AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS
DE AÇOS MARAGING SOLDADAS POR MEIO DOS PROCESSOS LASER E FEIXE DE
ELÉTRONS**

HENRY WILSON POHLING MAXIMO

**Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de Mestre
em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear -
Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves**

**São Paulo
2014**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS
DE AÇOS MARAGING SOLDADAS POR MEIO DOS PROCESSOS LASER E FEIXE DE
ELÉTRONS**

HENRY WILSON POHLING MAXIMO

**Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de Mestre
em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear -
Materiais**

Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves

Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN

São Paulo
2014

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por permitir que eu chegasse até aqui. Também pela inteligência que me deste e por algumas ocasiões em que dispensou sobre mim, sabedoria para entrar e sair de situações difíceis sem que ninguém se prejudicasse.

Ao Prof^o Dr. Mauricio David Martins das Neves, pela paciência, pelos ensinamentos conduzidos e pelo companheirismo na execução deste trabalho.

Ao Vice-Almirante Carlos Passos Bezerril e ao Contra-Almirante Luciano Pagano Junior pela autorização, permitindo assim, que a realização deste trabalho fosse possível.

A todos os colaboradores militares e civis do Centro Tecnológico da Marinha das unidades de Iperó e São Paulo que contribuíram direta e indiretamente para que esse trabalho fosse possível.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) pela oportunidade de desenvolver este trabalho em uma instituição de ponta.

A empresa TRUMPF pela execução das soldas a laser.

Aos colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo pelo apoio e incentivo para a conclusão deste trabalho.

A minha família por acreditar no meu potencial e por me ensinar que somente com dignidade e honestidade é possível realizar um bom trabalho.

E a minha querida esposa que nos momentos mais difíceis, sempre esteve ao meu lado, suportando minha ausência mesmo estando próximo, por toda a paciência e amor dispensado ao longo do tempo de duração desta dissertação.

“ Pensar é o trabalho mais duro que há, o que é, provavelmente, o motivo pelo qual tão pouca gente se dedica a fazê-lo.”

Henry Ford

AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE JUNTAS DE AÇOS MARAGING SOLDADAS POR MEIO DOS PROCESSOS LASER E FEIXE DE ELÉTRONS

Henry Wilson Pohling Maximo

RESUMO

Neste trabalho estudou-se as propriedades obtidas em juntas soldadas pelo processo de soldagem a laser do tipo estado sólido de onda contínua guiado por fibra, e os resultados foram comparados com juntas soldadas pelo processo feixe de elétrons. O material utilizado foi o aço maraging 350 - ASTM A 538 Grade C.

As soldas realizadas com o processo feixe de elétrons possuem um procedimento de soldagem aprovado. A junta selecionada para a elaboração do trabalho foi do tipo sobreposta com material de base de espessuras diferentes, respectivamente iguais a 1,00 e 0,78 mm. As juntas soldadas foram avaliadas por: ensaio de cisalhamento, dureza Vickers e caracterização microestrutural das diversas regiões das juntas soldadas. Foram realizadas análises por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura usando espectrometria de energia dispersiva (MEV/EDS). Foi realizado o teste de hipótese como técnica para a análise dos dados provenientes dos ensaios experimentais.

Nas juntas soldadas com ambos processos não foi verificada a presença de descontinuidades, poros e depressões na superfície do cordão. Os resultados indicam que as condições usadas em ambos os processos de soldagem foram satisfatórias e possibilitaram a soldagem do aço maraging 350 atendendo aos requisitos necessários.

EVALUATION OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF JOINTS IN MARAGING STEEL WELDED BY LASER AND ELECTRON BEAM WELDING

Henry Wilson Pohling Maximo

ABSTRACT

In this work, the welds made by a continuous wave diode pumped solid state laser guided by fiber were studied and the results were compared with welded joints of electron beam welding. The material used was maraging 350 steel ASTM A 538 Grade C.

