor de manganês somado com o de silício não deve ser maior que 0,20% (ORSINI, 1987).
- Molibdênio - A precipitação de fases compostas por molibdênio é muito influenciada pela presença de outros elementos de liga (cobalto e titânio). O cobalto aumenta a atividade do molibdênio na matriz. Em aços sem cobalto ocorre o atraso da cinética de precipitação e o principal precipitado é o Ni_3Mo , o que favorece a reversão da martensita em austenita. Em aços livres de titânio, o molibdênio precipita como fase ω , que é uma fase metaestável (LOPES, s.d.).
- Cobalto - Não participa diretamente do endurecimento por envelhecimento, o cobalto não forma precipitado com o ferro, níquel, molibdênio ou titânio, no sistema do aço maraging. A principal função do cobalto é baixar a solubilidade do molibdênio na martensita, induzindo sua precipitação. Seu emprego é justificado em conjunto com o molibdênio (PADIAL, 2002).
- Enxofre - O enxofre é um elemento prejudicial às propriedades mecânicas, devido à formação de inclusões de sulfeto de titânio (Ti_2S), deve ser mantido em baixos teores (MÉNDEZ, s.d.).

3.2.3 Tratamentos Térmicos

3.2.3.1 Solubilização

A matriz martensítica dos aços maraging é preparada, para posterior endurecimento por envelhecimento, por meio de um tratamento térmico de solubilização. A solubilização da liga é realizada acima de A_f (temperatura final da transformação de martensita para austenita), no campo austenítico, permanecendo tempo suficiente para colocar todos os elementos de liga em solução sólida, além de promover um certo alívio da tensão residual desenvolvido durante o trabalho a quente ou a frio (PADIAL, 2002).

No caso dos aços maraging 18% de níquel que são totalmente austeníticos acima de 720°C, para assegurar que a transformação em austenita seja completa são utilizadas temperaturas de recozimento mais elevadas, garantindo assim que os precipitados serão solubilizados e que qualquer tensão residual seja removida (LANG, s.d.).

Em alguns casos pode-se usar um ciclo de recozimento duplo para os aços maraging 18% de níquel, com o aquecimento a temperaturas entre 870°C e 980°C seguido por um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente e posteriormente reaquescido a temperatura entre 760°C e 815°C, pois isso resulta numa melhor resistência e tenacidade no subsequentemente envelhecimento do material (HALL, 1968).

3.2.3.2 Tratamento Térmico de Envelhecimento

O envelhecimento ou endurecimento por precipitação é um tratamento térmico através do qual são formadas pequenas partículas de segunda fase, ou seja, precipitados que melhoram a resistência do material. A razão para o interesse em sistemas de ligas que apresentam precipitação de fases é justificada, principalmente, pela superioridade das propriedades mecânicas que estas ligas podem obter através do tratamento térmico de envelhecimento (CALLISTER, 2008; HAASEN, 1986).

O tratamento térmico de envelhecimento aproveita a propriedade de certos elementos de liga se dissolverem no ferro alfa formando soluções supersaturadas, e que em condições determinadas se precipitam, na forma, por exemplo, de carbeto ou nitreto, o que confere um ganho significativo de dureza a liga. (CHIAVERINI, 2008)

O endurecimento dos aços maraging é produzido pelo tratamento térmico de envelhecimento (em torno de 3 a 9 horas) em uma faixa de temperatura de 450 a 510°C (PADIAL, 1994).

Embora não se conheça perfeitamente o mecanismo mediante o qual os aços maraging adquirem, pelo envelhecimento, elevados valores de resistência mecânica e dureza, admite-se que, nessa fase do tratamento térmico, ocorra a precipitação de fases intermetálicas contendo níquel, molibdênio, titânio e, eventualmente, ferro, tais como Ni_3Ti , Ni_3Mo , Fe_2Mo , Fe_6Mo_6 , entre outros (CHIAVERINI, 2008). Um dos elementos de liga tem um dos maiores efeitos endurecedores é o titânio, ou seja, para cada 0,1% de Ti na liga, o limite de escoamento sofre um aumento de 69 MPa (PADIAL, 1994).

Com longos tempos de envelhecimento ocorre um fenômeno chamado superenvelhecimento que resulta no amolecimento de algumas ligas endurecidas por precipitação, este amolecimento ocorre devido ao crescimento contínuo dos precipitados. O máximo endurecimento está associado a um pequeno tamanho de precipitado e um grande número de partículas, enquanto o superenvelhecimento está associado a poucos precipitados relativamente grandes (ROCHA, 2003). Esse fenômeno é evidenciado através da figura 4.

Figura 4 - Curva esquemática de envelhecimento

No início do envelhecimento surgem as chamadas zonas de Guinier Preston, muito pequenas para garantir um endurecimento substancial, uma vez que podem ser facilmente cisalhadas por discordâncias em movimento. Prosseguindo o envelhecimento, formam-se os precipitados metaestáveis, inicialmente coerentes e posteriormente semicoerentes. A coerência do precipitado com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a pequenas diferenças de parâmetro de rede, geram um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, endurecendo o material. Prolongando o envelhecimento para tempos excessivos, ocorre a perda total de coerência, havendo a formação de uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando totalmente as tensões, provocando assim um amolecimento significativo. Além disso, como os precipitados, incoerentes, estáveis e muito grandes, encontram-se muito afastados uns dos outros devido ao coalescimento, deixam um longo caminho livre para a movimentação das discordâncias, o que também favorece o amolecimento típico do superenvelhecimento (INFOMET, 2012).

O amolecimento nos aços maraging não é resultado exclusivo do superenvelhecimento, ou seja, da coalescência dos precipitados, mas também pode ocorrer em consequência da reversão de martensita à austenita (FLOREEN, 1978). Com o envelhecimento prolongado, a estrutura tende a reverter para as fases de equilíbrio, principalmente a ferrita e a austenita. Os dois processos estão interligados; e a dissolução dos precipitados metaestáveis ricos em níquel, beneficiará o enriquecimento da matriz em níquel, favorecendo a formação da austenita. Grande quantidade de austenita (aproximadamente 50%) poderá eventualmente ser formada durante o processo de superenvelhecimento. Felizmente, a reação de precipitação que causa o endurecimento é muito mais rápida que a reversão que produz a austenita e a ferrita (DECKER, 1988; PADIAL, 1994).

3.2.4. Reversão da Austenita

Quando o sistema ferro-níquel é aquecido em seu campo bifásico do diagrama de equilíbrio, a martensita pode se transformar através de processos difusionais, segundo a seguinte reação de decomposição (PETERS, 1979):

onde α é a martensita, α' é uma fase ccc pobre em níquel (ferrita) e γ_{rev} se refere a uma fase cfc (austenita) enriquecida em níquel, chamada de austenita revertida.

O fenômeno de reversão da austenita nos aços maraging tem várias implicações de importância prática, a maioria dos quais resultam do fato que a austenita revertida tende a ser demasiadamente estável para retransformar-se em martensita pelo resfriamento subsequente. Assim, esta austenita estável não contribui, nem para o endurecimento da martensítica, nem ao adicional reforço desenvolvido quando a martensita é envelhecida. A sua presença nos aço promove a redução da resistência e, por conseguinte, sua presença é indesejável (HALL, 1968).

Alterações locais na composição da matriz pode encorajar a formação de austenita. Há provas, por exemplo, que quando os aços são superenvelhecidos os precipitados Ni_3Mo entram em solução e é substituído por precipitados Fe_7Mo_6 . Isto enriquece a matriz

localmente em níquel estimulando a formação de austenita (MENDEZ, s.d.). É possível evitar a formação de austenita revertida através do recozimento a temperaturas bem acima da região bifásica e temperatura de envelhecimento suficientemente abaixo dela.

Para aços maraging superenvelhecidos a austenita revertida normalmente está presente e isso aumenta com o aumento da temperatura de tratamento. A presença da austenita revertida provoca mudanças na resistência e na tenacidade da liga consideravelmente. A extensão da reversão da austenita depende conjuntamente da temperatura e o tempo do tratamento térmico (HALL, 1968).

O fenômeno da reversão da austenita tem um significado particular no que diz respeito à soldagem. A reversão da austenita pode ser evitada durante o envelhecimento e durante o tratamento térmico, no entanto, na zona termicamente afetada (ZTA) pela solda seu desenvolvimento é inevitável. Estudos de Petersen, que foram relatados por Decker comprovaram isso.

3.3. Processo de Fabricação

As excelentes propriedades mecânicas dos aços maraging, com alta ductilidade e tenacidade, é uma consequência do baixíssimo teor de carbono, silício e enxofre. Portanto, deve ser feita uma seleção cuidadosa da matéria prima para a fusão desses aços, e um rigoroso controle do processo de fusão é essencial (PADIAL, 2002). Por isso requerem processos especiais de fusão e refusão (Forno de fusão a vácuo por indução (VIM) + Refusão por Eletroescória (ESR) ou Refusão a vácuo em forno a arco (VAR)) para evitar microsegregação de certos elementos de liga durante a solidificação do lingote.

3.3.1. Forno de fusão a vácuo por indução (VIM)

O forno a vácuo por indução (VIM), mostrado na figura 5, consiste de uma câmara, mantida sob vácuo em torno de 10^{-4} atm durante a fusão da liga, a qual é revestida de bobinas de cobre resfriadas a água, que transportam a corrente elétrica a frequências de 50 e 60 Hz (REED, 2006). Após a fusão, ocorre o vazamento do metal líquido em moldes sob

pressão parcial de argônio. Assim, ligas com baixo nível de inclusões e com faixas estreitas de composição química podem ser produzidas (VALLE, 2010).

Um fenômeno importante que ocorre durante o processamento VIM é a redução substancial das concentrações de nitrogênio e oxigênio, e isto ajuda a evitar a oxidação dos elementos reativos, tais como Al, Ti e Zr, o que é provavelmente, a razão principal para a utilização deste processo de fusão (REED, 2006).