The welding process performed with electron beam welding has a approved welding procedure. The joint chosen for the preparation of the work was the lap joint type with different thicknesses base material respectively equal to 1,00 and 0,78 mm. The welded joints were evaluated by mechanical tests like shear test, Vickers hardness and microstructural characterization of the various regions of the welded joints. Analyzes were performed by optical microscopy and scanning electron microscopy using energy dispersive spectrometry (SEM/EDS). The hypothesis test technique was done for the analysis of data from experimental tests.

For both welding process was not detected in the welded joints the presence of discontinuities, pores and depressions on the weld fillet surface. The results indicate that the conditions used for both welding process were satisfactory and allowed the welding of maraging 350 steel meeting necessary requirements.

SUMÁRIO

Página

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 Aços maraging	3
3.2 Aplicações dos aços maraging	5
3.3 Soldagem dos aços maraging.....	6
3.3.1 Processo de soldagem por feixe de elétrons	8
3.3.2 Processo de soldagem a laser	10
3.4 Soldagem EBW e LBW dos aços maraging	14
3.5 Tratamentos térmicos	16
3.6 Ensaios mecânicos	19
3.6.1 Ensaio de cisalhamento.....	20
3.6.2 Ensaio de dureza Vickers	21
3.7 Relação entre as características microestruturais e propriedades mecânicas em juntas de aços maraging.....	22
4. MATERIAIS E MÉTODOS	24
4.1 Material	24
4.2 Processo de soldagem por feixe de elétrons	28
4.3 Processo de soldagem a laser	30
4.4 Tratamento térmico	32
4.5 Ensaios mecânicos	32
4.5.1 Ensaio de cisalhamento.....	32
4.5.2 Ensaio de dureza Vickers	36
4.6 Preparação e caracterização microestrutural.....	37
4.7 Metodologia para análise estatística dos resultados obtidos	39
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1 Cálculo do calor imposto (aporte de calor).....	42

5.2 Inspeção visual	42
5.3 Caracterização mecânica.....	44
5.3.1 Ensaio de cisalhamento.....	44
5.3.2 Ensaio de dureza Vickers	61
5.4 Caracterização microestrutural	72
5.4.1 Microscopia óptica.....	72
5.4.2 Microscopia eletrônica de varredura.....	82
6. CONCLUSÕES.....	85
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87

LISTA DE TABELAS

Página

TABELA 1: Composição nominal dos aços maraging (% em massa).....	3
TABELA 2: Propriedades mecânicas dos aços maraging envelhecidos.....	4
TABELA 3: Fases e estruturas endurecedoras nos aços maraging.....	18
TABELA 4: Composição química do aço maraging 350.	24
TABELA 5: Parâmetros utilizados para a soldagem pelo processo EBW.	29
TABELA 6: Parâmetros utilizados para a soldagem pelo processo LBW.	30
TABELA 7: Parâmetros de soldagem e calor imposto calculado conforme equações (1) e (2) nos processos EBW e LBW.....	42
TABELA 8: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.	46
TABELA 9: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.....	47
TABELA 10: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.	49
TABELA 11: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.....	50
TABELA 12: Valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambas direções da barra nos ensaios de cisalhamento para o processo EBW.	51
TABELA 13: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.....	53
TABELA 14: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.....	54

TABELA 15: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.....	56
TABELA 16: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.....	57
TABELA 17: Valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambas direções da barra nos ensaios de cisalhamento para o processo LBW.....	58
TABELA 18: Resumo dos valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo entre os processos EBW e LBW.	58
TABELA 19: Valores obtidos do estudo estatístico comparativo entre os processos de soldagem aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350.	59
TABELA 20: Valores obtidos do estudo estatístico comparativo entre os processos de soldagem aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350.	60
TABELA 21: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.....	63
TABELA 22: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.....	66
TABELA 23: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.....	69
TABELA 24: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.....	71
TABELA 25: Valores médios medidos para a profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC no processo EBW.	74
TABELA 26: Valores médios medidos para a profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC no processo LBW.....	76

LISTA DE FIGURAS

Página

FIGURA 1: Aplicações dos aços maraging nas indústrias: (a) aérea, (b) bélica, (c) aeroespacial, (d) manufatura, (e) ferramentarias e estamparias e (f) nuclear. ..7	
FIGURA 2: Componentes de uma máquina de solda por feixe de elétrons.9	
FIGURA 3: Princípio de geração do laser.....12	
FIGURA 4: Esquema da amostra submetida ao ensaio de cisalhamento.20	
FIGURA 5: Distribuição de microdureza Vickers em relação à distância da ZF. ...21	
FIGURA 6: Etapas utilizadas para a confecção dos corpos de prova longitudinais. (a) barra bruta de maraging 350, (b) corte da barra na serra de fita.25	
FIGURA 7: Etapas: (a) fresamento do bloco, (b) bloco pronto para ser fatiado (cortado por eletro erosão a fio).25	
FIGURA 8: Etapas de corte por eletro erosão a fio para a confecção das amostras longitudinais. (a) corte, (b) amostras prontas para posterior retífica.26	
FIGURA 9: Etapas utilizadas para a confecção das amostras transversais. (a) barra de aço maraging 350, (b) corte da barra na eletro erosão a fio.....26	
FIGURA 10: (a) barra fatiada, (b) amostra nas dimensões de 30x70x1,2 mm.27	
FIGURA 11: Processo de retifica para obtenção das chapas nas espessuras de: (a) 0,78 mm e (b) 1,00 mm nas direções longitudinal e transversal da barra.27	
FIGURA 12: Representação esquemática das dimensões da junta em aço maraging 350 e da profundidade de penetração mínima desejada em [mm].28	
FIGURA 13: Dispositivo utilizado para a fixação das amostras a serem soldadas pelo processo EBW. Amostras nas direções: (a) longitudinal e (b) transversal da barra.....29	
FIGURA 14: Apresentação do dispositivo para a fixação das amostras (a) e (b). 31	
FIGURA 15: (a) cabeçote de soldagem laser e (b) a amostra teste soldada para determinação da penetração.....31	
FIGURA 16: Representação do ciclo de tratamento térmico de envelhecimento (temperatura °C x tempo em horas) realizado nas amostras soldadas pelos processos EBW e LBW.....32	

FIGURA 17: Detalhe da abertura da amostra sem a chapa compensadora de desalinhamento durante a realização do ensaio de cisalhamento.....	33
FIGURA 18: Amostras soldadas com a colocação de anteparos.	34
FIGURA 19: Amostras soldadas por EBW. Transversais (a) Solubilizadas e (b) Envelhecidas; Longitudinais (c) Solubilizadas e (d) Envelhecidas.....	34
FIGURA 20: Amostras soldadas pelo processo LBW. (a) Longitudinais Solubilizadas e Envelhecidas e (b) Transversais Solubilizadas e Envelhecidas...	35
FIGURA 21: Representação do esquema utilizado para a realização das marcações realizadas no MB, ZAC e ZF.	36
FIGURA 22: Análise por MEV/EDS das regiões distintas da ZF e ZAC nas amostras (a) transversal e (b) longitudinal do processo EBW.....	37
FIGURA 23: Análise por MEV/EDS das regiões distintas da ZF e ZAC nas amostras (a) transversal e (b) longitudinal do processo LBW.....	38
FIGURA 24: Analisador de imagens Zeiss modelo Axio Imager A1.	38
FIGURA 25: Equipamento inspect S50 da marca FEI para realização de MEV e EDS.....	39
FIGURA 26: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por feixe de elétrons (Aumento de 5x) sendo (a) direção longitudinal e (b) direção transversal da barra.	43
FIGURA 27: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por laser (Aumento de 5x) direção longitudinal.	43
FIGURA 28: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por laser (Aumento de 5x) direção transversal.....	44
FIGURA 29: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais solubilizadas soldadas pelo processo EBW.....	45
FIGURA 30: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais solubilizadas soldadas pelo processo EBW.....	45
FIGURA 31: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais envelhecidas soldadas pelo processo EBW.	48
FIGURA 32: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais envelhecidas soldadas pelo processo EBW.	48
FIGURA 33: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais solubilizadas soldadas pelo processo LBW.	51