Figura 5 - a) Forno VIM; b) Desenho esquemático do VIM.; c) Desenho esquemático da câmara. Adaptado de (VALLE, 2010).

3.3.2. Refusão a vácuo em forno a arco (VAR)

O processo VAR consiste em uma refusão contínua a vácuo, por meio de um arco elétrico mantido entre um eletrodo consumível (catodo) e o topo do lingote secundário (anodo), o qual vai se formando no molde de cobre refrigerado a água. O arco opera com

corrente contínua (entre 5000 e 40000 A, dependendo do material e do tamanho do eletrodo) e com voltagem entre 20 e 50 V. Essa operação garante tanto a purificação do material ao longo da fusão quanto o controle da solidificação, em termos de homogeneidade química e estrutural. Este processo é comumente utilizado na produção de metais reativos, como titânio e zircônio, assim como na produção de ligas a base de níquel e aços especiais (REED, 2006; VALLE, 2012).

A refusão VAR utiliza um arco elétrico como fonte de calor e trabalha em uma câmara sob vácuo (REED, 2006). O arco divide as inclusões em partes muito pequenas e, em alto vácuo, elas se decompõem quimicamente e liberam alguns de seus gases. Devido a isso é possível, através do processo VAR, remover maiores quantidades de impurezas que o ESR, incluindo gases dissolvidos, sulfetos e óxidos, garantindo melhores propriedades mecânicas do lingote (VALLE, 2012).

Figura 6 - a) Forno VAR; b) Desenho esquemático do forno VAR (VALLE, 2010)

Além disso, o método VAR tem a vantagem de poder ser operado de modo a obter taxas mais elevadas de resfriamento do lingote, por consequência, promover menos segregação. Por esse motivo, na refusão de ligas altamente sensíveis à segregação é indispensável a utilização do VAR (MITCHELL, 2005).

3.3.3. Refusão por Eletroescória (ESR)

O refino por ESR pode ser aplicado em lingotes produzidos tanto na aciaria convencional quanto no VIM. O processo consiste em refundir um eletrodo sólido através do aquecimento de uma escória eletrocondutora por meio da passagem de corrente elétrica, geralmente corrente alternada. Ao mesmo tempo em que atua no aquecimento para a refusão, a escória também promove a remoção de inclusões e excelente dessulfuração, por meio de reações químicas ou por flotação para a superfície da poça de escória, a medida que as gotas do metal refundido passam através dela (VALLE, 2010).

Durante a solidificação, a escória pode ser adicionada ou removida para manter uniformidade ao longo de toda a piscina de escória. A escolha da escória é um parâmetro crítico, já que ela determina a reatividade química com o metal e diferentes temperaturas de fusão e viscosidades (REED, 2006).

Além da remoção de impurezas do metal, o ESR, figura 7, tem como objetivo o controle da solidificação a fim de produzir um lingotes com reduzido nível de segregação e uma excelente microestrutura bruta de solidificação. O sistema é composto por uma lingoteira de cobre, refrigerada a água, que promove a solidificação rápida do metal (SUBSTANCES, 2012).

Dentre as propriedades obtidas pela refusão ESR têm-se: elevada homogeneidade da estrutura (ausência de macrossegregação), ausência de porosidades, baixa quantidade de microinclusões, que ainda apresentam tamanho muito menor do que o encontrado nos aços convencionais (PADIAL, 2002).

As diferenças entre os processos ESR e VAR estão na fonte de calor para fusão do material e na atmosfera do processo. Enquanto no processo VAR forma-se um arco elétrico entre o eletrodo a ser refundido e o lingote refinado, no processo ESR se aquece a escória por efeito Joule. O processo VAR se realiza sob vácuo e inexistente escória (PADIAL, 2002).

Figura 7 - a) Forno ESR; b) Desenho esquemático do ESR (VALLE, 2010)

3.4. Soldagem a Laser

A soldagem de aços martensíticos é sempre temida na indústria, pois estes são suscetíveis à formação de defeitos tais como porosidades e trincas. Contudo, quando se realiza um processo de soldagem adequado à combinação do tipo de material e às dimensões do componente, é possível se obter uma junta íntegra e com propriedades mecânicas otimizadas (CARDOSO, 2011).

Os processos convencionais de soldagem estão em constante evolução porém o processo a laser possui características distintas que fazem com que este tenha um crescimento superior em sua utilização. Esta tendência ocorre devido a capacidade deste processo oferecer soluções para projetos que são de difícil execução por métodos tradicionais (MELO, 2007).

A soldagem a laser possui vantagens sobre os outros métodos por possuir as seguintes características (MELO, 2007):

- é um processo sem contato;
- não gera raios X;
- são possíveis velocidades de soldagem acima de 500 mm/s;

- solda seções tão finas quanto 0,025 mm;
- alta densidade de energia e controle da incidência de energia;
- feixe não sofre influência por campos magnéticos;
- dispensa aterramento da peça;
- zona termicamente afetada (ZTA) muito pequena;
- induz mínimas distorções;
- altas taxas de produção = alta velocidade de soldagem;
- excelente acabamento do cordão de solda;
- fácil automação;
- redução da intervenção de operador e soldador minimizando falhas.

Dentre as principais desvantagens da soldagem a laser, pode-se citar (CARVALHO, 2012):

- Os requisitos de tolerância da junta são mais elevados;
- Problemas com refletividade em alguns materiais;
- Limitação de espessura do material a ser soldado pela potência do equipamento;
- O investimento inicial do equipamento é relativamente alto, porém pode ser justificado pela alta produtividade ou por melhorias na qualidade da solda;
- A eficiência energética do laser é baixa. Lasers de Nd:YAG possuem eficiência de 1 a 3%, enquanto lasers de CO₂ possuem de 5 a 10%. Eficiências maiores podem ser obtidas usando outros tipos de laser, por exemplo, laser a fibra (utilizado no presente trabalho), que possui eficiência em torno de 20 a 30%, ou laser de diodo direto, que possui eficiência em torno de 25 a 40% (SIQUEIRA, 2007);
- A utilização do laser necessita de certos cuidados, pois as altas intensidades dos lasers podem provocar danos aos olhos e queimaduras na pele. Portanto, é necessário um ambiente protegido e isolado para soldagem, como em qualquer solda por arco (SIQUEIRA, 2007).

3.4.1. Laser

Um laser é um dispositivo que produz um intenso e direcional feixe de luz, formado por fótons. O termo LASER é uma sigla para "Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation" (amplificação da luz por emissão estimulada de radiação). Os lasers podem ser projetados para operar com uma quantidade de energia alta para uma área concentrada muito pequena, onde apresentam densidades de potência elevadas, sendo o mesmo de fácil manipulação e tendo várias utilizações industriais como a solda, corte e gravação (UNIVERSIDADE, 2013).

O laser é uma ferramenta flexível e poderosa com muitas aplicações relevantes na indústria. Seu uso está se difundindo cada vez mais como consequência do desenvolvimento de sistemas laser modernos, com maior confiabilidade e menor custo. Os lasers de hoje fornecem à indústria soluções técnicas a muitos problemas na área do processamento de materiais, e além de substituírem muitas tecnologias já estabelecidas, ainda apresentam maior produtividade. Sua habilidade vem de suas características únicas de versatilidade, confiabilidade, velocidade e automação, tudo com flexibilidade e alta precisão. As propriedades da coerência espacial e a alta radiança da luz laser são as bases de suas vantagens sobre métodos tradicionais de processamento de materiais. A coerência espacial permite a focalização da luz em um ponto muito pequeno, fornecendo uma densidade de radiação localizada e extremamente alta. Isto dá ao laser uma incrível versatilidade em tantas aplicações distintas (VENTRELLA; BERRETTA; ROSSI, 2010).

Para discutir a respeito de laser, é necessário que se conheça como é produzido o laser em relação a energia produzida. Neste caso, os conceitos de movimento nos níveis de energia atômicos tem a sua função, ou seja, toda vez que tiver uma excitação dos átomos, ocorrerá um movimento de um nível de energia para outro, com absorção ou emissão de uma quantidade de energia, ou fóton (BRACARENSE, 2012).

O modelo do átomo de Bohr pode ser usado para explicar a absorção e emissão de luz (radiação). Em 1912, Bohr determinou algumas leis para desenvolver um modelo para o átomo, no qual os elétrons giram em órbita ao redor do núcleo atômico. Neste modelo, o átomo é representado por um núcleo (carregado positivamente) e por elétrons (carga negativa) circulando ao redor deste núcleo. Os elétrons circulam em determinadas órbitas, cada qual com um nível de energia definido. O estado quântico do átomo ou molécula dependerá da distribuição dos elétrons nos vários níveis possíveis de energia. Átomos absorvem e emitem luz unicamente se puderem passar de um estado de energia para outro. A absorção de luz ou de outra forma de energia ocorre quando um elétron recebe energia por excitação térmica, colisão de elétrons ou absorção de fótons (DRUMMOND, 2007).

A figura 8 mostra o átomo migrando de um nível energético mais baixo para um mais alto. Os átomos só podem absorver energia em valores quantizados, pois a absorção de energia só ocorre se for exatamente igual à diferença entre dois níveis de energia possíveis para o elétron. Da mesma forma, na emissão espontânea, a energia emitida é igual à diferença de energia entre o nível inicial e o final. Na emissão espontânea (figura 8b), os átomos emitem luz incoerente e em várias direções, sendo que, em meios homogêneos, a luz emitida apresenta uma direção preferencial (DRUMMOND, 2007). Finalmente, o fenômeno da emissão estimulada (figura 8c) ocorre quando um fóton incidente interage com um átomo em estado excitado, fazendo-o liberar a energia de excitação em forma de fóton. Para que esse fenômeno ocorra, a energia do fóton incidente deve ser igual ao intervalo de energia entre os estados, o que gera um fóton na mesma frequência do fóton incidente (HIGASHI, 2011).