FIGURA 34: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais solubilizadas soldadas pelo processo LBW.	52
FIGURA 35: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais envelhecidas soldadas pelo processo LBW.	55
FIGURA 36: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais envelhecidas soldadas pelo processo LBW.	55
FIGURA 37: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição solubilizada – FACE.	61
FIGURA 38: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – RAIZ.	62
FIGURA 39: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – FACE.	64
FIGURA 40: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – RAIZ.	65
FIGURA 41: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – FACE.	67
FIGURA 42: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – RAIZ.	68
FIGURA 43: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – FACE.	70
FIGURA 44: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – RAIZ.	70
FIGURA 45: Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem por feixe de elétrons, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.	73

- FIGURA 46:** Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem por feixe de elétrons, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de metabissufito de potássio e 15 g de bissufito de sódio.73
- FIGURA 47:** Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem laser, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.75
- FIGURA 48:** Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem laser, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de metabissufito de potássio e 15 g de bissufito de sódio.75
- FIGURA 49:** Microestrutura das amostras soldadas com feixe de elétrons (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.78
- FIGURA 50:** Microestrutura das amostras soldadas com feixe de elétrons (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de ácido crômico e amperagem de 1 A.....79
- FIGURA 51:** Microestrutura das amostras soldadas com feixe laser (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.80
- FIGURA 52:** Microestrutura das amostras soldadas com feixe laser (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição envelhecida. Ataque: aquosa contendo 10 g de ácido crômico e amperagem de 1 A.....81
- FIGURA 53:** Imagem obtida por MEV das juntas soldadas com laser nas direções: (a) longitudinal solubilizada, (b) transversal solubilizada, (c) longitudinal envelhecida e (d) transversal envelhecida.82
- FIGURA 54:** Mapeamento dos elementos obtidos por EDS em junta soldada com laser na condição envelhecida, direção longitudinal.83

1. INTRODUÇÃO

Alguns componentes fabricados no setor industrial utilizam como material o aço maraging, em consequência de suas propriedades mecânicas adequadas para determinadas aplicações nas áreas civil e militar ⁽¹⁻⁶⁾.

Na fabricação destes componentes são utilizados diversos processos de soldagem, em especial os processos de soldagem a arco elétrico. No entanto, atualmente, dois processos de soldagem com fonte de calor focada de alta densidade, respectivamente, laser (Laser Beam Welding – LBW) e feixe de elétrons (Electron Beam Welding – EBW) têm sido utilizados na fabricação de componentes que tenham requisito de elevada precisão dimensional, em razão da maior concentração de calor na soldagem ⁽⁷⁾.

Em algumas aplicações específicas, como em elementos rotativos de alto desempenho, as juntas soldadas não podem apresentar desalinhamento ou empenamento, além da presença de descontinuidades oriundas da soldagem, que são interrupções que afetam as propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada. Portanto as soldas efetuadas para estas aplicações devem ser realizadas com um processo que propicie juntas com: pequena zona afetada pelo calor (ZAC) visando diminuir empenamento, alto padrão de repetibilidade e elevada qualidade.

Neste aspecto, os processos de soldagem com fonte de calor focada estão sendo naturalmente empregados na fabricação de juntas que devam possuir elevadas propriedades de desempenho. No entanto, custos operacionais elevados e dificuldade de manutenção do equipamento, têm dificultado a utilização do processo EBW, fazendo com que seja inevitável a procura por outros processos alternativos que realizem as soldas destes componentes. Neste aspecto a soldagem a laser surge como candidato natural.

Na soldagem a laser o desenvolvimento tem sido crescente permitindo menores custos e elevadas propriedades das juntas. A utilização do laser de estado sólido de onda contínua guiado por fibra tem propiciado a realização de soldas com menor ZAC e reduzido empenamento em relação às outras técnicas de soldagem a laser ⁽⁸⁾.

Nesta situação, a soldagem a laser surge como um processo alternativo a soldagem por feixe de elétrons em diversas aplicações.