Figura 8 – Transição de elétrons entre níveis de energia por (a) absorção, (b) emissão espontânea, e (c) emissão estimulada (DRUMMOND, 2007)

O ambiente onde ocorre esse processo de emissão estimulada é chamado de meio ativo. Geralmente, o meio ativo é localizado entre dois espelhos paralelos, que formam um oscilador óptico, ou seja, a luz viaja refletindo nos espelhos. Assim, a luz é amplificada no meio ativo pelo mecanismo de emissão estimulada. Um dos espelhos é totalmente refletor, enquanto que o outro é parcialmente refletor, permitindo a “saída” do feixe de laser (HIGASHI, 2011).

Para a inversão de população o meio ativo dever ser “bombeado”, as partículas do meio ativo devem ser excitadas. Esse bombeamento pode ser feito por uma fonte de

alimentação DC ou RF, por pulsos de luz ou por uma reação química (STEEN, 2003). A figura 9 representa um desenho esquemático típico de geração de laser.

Figura 9 - Esquema básico do laser

O laser pode ser classificado segundo o meio ativo e o tipo de excitação utilizada para desencadear o processo. O meio ativo, que é composto por grande número de átomos, moléculas ou íons, pode ser sólido, líquido, gasoso ou semiconductor. Vários materiais podem ser utilizados no interior de uma cavidade óptica como meio ativo: isolantes dopados (Cr^{3+} , cristais de Nd:YAG, Er:YAG, Ho:YAG); corantes orgânicos diluídos em solventes líquidos (Rodamina 6G e Cumarina 2); semicondutores (diversos tipos de diodo); e excímeros (moléculas diatômicas: KrF, XeCl; e químicos, produzidos por reações exotérmicas: HF, CO) (DRUMMOND, 2007).

As principais características do laser são: feixe colimado, luz coerente, e, em grande parte dos lasers, luz monocromática; o laser também pode ser contínuo ou pulsado.

3.4.2. Processo de Soldagem a Laser

O processo de soldagem a laser é caracterizado pela fusão localizada da junta através de seu bombardeamento por feixe de luz concentrada, coerente e monocromática de alta intensidade, o fóton. Os feixes são de alta intensidade e suficientes para fundir parte

do material da junta no ponto onde o feixe está localizado no material, causando um furo, keyhole, que penetra profundamente no metal de base. As vantagens deste processo sobre os outros métodos convencionais são o grande potencial da produção de juntas soldadas com completa penetração, sendo com único passe e de forma autógena, garante uma alta reprodutibilidade e qualidade da junta e a alta velocidade de soldagem (BRACARENSE, 2012).

A soldagem a laser limita as dimensões da zona afetada termicamente, reduz a rugosidade da superfície soldada, elimina efeitos mecânicos ou permite rotinas de automatização. O processo, que inevitavelmente envolve fusão e solidificação, tem intensidade e largura temporal de pulsos variando de 10^4 a 10^9 W.cm⁻² e 10^{-4} e 1s, respectivamente. A soldagem é realizada sem metal de adição e pode ocorrer por meio de dois diferentes mecanismos: condução ou penetração (LIMA; RIVA; SANTO, 2007).

Na soldagem por condução o material é aquecido até fundir e a energia absorvida não é suficiente para elevar sua temperatura até seu ponto de ebulição. O calor é transmitido para o resto do material por convecção de calor na poça fundida e condução desta para o material base (SILVA, 2008). A figura 10 mostra como isto ocorre.

Figura 10 - Soldagem a laser por condução (FANTON, 2013)

Pelo fato deste modo de transferência de calor ser lento, produz-se um cordão de solda com grande largura e pequena profundidade, o que pode prejudicar as propriedades mecânicas da solda. Normalmente esta penetração não ultrapassa o valor de um quarto da largura do cordão de solda obtido (SILVA, 2008).

Na soldagem a laser por penetração o aumento da intensidade do feixe na superfície resulta no aumento mais rápido da temperatura, chegando cada vez mais próxima do ponto

de evaporação do material. Para muitos metais, a pressão de vapor cresce exponencialmente com a temperatura e torna-se de intensidade considerável quando o material chega à temperaturas de aproximadamente 80% da temperatura de ebulição (BERRETTA, 2005). Quando a temperatura da superfície alcança este valor, o que normalmente acontece no centro da poça, o líquido da superfície abaixo do feixe sofre um deslocamento e uma depressão é formada. Esta depressão facilita a entrada do feixe laser no material, aumentando consideravelmente a razão de aspecto da soldagem (razão entre a largura do cordão de solda e a profundidade alcançada) e é chamada de keyhole, um canal formado por vapor e plasma (do gás de proteção e do metal) que aumenta a profundidade alcançada pela soldagem a laser (SILVA, 2008). Isso pode ser observado através da figura 11.

Figura 11 - Soldagem por penetração (FANTON, 2013)

A diferença básica entre os dois mecanismos citados é a constatação de uma vaporização evidente no caso da soldagem por penetração. A maior intensidade neste caso, comparado com a soldagem por condução, leva a formação de um canal de vapor chamado keyhole.

3.4.2.1 Porosidade na soldagem a laser

Num processo altamente dinâmico como a soldagem a laser, instabilidades no processo levam comumente à formação de porosidades, sendo que as porosidades mais severas podem ser oriundas do desacoplamento do laser (CARDOSO, 2011).

A porosidade na soldagem a laser pode ser formada por uma série de fatores. O metal líquido pode conter uma quantidade de gases dissolvidos que se aglomeram durante o processo de solidificação. Esses gases podem estar dissolvidos no próprio material, por exemplo por excesso de hidrogênio, ou podem vir diretamente dos gases de processo. Uma proteção gasosa ineficiente também gera poros porque o filme de óxido na superfície do líquido se dissocia em altas temperaturas, como aquelas próximas ao keyhole. A estabilidade do próprio keyhole é essencial para manter um nível baixo de porosidade. Quando o keyhole se torna instável, ele não sustenta as paredes de metal líquido, as quais desabam, engolfando um pequeno volume de gás. A porosidade devida ao keyhole é cíclica em algumas condições de soldagem e aparecem próxima à raiz do cordão (CARVALHO, 2012), como é mostrado na figura 12.

Figura 12 - (a) Desenvolvimento do Keyhole com balanço entre pressão do vapor, força de recuo, tensão superficial e pressão hidrostática. (b) Perturbação inicial notada pela instabilidade da parede posterior. (c) Colapso do Keyhole que aprisiona vapor metálico próximo a raiz. (d) Reestabelecimento do Keyhole (LIMA, 2008).

3.5. Fadiga

Grande parte dos componentes estruturais de engenharia está submetida em serviço a carregamentos que se repetem no tempo (tensões e/ou deformações), também denominados carregamentos cíclicos. O processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, caracterizado pela geração e propagação de trincas, que ocorre em um material seguido de eventual falha estrutural devido a esses carregamentos é denominado fadiga (LAGE, 2008)

Em muitos tipos de aplicações, uma peça metálica submetida a tensões repetitivas ou cíclicas sofre fratura a tensões muito mais baixas do que as que a peça poderia suportar quando submetida a uma tensão estática simples. Estas fraturas que ocorrem por ação de tensões repetitivas ou cíclicas são denominadas de fraturas por fadiga (AIRES, 2007).

Os carregamentos cíclicos são as muito frequentes em máquinas e em grande número de estruturas metálicas soldadas. Quando aplicadas numa peça podem provocar ruptura por fadiga que sabe-se ser a causa de 80 a 90% de todas as falhas de peças ou estruturas submetidas a esforços mecânicos e que trabalham a temperaturas na zona da temperatura ambiente (ARCANJO, 2008).

O processo de fadiga pode ser dividido em 3 estágios. O primeiro estágio é a nucleação e iniciação da trinca. Após esse estágio ocorre o crescimento progressivo cíclico ou propagação da trinca e na etapa final ocorre fratura súbita da seção transversal restante (ASM, 1986; BATHIAS; PINEAU, 2010; MAKKONEN, 2009). É importante salientar que a presença de defeitos pode reduzir ou eliminar a fase de iniciação, a qual ocupa cerca de 90% da vida cíclica, prevista pelos ensaios clássicos realizados em corpos de prova isentos de defeitos. Deste modo, na presença de defeitos, a vida útil é principalmente dependente da velocidade de propagação de trincas preexistentes ou do seu tamanho inicial (BOYER, 1986; BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1986)

A trinca por fadiga normalmente resulta de tensões cíclicas inferiores à tensão de escoamento do material, ela se inicia e se propaga em regiões onde a deformação é maior. Os principais iniciadores de trincas por fadiga são os defeitos estruturais. Sob a ação do carregamento cíclico, a zona plástica, ou região de deformação se desenvolve na ponta do defeito. Assim a zona de alta deformação torna-se um sítio de iniciação de trinca por fadiga (ASM, 1986).

3.5.1. Fratura por fadiga

a) Nucleação da trinca em fadiga

Trincas de fadiga nucleiam quase sempre na superfície de um componente em algum ponto de concentração de tensão. Os sítios de nucleação de trincas incluem riscos superficiais, ângulos ativos, rasgos de chaveta, e afins (CALLISTER, 2008). Preferencialmente, as trincas de fadiga são nucleadas na superfície do material devido à deformação plástica ser facilitada nessa região. Quando se aplica tensão alternada, o deslizamento das discordâncias nos planos de escorregamento é responsável pela criação das bandas de deslizamento persistentes que, empilhadas, formam as extrusões e intrusões (concentradores de tensões) na superfície, tornando-os sítios para a nucleação das trincas de fadiga. Um modelo de extrusões e intrusões é mostrado na figura 13 (ARIAS, 2012). Acredita-se que a formação de extrusões (ressaltos) e intrusões (reentrâncias) na superfície do material é uma característica exclusiva da deformação por fadiga (SILVA, 2013).