2. OBJETIVO

O trabalho proposto tem por objetivo analisar as propriedades mecânicas e metalúrgicas de uma junta sobreposta, formada por chapas de aço maraging 350 de espessuras diferentes, soldadas por um laser de estado sólido de onda contínua guiado por fibra e comparar as propriedades obtidas com juntas soldadas pelo processo feixe de elétrons.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços maraging

Os aços maraging são uma classe de aço martensítico de ultra resistência, cujos precursores foram desenvolvidos com 25 e 20% Ni por Clarence George Bieber, por volta de 1960, na International Nickel Company (Inco Ltda) ^(1,2,3) com o objetivo de utilização em cascos de submarinos. Na época, não foi possível utilizar estes materiais para esta aplicação, em razão da baixa tenacidade obtida⁽⁴⁾.

A motivação para os estudos preliminares no aço maraging foi a possibilidade de utilização de elementos de liga substitucionais, como por exemplo, Al e Ti que proporcionavam endurecimento mediante tratamento térmico de envelhecimento em matriz martensítica de baixo carbono ^(1, 2, 5).

Atualmente, os aços maraging disponíveis comercialmente são de: 13Ni na série (400) e de 18Ni para as séries (200), (250), (300) e (350), cujas composições químicas são apresentadas na TAB. 1. Os valores das séries representadas anteriormente, entre parênteses referem-se aos limites de escoamento das ligas em “ksi” após tratamento térmico de envelhecimento ⁽⁶⁾.

TABELA 1: Composição nominal dos aços maraging (% em massa).

Elemento	200	250	300	350	400
Ni	18	18	18	18	13
Co	8,5	8,5	9,0	12,5	15
Mo	3,3	5,0	5,0	4,2	10
Ti	0,2	0,4	0,7	1,6	0,2
Al	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
C max	0,03	0,03	0,03	0,03	0,01
Si max	0,10	0,10	0,10	0,10	0,20
Mn max	0,10	0,10	0,10	0,10	0,07
S max	0,010	0,010	0,010	0,010	0,002
P max	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010

Fonte: Schmidth, M., and Rohrbach (modificado) ⁽⁹⁾.

Estes aços apresentam um alto limite de escoamento, elevada tenacidade (superior aos aços de Ultra-Alta Resistência), usinabilidade adequada para aplicações diversas nas indústrias aeronáutica, aeroespaciais, militares, metal-mecânica e nuclear ^(10,11,12). Além das propriedades mencionadas anteriormente outras características importantes, que motivam as diversas aplicações deste aço são: variação dimensional mínima após tratamento térmico e adequada soldabilidade ⁽¹³⁾, em consequência do baixo teor de carbono. As propriedades mecânicas dos diversos tipos de aço maraging na condição envelhecida podem ser visualizadas na TAB. 2.

TABELA 2: Propriedades mecânicas dos aços maraging envelhecidos.

Propriedade	Liga				
	18Ni	18Ni	18Ni	18Ni	13Ni
	200	250	300	350	400
Tensão de escoamento (MPa)	1410	1720	1890	2380	2620
Limite de resistência (MPa)	1450	1750	1960	2450	2690
Alongamento (%)	13	13	11	9	5
Redução de área (%)	65	63	55	45	27

Fonte: Autor.

A denominação maraging é derivada dos termos “MARtensite + AGEhardening” e a elevada resistência mecânica deste material é obtida, em especial, pela precipitação de compostos intermetálicos ⁽¹⁴⁾ em matriz martensítica ⁽¹⁵⁾ durante um processo de envelhecimento e pelo endurecimento por solução sólida provocado pelo carbono.

Portanto, as dilatações são praticamente inexistentes e as contrações são inferiores a 0,01% ^(1,5,16).

Em razão da fase martensítica ser estável a temperatura ambiente faz com que, os aços maraging sejam praticamente isentos de austenita retida não sendo necessária a realização de tratamento térmico com resfriamento brusco

anterior ao tratamento térmico de envelhecimento. A martensita formada em uma liga de baixo carbono, como o aço maraging, apresenta uma dureza relativamente baixa no valor de aproximadamente 298 HV, dúctil e usinável ⁽¹⁶⁾ na condição solubilizada.