Figura 13 – Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões

A presença de entalhes e partículas de segunda fase, tais como inclusões e precipitados (que possuem propriedades elásticas diferentes da matriz) em componentes mecânicos, combinados a carregamentos complexos ou à existência de pequenas excentricidades num carregamento axial, resulta em gradientes de tensão. Esse efeito é maior na superfície do material e favorece o início da trinca. Além disso, as microtrincas podem também estar contidas no material antes que o carregamento cíclico seja aplicado, como resultado de soldas, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Nesta situação não há de fato um processo de iniciação de trinca por fadiga, pois as trincas embrionárias

já se encontravam no material antes da aplicação do carregamento cíclico (BAPTISTA, 2000; BARTER; MOLENT; SILVA, 2013; SILVA, 2013).

b) Propagação da trinca em fadiga

A propagação corresponde ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão normal principal (plano de carregamento). Este segundo estágio é o mais característico da fadiga. É sempre visível a olho nú e pode corresponder a uma grande parte da seção resistente. A superfície de fratura tem uma textura lisa e avança de forma semicircular (formação das estrias de fadiga) (CALLISTER, 2008).

c) Ruptura

À medida que a propagação da trinca de fadiga ocorre, a seção resistente é reduzida até que a mesma não suporte mais a carga aplicada. O modo de fratura neste estágio pode ser tanto dúctil quanto frágil (CALLISTER, 2008).

3.5.2. Solicitação em fadiga

As solicitações de fadiga podem variar entre valores constantes de tensão (ou deformação) máxima e mínima, caracterizando um carregamento com amplitude constante, ou apresentar distribuições aleatórias, caracterizando um carregamento com amplitude variável (LAGE, 2008).

A maior parte dos resultados de ensaios clássicos de fadiga é obtida sob condições de carga de amplitude constante do tipo senoidal (figura 14), pois são mais fáceis de serem realizados e não exigem equipamento sofisticado, e como tal, o seu uso na definição de curvas de projeto do tipo S-N só será, em rigor, válido no caso de construções sujeitas em serviço a espectros de carga senoidais de amplitude constante (LAGE, 2008).

Figura 14 - Ciclo de carregamento (LAGE, 2008)

onde R é a razão entre a tensão mínima pela máxima e $\Delta\sigma$ é o intervalo de tensão.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material

O material utilizado é um aço Maraging 300, produzido em caráter experimental pela Villares Metais S.A. (atual Gerdau) na forma de chapas e cedido para estudos pelo Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), na condição solubilizada. Para a realização do presente trabalho, o material foi usinado na EEL/USP na forma de barras com 10 mm de diâmetro conforme mostrado na figura 12.

Figura 15 - Barras de aço Maraging 300 empregadas neste trabalho

O material como recebido foi analisado pelo laboratório de análise química da Divisão de Materiais do IAE – DCTA, dosando-se dos seguintes elementos: carbono e enxofre, pelo método de análise por combustão direta (ASTM E 30); silício e níquel por gravimetria; fósforo pelo método de fotometria (ultra-violeta); manganês, cromo, molibdênio, cobalto, titânio, cálcio, alumínio e zircônio, por absorção atômica no equipamento Spectro Fotômetro de Absorção Atômica, modelo AA-Zv Plus, marca Varian (SANTOS, 2001). Os resultados encontram-se na tabela 3

Tabela 3 - Composição química do aço maraging 300

Elemento	Teor (%)	Valores especificados pela norma AMS 6521 A
C	$0,008 \pm 0,006$	0,03 máx.
S	$0,002 \pm 0,002$	0,010 máx.
P	$0,008 \pm 0,001$	0,010 máx.
Si	$0,07 \pm 0,02$	0,10 máx.
Mn	$0,011 \pm 0,033$	0,10 máx.
Cr	$0,043 \pm 0,018$	--
Ni	19,12*	18,00 – 19,00
Mo	$4,94 \pm 0,17$	4,60 – 5,20
Co	$9,66 \pm 0,37$	8,50 – 9,50
Al	$0,089 \pm 0,004$	0,05 – 0,15
Ti	0,77*	0,50 – 0,80
Cu	$0,076 \pm 0,009$	0,05 máx.

*Resultados obtidos por análise semi-quantitativa pela técnica de fluorescência de raios X.

De acordo com os resultados obtidos pela análise química, podemos afirmar que o material está dentro da composição especificada para o aço maraging 18Ni 300, conforme a norma MAS 6521 A (1983). O teor de níquel atende a especificação, considerando que há uma tolerância de análise de verificação para o níquel de $\pm 0,15\%$, conforme norma AMS 2248 E (SANTOS, 2001).

4.2. Tratamento Térmico

Foram cortadas inicialmente 18 amostras com 10 mm de diâmetro e 15 mm de comprimento para o levantamento de curvas de endurecimento do material. As amostras foram envelhecidas nas temperaturas de 460°C, 480°C e 500°C. Para as temperaturas 480°C e 500°, foram adotados os tempos de 10 min, 30 min, 1h, 2h, 4h e 8h, já na

temperatura de 460°C foi feito também um tratamento térmico adicional com 3h de duração . Após os tratamentos térmicos de envelhecimento, as amostras foram avaliadas por meio da determinação da dureza Vickers por microindentação. Em cada amostra foram realizadas 10 medições de dureza e a partir da média desses valores plotou-se uma curva de envelhecimento. As amostras foram cortadas em uma cortadeira de precisão Isomet 1000 (Buehler), mostrada na figura 16, empregando-se um disco diamantado com espessura de 0,5mm e fluído refrigerante (Isocut Plus, fluído para corte Buehler). Posteriormente foram embutidas em baquelite e lixadas manualmente utilizando lixas de carbetto de silício na seguinte sequência: 400, 600, 800, 1200 e 2400, sucessivamente, e então polidas com pano OP-CHEM, com suspensão de sílica coloidal O-PS e água. Foram escolhidas as condições mais promissoras para a caracterização microestrutural e mecânica antes e após a soldagem a laser.

Figura 16 - Cortadeira de precisão Isomet 1000

4.3. Soldagem a Laser

O laser a fibra utilizado neste trabalho está instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do IEAv. Trata-se de um laser de 2 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5 metros de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100 μm de diâmetro e 10 m de comprimento que será utilizada nos processos de solda. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico

formando o sistema de acoplamento do feixe. Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio ($3 \times 3 \times 3 \text{ m}^3$) equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumos. A figura 17 mostra o equipamento para o processo de soldagem a laser e em detalhe observa-se o cabeçote de soldagem com a entrada da fibra óptica, gases e refrigeração por cima e a fixação de chapas planas na parte inferior (CARDOSO, 2011).

Figura 17 - Equipamento de solda a laser, com detalhe do cabeçote de soldagem (CARDOSO, 2011)

Como as amostras possuem formato cilíndrico foi necessário realizar algumas adaptações na mesa de soldagem. Colocou-se sobre a mesa um equipamento CNC para que este rotacionasse a amostra, como mostra a figura 18. O laser se manteve em uma posição fixa enquanto a amostra cilíndrica girava a uma velocidade fixa de forma que a velocidade de sua superfície em relação ao feixe de laser foi de $23,5 \text{ mm/s}$ (velocidade mínima de rotação possível pelo CNC). Como as amostras possuem 10 mm de diâmetro, o tempo necessário para que o laser realizasse um passe, rotação completa pela amostra, é de 1400 ms .

Figura 18 - Esquema de soldagem do corpo de prova

4.4. Testes Iniciais de Soldagem

A fim de determinar a melhor condição de soldagem do aço Maraging 300 foram realizados testes a cheio, variando a potência e a quantidade de passes. Na primeira etapa dos testes os corpos de prova foram soldados com passe único (tempo por passe é de 1400ms) variando apenas a potência do laser como o especificado na tabela 4.

Na primeira etapa dos testes aos corpos de prova foram soldados com passe único (tempo por passe=1400ms) variando apenas a potência do laser a seguinte sequência:

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem etapa 1

Amostra	Potência (W)	Tempo (ms)	Passes
1	2000	1400	1
2	1500	1400	1
3	1000	1400	1

Após a realização dessa primeira etapa observou-se que a solda de melhor aspecto foi a realizada com a potência de 1000W, assim sendo ficou estabelecido que na segunda etapa de soldagem seriam realizados mais testes com nesta mesma potência, nesta etapa seriam variados a quantidade de passes conforme a tabela 5:

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem etapa 2

Amostra	Potência (W)	Tempo (ms)	Passes
4	1000	2800	2
5	1000	4200	3
6	1000	5600	4

Como os corpos de prova de fadiga têm dimensões pequenas, na terceira dos testes a potencia de soldagem foi diminuída gradativamente a fim determinar se estas potências atingiriam a profundidade necessária com 3 passes, tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem etapa 3

Amostra	Potência (W)	Tempo (ms)	Passes
7	750	4200	3
8	500	4200	3
9	250	4200	3

4.5. Tratamentos térmicos pós-soldagem

Os corpos de prova para ensaio de fadiga passaram por diferentes ciclos de tratamento térmico. Após o processo de soldagem, as amostras foram divididas em 3 partes para a realização de ciclos distintos.

1. (H-S-E): Homogeneização a 1150°C por 1 hora, solubilização a 815°C por 1 hora e envelhecimento a 460°C por 3 horas.
2. (S-E): Solubilização a 815°C por 1 hora e envelhecimento a 460°C por 3 horas.
1. (E): Envelhecimento a 460°C por 3 horas.

Todas as amostras foram resfriadas ao ar após cada tratamento. As Figuras 19, 20 e 21 esquematizam os ciclos de cada tratamento térmico.

Figura 19 - Esquema de tratamento térmico do ciclo (H-S-E)

Figura 20 - Esquema de tratamento térmico do ciclo (S-E)

Figura 21 - Esquema de tratamento térmico do ciclo (E)

4.6. Caracterização Microestrutural

Amostras nas condições de envelhecimento selecionadas foram preparadas para as análises metalográficas, nas condições soldadas (com e sem tratamento pós -soldagem) e não soldadas. Após o corte, embutimento e polimento descritos no item anterior, foram testados diferentes ataques químicos para revelar a microestrutura, a saber: Nital, Fry e Fry modificado. Foram empregadas técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para analisar a microestrutura do material após os tratamentos térmicos.

4.7. Caracterização Mecânica

Para as condições de envelhecimento selecionadas, foram preparados corpos de prova para os ensaios de tração e fadiga. Os corpos de prova para ensaio de tração (3 peças

para cada condição estudada) foram fabricados segundo a norma ASTM E 8M. Os ensaios foram realizados na máquina servohidráulica MTS, modelo 810.23M, à temperatura ambiente. Foram determinados os parâmetros de limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento percentual, bem como os coeficientes de encruamento do material. A figura 22 mostra o desenho do corpo de prova de tração utilizado neste trabalho.

Figura 22 – Dimensão do corpo de prova para o ensaio de tração

Os ensaios de fadiga de alto-ciclo foram conduzidos no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP, em uma máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200 em condições de flexão rotativa ($R = -1$). Este equipamento, adquirido recentemente com recursos do Projeto Pró-Defesa (no qual se insere o presente de trabalho de mestrado), é mostrado na figura 23. A forma e dimensões dos corpos de prova que foram fabricados para os ensaios de fadiga são mostradas na figura 24. Antes da realização dos testes, os corpos de prova foram lixados até a lixa # 1200 e em seguida tiveram sua seção útil polida com o uso de suspensão de sílica coloidal OPS. Neste processo, os corpos de prova foram fixados a uma furadeira de bancada e postos a girar. Serão cortadas tiras de pano de polimento apropriado, as quais serão embebidas na solução de polimento e pressionadas à superfície das amostras, até se obter um acabamento livre de riscos

Figura 23 – Máquina para ensaios de fadiga por flexão rotativa

Figura 24 – Dimensão do corpo de prova para o ensaio de fadiga

4.8. Análise Fractográfica

As superfícies de fratura de corpos de prova representativos dos ensaios de tração e fadiga foram analisadas ao MEV. Nesta análise foram observados detalhes microestruturais como formação de precipitados e seu papel na propagação da fratura, estrias, início e propagação da trinca, bem como os micromecanismos de fratura predominantes em cada condição de envelhecimento e o efeito da soldagem em cada um deles.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Tratamento Térmico

Para determinar as três melhores condições de envelhecimento, elaborou-se um gráfico de microdureza Vickers por tempo de tratamento térmico (curva de endurecimento) a partir das médias de dureza. A figura 25 mostra os resultados obtidos.

Figura 25 - Curva de endurecimento para as temperaturas de 460°C, 480°C e 500°C

A utilização desta faixa de temperatura, entre 450°C e 500°, para o tratamento térmico de envelhecimento é justificada pela ocorrência de um endurecimento acentuada ocasionado pela intensa precipitação de Ni_3 (Mo, Ti) e fases de Fe_2Mo (PARDAL et al, 2004). Dentre as três temperaturas testadas o maior valor de dureza atingido foi de 649 HV para o tratamento a temperatura de 460°C por 480 minutos. É possível perceber que para as temperaturas de 500°C e 480°C praticamente todo aumento de dureza ocorre nos primeiros 60 minutos, após esse tempo o ganho é lento, tornando-se praticamente estável após de 120 minutos de tratamento. Para a temperatura de 460°C o ganho de dureza ocorre de maneira mais lenta, porém sua dureza atinge valores mais elevados. Este ganho de dureza mais intenso nas primeiras horas de tratamento já era esperado, Pardal e seus colaboradores já haviam constatado, em um aço Maraging 300, que praticamente todo o ganho de dureza ocorre nas primeiras 3 horas de tratamento térmico (PARDIAL et al, 2004).

Devido a pouca variação de dureza a partir de um certo tempo de envelhecimento, foram selecionadas as condições mais promissoras de envelhecimento, que foram: 500°C/2h, 480°C/2h e 460°C/3h, uma vez que o ganho de dureza é tão pequeno a partir desses tempos (41 HV para 460°C, 23 HV para 480°C e 12 HV para 500°C) o que não justificaria a perda de horas de tratamento, o que resultaria em custos elevados e o risco de reversão da austenita durante o envelhecimento.

5.2. Análise Microestrutural

A princípio foram realizadas imagens via microscopia ótica (MO), a fim de determinar eventuais mudanças durante o tratamento térmico de envelhecimento. Isso pode ser visto nas Figuras 26, 27, 28 e 29.

Figura 26- Microestrutura via MO do aço maraging como recebido - 100x

Figura 27 - Microestrutura via MO do aço maraging envelhecido à 460°C/3h - 100x

Figura 28 - Micrografias via MO do aço maraging envelhecido à 480°C/2h - 100x

Figura 29- Micrografias via MO do aço maraging envelhecido à 500°C/2h - 100x

Essas imagens deixam evidente a estrutura martensítica na forma de ripas do aço maraging. Pode-se perceber que a microestrutura do aço maraging não se alterou durante o tratamento térmico de envelhecimento, uma vez que os precipitados são de escala nanométrica e impossíveis de serem visualizados com essa ampliação.

Para melhor análise das estruturas foram realizadas micrografias via microscópio eletrônico de varredura (MEV) com ampliações de 1000x e 2000x que pode ser visto nas figuras 30, 31, 32 e 33 .

Figura 30 -Micrografias via MEV do aço maraging como recebido (a)1000x (b)2000x

Figura 31 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 460 °C/3 h (a)1000x
(b)2000x

Figura 32 -Micrografias via MEV do aço maraging tratado por 460°C/3h (a) 3000x (b) 5000x

Figura 33 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 480 °C/2h (a) 1000x (b) 2000x

Figura 34 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 480 °C/2h (a) 3000x (b) 5000x

Figura 35 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 500°C/2h (a) 1000x (b) 2000x

Figura 36 - Micrografias via MEV do aço maraging envelhecido a 500°C/2h (a) 3000x (b) 5000x

Todas as micrografias, Figuras 30 a 36, deixam evidente a estrutura martensítica em forma de ripas que é característica do aço Maraging. A figura 32, condição de tratamento térmico a 460°C por 3 horas, evidência a existência de uma estrutura mais refinada com contornos de grãos aparentes, o que pode ter sido ocasionado pela menor temperatura de envelhecimento. Na condição de tratamento a 480 °C/2 horas (Figura 34) é possível visualizar pontos claros e escuros, indicando a presença de diferentes fases intermetálicas que são resultantes do envelhecimento do aço maraging. Na Figura 36, amostra tratada a 500°C por 2 horas, houve uma precipitação mais intensa em algumas regiões, isso ocorre

pelo fato de ser uma temperatura mais elevada e o que permite uma maior mobilidade de átomos.

5.3. Ensaio de Tração

Por meio do ensaio de tração, foram avaliados: o limite de resistência (σ_t), limite de escoamento (σ_e), módulo de elasticidade (E) e alongamento percentual ($\Delta L/L$) dos corpos de prova do aço estudado nas seguintes condições: como recebido, e nas três condições mais promissoras de envelhecimento, a 460° por 3 horas, a 480°C por 2 horas e a 500°C por 2 horas. Os resultados obtidos encontram-se na tabela 7.

Tabela 7 - Resultado dos ensaios mecânicos de tração

Condição	CDP	$\Delta L\%$	E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)
Como Recebido	#1	14,5	138,13	890,21	1058,62
	#2	14,9	160,14	833,56	1068,62
	#3	14,5	148,69	842,10	1060,87
	Média	14,63	148,99	855,29	1062,70
460°C 3 horas	#4	9,3	179,04	1902,10	1980,17
	#5	9,4	165,14	1994,80	2049,36
	#6	8,9	176,98	1949,30	2006,07
	Média	9,20	173,72	1948,73	2011,86
480°C 2 horas	#7	8,2	178,84	1956,25	2000,20
	#8	8,1	186,11	2009,03	2034,30
	#9	8,5	184,59	2018,40	2046,60
	Média	8,27	183,18	1994,56	2027,03
500°C 2 horas	#10	8,4	186,04	1969,30	2012,76
	#11	8,1	180,81	2005,76	2059,60
	#12	8,5	185,80	1982,31	2036,61
	Média	8,33	184,22	1985,79	2036,32

Por meio dos resultados obtidos pode-se perceber quão efetivo foi o tratamento térmico de envelhecimento; este praticamente duplicou os valores de limite de escoamento e limite de resistência a tração nas três condições selecionadas, como consequência deste ganho de resistência houve uma diminuição no alongamento percentual.

Com relação ao módulo de elasticidade o envelhecimento resultou em uma redução por volta de 20%, essa redução foi gerada pela precipitação de compostos intermetálicos durante o envelhecimento. Isso ocorre porque o módulo elástico é uma medida de rigidez determinada pelas forças de ligação entre os átomos, como os compostos intermetálicos são ligas caracterizadas pela ordem atômica de longo alcance devido à sua grande força de ligação, sua precipitação aumenta as forças de ligação resultando num ganho no Módulo de elasticidade. O fato dessa redução ser crescente com o aumento da temperatura de tratamento é devido à maior precipitação em temperaturas mais elevadas.

A diferença máxima encontrada entre os limites de escoamento e entre os limites de resistência a tração nas três condições de envelhecimento foi mínima, 46 MPa e 25 MPa respectivamente. Já no alongamento percentual o corpo de prova tratado a 460°C/3 horas teve uma diferença mais significativa que os demais, tendo em torno de 9% a mais de alongamento. Como busca-se a melhor combinação entre resistência e ductilidade e a condição, a diferença de alongamento percentual foi decisiva na escolha da melhor condição de envelhecimento tornando o tratamento a 460°C/3 horas a melhor opção.

5.4. Testes Iniciais de Soldagem

Os testes iniciais de soldagem a laser foram feitos a cheio. Os resultados de profundidade e largura do cordão de solda encontra-se na tabela 8.

Tabela 8 - Profundidade e largura do cordão de solda

Amostra	Potência(W)	Nº de passes	Profundidade(mm)	Largura(mm)
1	2000	1	4,31	2,69
	2000	1	4,18	2,66
2	1500	1	3,50	2,24
	1500	1	3,75	2,35
3	1000	1	2,81	1,89
	1000	1	2,40	1,68
4	1000	2	2,35	1,71
	1000	2	2,27	1,97
5	1000	3	2,52	1,83
	1000	3	2,69	2,49
6	1000	4	2,85	2,46
	1000	4	2,68	2,69
7	750	3	2,13	1,76
	750	3	2,07	2,08
8	500	3	1,49	1,56
	500	3	1,56	1,52
9	250	3	0,75	0,90
	250	3	0,81	0,92

Para melhor compreensão resultados da relação que a potência de soldagem tem sobre a profundidade de penetração da solda plotou-se esses parâmetros em gráficos, como mostrado nas figuras 37 e 38.

Figura 37 - Gráfico Potência x Profundidade Média da solda com um passe

Figura 38 - Gráfico Potência x Profundidade Média da solda com três passes

Nesse ultimo caso, figura 39, manteve-se a potência do laser fixa em 1000W e variou-se a quantidade de passes, 2 passe (2800 ms), 3 passes(4200 ms) e 4 passes (5600 ms) a fim de analisar a influência do número de passes na profundidade da solda.

Figura 39 - Gráfico Tempo x Profundidade Média com potência de soldagem de 1000W

Através dos resultados obtidos nos testes iniciais percebeu-se que a profundidade da solda varia pouco em função da quantidade de passes. O fator determinante da profundidade da solda é a potência do laser. Quanto a largura do cordão de solda, percebe-se que tanto a profundidade quanto o número de passes tem influência significativa sobre o mesmo. Assim sendo é necessário determinar uma combinação ótima de potência e número de passes para que não haja resultados indesejados.

Como o corpo de prova de fadiga tem 3,18 mm de diâmetro, a profundidade mínima necessária para que o cordão penetre toda a amostra é de 1,59 mm, o que só não foi atingido nas condições: P=500W e Passe=3 e P=250W e Passe=3.

Para que a escolha dos parâmetros de soldagem fosse a mais acertada foram realizadas imagens, em estereoscópio, do cordão de solda, atacado com nital 10%, a fim de analisar os cordões de solda quanto aos formato, presença de poros, microestrutura e zona termicamente afetada (ZTA). A figura 40 mostra o cordão com ampliação de 20x, enquanto a figura 41 mostra com ampliação de 30x, cada sigla corresponde a uma condição de tratamento: A1 (P=2000W e 1 passe), A2 (P=1500W e 1 passe), A3 (P=1000W e 1 passe), B1(P=1000W e 2 passes), B2(P=1000W e 3 passes), B3(P=1000W e 4 passes), C1(P=750W e 3 passes), C1(P=500W e 3 passes)e C1(P=250W e 3 passes)

Figura 40 - Imagens por estereoscópio da região do cordão solda para cada uma das condições - 20x

Figura 41 - Imagens por estereoscópio da região do cordão solda para cada uma das condições - 30x

Através das imagens percebeu-se que o número de poros aumenta com o número de passes, sendo assim o ideal seria a realização de apenas um passe.

A presença de defeitos, tais como porosidades nos cordões de solda, eram esperados, pois os parâmetros escolhidos não foram os ideais. As porosidades grosseiras nos centros dos cordões, podem ser originárias do processo de desgaseificação ou do desabamento do keyhole. Por outro lado, as porosidades mais finas e dispersas no cordão de solda, advêm da desgaseificação do material de base fundido além de contaminações superficiais (CARVALHO, 2009).

5.5. Soldagem dos corpos de prova

Por meio dos testes iniciais de soldagem determinou-se que a melhor condição de soldagem seria com a potência de 1000W e 1 passe. A fim de garantir que todo o corpo de prova fosse soldado o feixe de laser permaneceu ligado 20% a mais do que o necessário. Durante a soldagem do corpo de prova aconteceu algo inesperado, o corpo de prova foi cortado ao meio, isso ocorreu devido os teste iniciais terem sido feitos em um corpo de prova com dimensões bem maiores do que as dimensões do corpo de prova de fadiga (figura 42), a menor dimensão do corpo de prova dificultou a dissipação do calor o que resultou no corte da amostra. Após esse incidente fez-se necessário a redução da potência da solda, determinando a soldagem a um potência de 750W.

Figura 42 - Corpo de prova de fadiga soldado

Uma macrografia típica do corte longitudinal dos corpos de prova de fadiga soldados é mostrada na figura 43. Lado superior do cordão de solda se sobrepõe ao lado inferior comprovando que a solda penetrou totalmente no corpo de prova. A região escura em ambos os lados do cordão de solda é a ZTA. Alguns dos poros formados na zona de fusão, são possivelmente originadas do processo de desgaseificação ou desabamento do keyhole. Este poro é gerado quando o feixe de laser é focado sobre a peça de trabalho e o material sob o feixe evapora. O que mantém o keyhole é o equilíbrio entre a pressão de vapor, o qual atua para abri-lo, e a pressão metalostática, que tende a fecha-lo (ZHANG, 2002). Esse equilíbrio depende da velocidade e da potência do feixe laser. Eventualmente, o metal líquido entra no keyhole e cria uma bolha perto da raiz da solda. Se não há tempo suficiente para que esta bolha atinja a superfície, esta permanece rodeando o cordão, criando assim, uma poro grosseiro. Por outro lado, poros finos e dispersos podem também ser gerados por desgaseificação do material de base, assim como dos contaminantes da superfície. A porosidade deve ser minimizada, a fim de garantir a qualidade da soldagem.

Figura 43 - Região soldada - 30x

5.6. Tratamento Pós-soldagem

Após a soldagem, foram realizados três ciclos de tratamento térmico, a) envelhecimento (E), b) solubilização + envelhecimento (S-E) e c) homogeneização +

solubilização + envelhecimento(H-S-E), nos corpos de prova a fim de determinar qual resultaria em um melhor comportamento em fadiga. Após a realização dos tratamentos térmicos mediu-se a dureza Vickers por microidentação na região do cordão de solda para avaliar se a variação de dureza seria significativa entre os três tratamentos e determinar qual seria o ganho em dureza se comparado com o aço maraging como recebido (tratado a 460°C/3h) e ao soldado sem tratamento térmico pós-soldagem. Mediu-se 10 pontos para cada uma das condições e os resultados obtidos encontram-se na tabela 9.

Tabela 9 - Resultados de dureza por microidentação Vickers

Dureza [HV]	Como Recebido	Soldado	E	S-E	H-S-E
Média	608,19	303	494	492	485
Desvio Padrão	4,12	13,3	10,2	18,5	9,6

O valor de dureza Vickers obtido no cordão de solda é menor do que a metade do valor é dureza do material sem solda envelhecido a 460°C/3horas, por volta de 300HV, valor que corresponde a faixa de dureza da martensita (AN et al, 2012). Verificou-se que todos os tratamentos térmicos pós-solda aumentaram a dureza do material e que, tendo em conta o erro padrão, não há nenhuma diferença significativa entre eles. Isto é surpreendente, uma vez que estes tratamentos são realizados para promover alterações distintas na microestrutura da solda. Em comparação com o metal de base tratado a 460 ° C/3h, o metal soldado não atingir o número de dureza esperado: 608 ± 4.12 . Isto pode ser devido à microestrutura dendrítica do cordão de solda, que causou segregação dos elementos nessa região, gerando alterações no material, e com a possível formação de austenita retida, fase a qual não participa do processo de envelhecimento por precipitação de compostos intermetálicos (FANTON, 2013). Além disso, a dispersão dos valores de dureza mostrados pelo erro padrão na tabela 9 é significativamente mais elevada no material soldado com ou sem tratamento pós-solda do que a apresentada pelo metal de base. Isto indica uma falta de homogeneidade no material soldado.

O tratamento térmico pós-soldagem H-S-E foi investigados por An e seu colaboradores para um aço Maraging do sistema Fe–Cr–Ni, porém, diferente dos resultados obtido para o Aço Maraging 300, os valores de dureza para o aço Maraging do

sistema Fe–Cr–N foram muito semelhantes para o material não soldado e soldado com tratamento térmico pós-soldagem, isso pode ser devido a diferença de composição (que pode influenciar a formação da austenita retida e na distribuição dos elementos de liga) (AN et al, 2012).

5.7. Comportamento em Fadiga

O comportamento em fadiga por flexão rotativa do aço Maraging 300 após envelhecimento a 460°C por 3h é mostrado na Figura 44. Os dados são apresentados em um gráfico S-N e a curva média foi empregando o método dos mínimos quadrados. Para uma faixa de tensão entre 1000 e 1800 Mpa a vida em fadiga variou entre 10^4 e 10^7 ciclos, resultado semelhante ao obtido por Wang, que obteve para uma faixa de tensão entre 1100 e 1650 Mpa uma vida em fadiga da ordem de $10^5 - 10^7$ ciclos, em um aço maraging experimental (WANG et al, 2009).

Os resultados dos ensaios de fadiga com os corpos-de-prova soldados e tratados termicamente são apresentados na Figura 45. Para melhor visualização, os resultados das três condições de tratamento térmico pós-soldagem, E, S-E e H-S-E, foram plotados em um único gráfico. Analisando os resultados de vida em fadiga nas três condições de tratamento térmico observa-se primeiramente que, para uma vida em fadiga na mesma ordem de grandeza, o material sem solda suportou tensões maiores do que o dobro das suportadas em qualquer uma das três condições de tratamento pós-soldagem. Também chama a atenção a grande dispersão apresentada pelos resultados de fadiga das amostras soldadas, independente da condição de tratamento térmico pós-soldagem. Mesmo considerando-se essa dispersão nos resultados, verifica-se que a vida em fadiga foi semelhante para as três condições de tratamento, o que era esperado uma vez os resultados de dureza obtidos foram próximos, além de mais dispersos do que para o material não soldado. Desta forma os dados de fadiga correspondentes as três condições soldadas foram modelados em uma única curva S-N, como mostrado na Figura 46. Dois fatores podem estar contribuindo para a elevada dispersão observada nos dados de fadiga: a falta de homogeneidade do material soldado, que também causou uma dispersão nos valores de dureza, e à ocorrência de poros, que são originados do processo de desgaseificação ou

desabamento do keyhole, que provalmente apresentam uma distribuição desigual ao longo do cordão de solda. Além disso, a condição Homogeneizada-Solubilizada-Envelhecida (S-E) parece apresentar uma resistência à fadiga ligeiramente inferior. Por outro lado, os níveis de dureza obtidos com o tratamento térmico pós-soldagem não apresentam uma queda tão significativa em relação à dureza do material não soldado, o que indica que este não é o parâmetro que justifica a queda na resistência à fadiga do material após a soldagem a laser. Pode-se investigar a correlação entre a baixa resistência à fadiga do material soldado com características dos defeitos introduzidos durante o processo de soldagem a laser.

Figura 44 - Tensão máxima x Número de ciclos para o material sem solda

Figura 45 - Tensão máxima x Número de ciclos para as 3 condições de tratamento térmico

Figura 46 - Modelagem da curva Tensão máxima x Número de ciclos para as 3 condições de tratamento térmico

A fim determinar uma possível influência da quantidade de poros na vida em fadiga, determinou-se o número de poros, com tamanho acima de 0,1 mm, também mediu-se o tamanho do maior poro como o mostrado nas Tabelas 10, 11 e 12.

Tabela 10 - Resultado de fadiga para condição envelhecida (E)

Tensão (MPa)	Nº Ciclos	Maior Poro (mm)	Nº Poros
357,9	192.400	0,86	33
447,4	266.600	1,14	26
536,9	141.200	0,46	8
581,6	44.100	1,18	26
626,7	41.200	0,86	25
626,4	49.500	0,52	32
671,1	60.800	–	–
671,1	373.400	0,25	1
715,8	98.000	0,58	4
715,8	48.500	1,11	17
751,65	17.700	1,10	25

Tabela 11 -Resultado de fadiga para condição solubilizada e envelhecida (S-E)

Tensão(MPa)	Nº Ciclos	Maior Poro (mm)	Nº Poros
357,9	203.000	0,78	29
393,7	219.500	1,13	17
429,5	136.700	0,41	7
465,3	41.600	0,75	31
536,9	27.300	1,10	21
626,4	17.800	0,92	39
626,4	22.200	0,96	35
671,1	45.300	1,20	29
671,1	37.100	0,81	22

Tabela 12 -Resultado de fadiga para condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida
(H-S-E)

Tensão (MPa)	Nº Ciclos	Maior Poro (mm)	Nº Poros
357,92	10.908.100	-	-
447,41	43.600	1,25	31
447,41	484.400	0,87	28
536,89	61.800	0,75	25
581,63	134.900	0,53	6
626,37	33.800	1,10	26
671,11	43.300	0,71	30
671,11	58.400	0,83	19
715,85	13.500	1,17	25

Para melhor entendimento dos resultados obtidos nas tabelas 10, 11 e 12, uniu-se os resultados de fadiga dos 3 tratamentos térmicos, já os tratamentos térmicos não tiveram influência significativa na vida em fadiga, e dividiu-os em 3 faixas de tensão, a faixa 1 corresponde a faixa de tensão de 350 a 450 MPa, a faixa 2 corresponde a faixa de tensão de 451 a 600 MPa e a faixa 3 corresponde a faixa de tensão de 600 a 751 MPa. A fim de investigar uma possível correlação entre os poros e a vida em fadiga, plotou-se número de poros x número de ciclos, figura 47, e tamanho do maior poro x número de ciclos, figura 48. Durante a investigação da correlação entre o número de poros e número de ciclos, percebeu-se que para faixa 1 de tensão a quantidade de poros não influenciou na vida em fadiga, os resultados foram bem dispersos, já para faixa 2 e 3 nota-se que as maiores vidas em fadigas são encontradas para as superfícies de fratura com menos do que 10 poros. Assim como a relação do número de poros com a vida em fadiga o tamanho do poro parece não influenciar na faixa 1 de tensão, já na faixa 2 e 3 os pontos com o menor tamanho do maior poro resultaram em maior número de ciclos, um dos motivos de isso ter acontecido pode ser o fato de que coincidentemente os menores tamanhos de maior poro são aqueles onde a superfície de fratura apresenta poucos poros (menos do que 10 poros).

Figura 47 - Gráfico de número de poros x número de ciclos.

Figura 48 - Gráfico de maior tamanho de poros x número de ciclos.

5.8. Análise fractográfica de fadiga por flexão rotativa

A topografia da superfície de fratura de fadiga pode ser dúctil, que é caracterizada por inúmeros dimples que se originam através da nucleação e crescimento de microcavidades em partículas de segunda fase na microestrutura do material, e frágil que é caracterizada por facetas de clivagem cuja extensão é limitada pelo tamanho do grão do material (ASM, 1986; SILVA, 2012).

As fratura de fadiga no material soldado ocorreram na grande maioria das vezes na linha do cordão de solda, sendo que o restante das fraturas ocorreram na interface entre o cordão e a ZTA. A figura 49 mostra um fratura que ocorreu na interface, onde é visível a ausência de poros na superfície de fratura, esse tipo de fratura apresenta uma superfície mais lisa, enquanto a que ocorre no interior do cordão de solda apresenta grandes irregularidades como mostrado na figura 50 .

Figura 49 - Superfície de fratura ocorrida na interface entre o cordão de solda e a ZTA via MEV

Figura 50 - Superfície de fratura ocorrida no interior do cordão de solda via MEV

5.8.1. Corpos-de-prova envelhecidos após soldagem

Na Figura 51 pode ser observada a superfície de fratura do corpo-de-prova com tratamento térmico de envelhecimento pós-soldagem, para o qual a tensão máxima aplicada durante o ensaio foi de 358 MPa e a vida em fadiga foi de 192.400 ciclos. Neste corpo-de-prova a fratura ocorreu na linha do cordão de solda, fica evidente que a concentração de poros ficou muito acima do desejado. No lado esquerdo da imagem nota-se grande concentração de deformação plástica, sendo este local onde provavelmente ocorreu a fatura final do corpo de prova.

Figura 51 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima de 358MPa

Na fractografia mostrada na figura 52, correspondente ao corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima de 537 MPa, nota-se a presença de poros em apenas um canto da fratura, isso ocorreu pelo fato da fratura ter iniciado na interface entre o cordão de solda e a ZTA e a ruptura final ter se deslocado para o interior do cordão de solda, esse tipo de fratura também ocorreu no corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima 716 MPa, como mostrado na figura 53.

Figura 52 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima 537 MPa

Figura 53 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição envelhecida sob tensão máxima 716 MPa

5.8.2. Corpos-de-prova solubilizados e envelhecidos após soldagem

A figura 54 apresenta a fratura do corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima de 465 MPa. Esta fratura ocorreu no interior do corpão de solda, o que fica evidenciado pela grande presença de poros. A presença dos degraus na superfície de fratura indica que a fratura ocorreu em múltiplos planos, ou seja, a trinca foi nucleada em várias regiões do corpo-de-prova. As regiões mais claras são regiões onde ocorreu maior deformação plástica, prevalecendo a fratura dúctil.

Figura 54 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 465 MPa

5.8.3. Corpos-de-prova homogeneizados, solubilizados e envelhecidos após soldagem

A fim de determinar a presença de possíveis micromecanismos de fratura, ampliou-se a região lisa da fratura do corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima de 716MPa, mostrado nas figuras 55 a 58. Nessas micrografias não foram observadas nenhuma das

estrutura esperadas, como as estrias de fadiga e as facetas de clivagem. Esse tipo de fratura também foi encontrado em estudos realizados por Wang e seu colaboradores em um aço maraging 400, segundo eles esse tipo fratura consiste na chamada fratura transgranular de quase-clivagem, onde existem trincas secundária e marcas de abrasão (rub marks), porém não é possível observar estrias de fadiga. Nas figuras 54 e 55 observa-se na superfície de fratura a existência de uma morfologia característica com rugosidade distinta, muito similar a observada por Wang em suas pesquisas (WANG et al, 2009).

Figura 55 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 100x de ampliação

Figura 56 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 500x de ampliação

Figura 57 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 1000x de ampliação

Figura 58 - Região lisa da superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição solubilizado e envelhecido sob tensão máxima de 716MPa com 5000x de ampliação

A figura 59 mostra um poro com ampliação de 500x, fica evidente que ele que sua formação ocorreu durante a soldagem a laser, no seu interior é possível enxergar as marcas do processo de solidificação do metal.

Figura 59 - Micrografia de um poro com ampliação 500x

Na fractografia mostrada na figura 60 do corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima 626MPa, fica evidente o desnível em que a fratura ocorre, a presença desse degraus na superfície de fratura indica que a fratura ocorreu em múltiplos planos, ou seja, a trinca foi nucleada em várias regiões do corpo-de-prova. Outra fato que pode ser observado é que a concentração de poros é tão grande que existe poros que estão dentro de outros poros.

Figura 60 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 626MPa

A figura 61 correspondente ao corpo-de-prova ensaiado sob tensão máxima de 582 MPa, a maior parte dessa fratura ocorreu na interface entre o cordão de solda e a ZTA e o restante deslocou-se para o interior do cordão de solda, nessa região nota-se a presença de poros, criando um degrau no interior da fratura.

Figura 61 - Superfície de fratura via MEV do corpo-de-prova na condição homogeneizada, solubilizada e envelhecida sob tensão máxima 582 MPa

6. CONCLUSÕES

- A condição de envelhecimento que apresentou a melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade foi a tratada a 460°C por 3 horas, uma vez que está apresentou limite de resistência a tração e limite de escoamento similar as outras condições de envelhecimento porém seu alongamento foi significativamente maior.
- Os tratamentos térmicos pós-solda aumentaram a dureza do material, tendo em conta o erro padrão, não há nenhuma diferença significativa entre eles. Porém os valores de durezas obtidos pós-tratamento foram inferiores ao esperado isso ocorreu provavelmente pela microestrutura dendrítica do cordão de solda e pelo formação de austenita revertida.
- Em comparação com o material de base, a resistência à fadiga das juntas foi observada para mostrar uma queda de 50% e para ser mais dispersa. Este resultado foi atribuído à falta de homogeneidade de material e a presença de poros.
- A quantidade de poros foi determinante na vida em fadiga do material soldado para as faixas 2 e 3 de tensão, existindo um relação em que quanto menor a quantidade de poros maior a vida em fadiga .
- Apesar de ser um processo promissor para uso em grandes estruturas, condições de soldagem a laser ainda precisam ser melhoradas ajustando os parâmetros de soldagem como o distancia focal, a velocidade de soldagem a fim de evitar a formação de poros.

REFERÊNCIAS

ARIAS, R.A., **Comportamento da velocidade de propagação de trinca por fadiga do aço ASM-A36 em condições atmosféricas e subaquáticas**. 2012. 114f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

AIRES, L. M. N., **Análise experimental do comportamento à fadiga em juntas soldadas por fricção linear de ligas de alumínio para a indústria aeronáutica**. 2007. 83f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2007

AN, J.; et al. Improvement of mechanical properties of stainless maraging steel laser weldments by post-weld ageing treatments, **Materials and Design**, v. 40, p. 276–284, 2012.

ARCANJO, E. P. **Caracterização do comportamento à fadiga de molas**. 2008. 90f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2008.

ASM - American Society of Materials. **International Handbook**. Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials. Materials Park: ASM Internacional, 13, 1992. v.2.

_____. **Failure analysis and prevention**. 9th ed. Metals Park: ASM Internacional, 1986. v. 11.

BAPTISTA, C. A. R. P. **Modelagem preditiva do comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial**. 2000. 130 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo – EEL/USP, Lorena, 2000.

BARTER, S. A.; MOLENT, L.; WANHILL, R. J. H. Typical fatigue-initiating discontinuities in metallic aircraft structures, **International Journal of Fatigue**, 2011.

BOYER, E. H. **Atlas of fatigue curves**. Ohio: American Society for Metals, 1986, 518p.

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, P. M. S. T. **Fadiga de estruturas Soldadas**. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986, 902p.

BERRETTA, J. R. **Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd:YAG Pulsado**. 2005. 120f. Tese (Doutorado em Ciências) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

CALLISTER, W. D., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7ed. Rio de Janeiro: Editora LT, 2008.

CARDOSO, A.S.M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma**. 2011. 112f. Dissertação (Mestrado em Ciências) Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7ed. São Paulo: Editora ABM, 2008.

DECKER, R. F.; EASH, J. T.; GOLDMAN, A. J. **Eighteen percent nickel maraging steel**, ASM, vol. 55, p. 58-76, 1962.

DECKER, R. F. Developments and projected trends in maraging steels. **Journal of Metals**, p. 60-66, 1967.

DECKER, R. F. **Notes on the development of maraging steels**, Source Book on Maraging Steels, American Society for Metals, 1979.

DECKER, R. F.; FLOREEN S. **Maraging steels - the first 30 years**, ed. Maraging Steels: Recent developments and applications: proceedings of a symposium, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, p. 01-38, 1988.

DRUMMOND, A. M. C. **confiabilidade metrológica de equipamentos eletromédicos a laser e a luz intensa pulsada**. 2007. 120f. Dissertação (Mestre em Ciências) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2007.

FANTON, L. **estudo do comportamento mecânico de um aço maraging após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma**. 2013. 72f. Dissertação (Mestre em Ciências) - Universidade Paulista, Guaratinguetá, 2013.

FLOREEN, S., Maraging steels, ASM, Metals handbook, 9 edition, Metals Park, OH, p. 445 - 520, 1978, v. 1: Properties and selection: iron and steels.

HAASEN, P. **Physical metallurgy**, Cambridge: Cambridge University Press, 1986.

HALL, A. M.; SLUNDER, C. J. **The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels**, Washington: Battelle Memorial, Institute, Columbus Laboratories, 1968.

HALL, A. M. **heat treating of maraging steels** 8.ed., Metals Handbook, v.2, p.255-256, 1968.

HE, Y. et al. Strengthening and toughening of a 2800 MPa grade maraging steel, **Materials Letters**, v.56, p.763-776, 2002.

HIGASHI, A. L. C. **Soldagem de uma liga de alumínio-cobre-lítio utilizando laser a fibra**. 2011. 106p. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

INFOMET. Tratamentos térmicos de ligas de alumínio. Disponível em: http://www.infomet.com.br/metais-e-ligasconteudos.php?cod_tema=10&cod_secao=11&cod_assunto=57. Acessado em: 12 nov. 2012.

KALISH,D.; RACK,H.J. Thermal embrittlement of 18Ni (350) maraging steels. **Metall.Trans.**, v2, p.2665 - 72, 1971.

LAGE, C. M. **Fadiga em estruturas metálicas tubulares soldadas**. 2008. 103f. Dissertação (Mestre em Ciências da Engenharia Civil) - Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2008.

LANG, F.H.; KENYON, N., **Welding of Maraging Steel**, WRC Bulletin 159, s.d..

LIMA, M. S. F. Lasers in material processing. In: **LASERS in chemistry: influencing matter**. Weinheim: Edited by Maximilian Lackner, 2008. p.1195 - 1209, ISBN: 978-3-527-31997-8.

LIMA, M. S. F; GOIA, F. A; RIVA, R; SANTO, A. M. E., Laser Surface Remelting and Hardening of an Automotive Shaft Sing a High-Power Fiber Laser. **Materials Research**, v. 10, n. 4, p. 461-467, 2007.

LOPES, J. C. O. **Os aços maraging**, Instituto de Logística da Aeronáutica, Subdivisão de Ensino Presencial, s.d..

MAGNÉE, A. **Ni-Co-Mo Maraging steels: the ultra high strength grade**, Cobalt Containmg High Strength Steels, p. 50 -80, 1974.

MELO, A. L. V. **Análise das propriedades de chapas de Ti astm grau 5(Ti₆Al₄V) soldadas por laser ND:YAG**. 2007. 118p. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2007.

MITCHELL, A. Solidification in remelting processes, **Materials Science and Engineering A**, v. 413-414, p. 10-18, 2005.

ORSINI, M. B. **Efeitos de um tratamento térmico de homogeneização na microestrutura e resistência ao impacto do aço forjado maraging**. 1987. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 1987.

PADIAL, A. G. F. **Transformações de fase e propriedades mecânicas de um aço maraging sem cobalto**. 1994. 88f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1994.

PADIAL, A.G.F. **Caracterização microestrutural do aço maraging grau 400 de resistência mecânica ultra-elevada**. 2002. 89p. Tese (Doutorado em Ciências) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

PARDAL, J. M. et al, Modeling of precipitation hardening during the aging and overaging of 18Ni–Co–Mo–Ti maraging 300 steel, **Journal of Alloys and Compounds**, v. 393, p. 109-113, 2005.

REED, R.C. **The superalloys: fundamentals and applications**, Cambridge, Cambridge University Press, 2006.

ROCHA, A. L. A. **Estabilidade microestrutural da liga Al - 2,4 Li - 1,2 Cu - 0,6 Mg - 0,12 Zr (8090) submetida a tratamentos de retrogressão e rejuvenescimento**. 2003. 108p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2003.

ROHRBACH, K.; SCHMIDT, M. Maraging steels. In: **METALS Handbook**, 10 ed. Metal Park: ASM, 1990. v. 1. p. 793-800

SINHA, P.P. Maraging Steel: Lab to launch. **Met News**, v.12, n.1, 1993.

SILVA, A. M. B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA 6005 T6, AA 6063 T6 e AA 6351 T6.** 2012. 155.p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

SILVA, D. R. **Análise da influência dos gases de proteção nas propriedades da solda a laser da liga Ti_6Al_4V .** 2008. Dissertação (Mestrado em Ciências) - IPEN . São Paulo 2008.

SIQUEIRA, G. **Soldagem a laser autógena da liga de alumínio aeronáutico AA6013: Otimização de parâmetros e Análise microestrutural.** Dissertação (Mestrado em Ciências) - ITA. São José dos Campos, 2007.

STEEN, W. M. **Laser Material Processing.** 3.ed., Springer, 2003. 408 p.

SUBSTANCES and technologies. Disponível em:
http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=electroslag_remelting. Acessado em:
 27 nov. 2013.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS. Soldagem a laser. Disponível em:
ftp://ftp.demec.ufmg.br/lrss/ProcessosSoldagem_Pos/TEXTOS/21Texto_SoldagemLASER.pdf . Acessado em: 12 nov. 2013.

VALLE, L. C. M. **Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718.** 2010. 97p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - COOPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2010.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. R.; ROSSI, W. Desenvolvimento do processo de soldagem laser pulsado Nd:YAG para lâminas de 100 μm de espessura de AISI 316L. In: Congresso Internacional ABM, 65, 2010, Rio de Janeiro, ISSN 1516-392X, 2010, p. 832-841.

WANG, W. et al. Study on fatigue property of a new 2.8 GPa grade maraging steel, **Materials Science and Engineering A**, v.527, p. 3057-3063, 2010.

ZHANG, W.H. **Modeling the formation and collapse of a keyhole during laser welding process**. 2002 Ph.D. (Thesis), University of Missouri-Rolla, 2002.