Sabe-se que os aços maraging são suscetíveis a corrosão sob tensão, bem como apresentam baixa resistência a fadiga ⁽¹⁷⁾.

Os caros elementos de liga (cobalto e titânio) presentes na composição química dos aços maraging, bem como as técnicas desenvolvidas durante seu processamento, faz com que este tipo de aço tenha preço elevado. Na década de 70 foi desenvolvido um aço maraging livre de cobalto, em razão da alta nos preços do elemento ^(9,16).

Segundo estudos realizados ^(9,18), um fator limitante para a aplicação em larga escala dos aços maraging é o custo dos elementos de liga constituintes em suas composições químicas.

3.2 Aplicações dos aços maraging

Atualmente, os aços maraging são usados em aplicações que requerem alta resistência mecânica ⁽¹⁹⁾, bem como em aplicações onde são requeridas de forma combinada boas propriedades magnéticas e alta tenacidade ^(19, 20). Por se tratar de um material estratégico, o aço maraging pode ser utilizado nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, militar, metal-mecânica e nuclear ^(9, 21, 22).

No transporte aéreo civil e militar, a alta resistência mecânica e ductilidade fazem do aço maraging um material ideal para aplicações em partes críticas de aeronaves como, por exemplo, em componentes do trem de pouso.

As mudanças de temperatura, aplicações de pressão, impacto ou torque praticamente não influem significativamente nos aços maraging, o que faz dele um material ideal para aplicações onde são requeridas características de elevado desempenho e precisão dimensional como, por exemplo, eixos, engrenagens e componentes internos de motores de aeronaves.

Na indústria bélica há a necessidade de armamentos executarem suas funções de forma confiável durante longos períodos de tempo em ambientes agressivos. O aço maraging retém sua resistência com mínimas distorções e

reduzida deterioração nesses ambientes, mesmo após exposto a altas pressões e temperaturas. É um material chave para a fabricação da haste guia da mola recuperadora e culatra.

Os aços maraging podem ser conformados em um equipamento denominado “flowforming” de forma que, os produtos obtidos possibilitam encapsular foguetes e revestir mísseis utilizados na indústria aeroespacial.

Sua usinabilidade, durabilidade, resistência mecânica e resistência ao desgaste o fazem ideal para a produção de mandris e engrenagens de garras e braços robóticos utilizados em linhas de montagem.

Outros benefícios na utilização dos aços maraging na área de manufatura são suas excelentes capacidades de polimento e soldabilidade, esta propriedade se mantém adequada mesmo sem pré-aquecimento.

Em ferramentarias e estamparias, o aço maraging tem significativa vantagem econômica sobre outros aços, pela contração uniforme no tratamento térmico. Esta característica faz com que as contrações sejam previsíveis evitando retrabalhos posteriores. Alta dureza e elevada resistência mecânica fazem com que o material resista a repetidas pressões de compressão nos moldes e longa vida útil mantendo excelente acabamento e elevada precisão dimensional do componente.

Diferentemente dos conhecimentos disponíveis para os aços convencionais, os aços maraging também despertam muito interesse do ponto de vista acadêmico, uma vez que, a transformação martensítica nesse material é pouco conhecida ⁽²¹⁾.

As diferentes aplicações dos aços maraging em diversos setores estão ilustradas na FIG. 1.

3.3 Soldagem dos aços maraging

A soldagem é um processo de fabricação de grande importância no setor industrial, pois é empregada na montagem e na fabricação de diversos componentes estruturais. Muitos equipamentos usados nestes setores são fabricados com aços e suas ligas, sendo o aço maraging um grupo que se destaca em razão de suas propriedades mecânicas e dimensionais.

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Fonte: dynamicmetals - modificado ⁽²³⁾

FIGURA 1: Aplicações dos aços maraging nas indústrias: (a) aérea, (b) bélica, (c) aeroespacial, (d) manufatura, (e) ferramentarias e estamparias e (f) nuclear.

Estudos utilizando o processo TIG (Tungsten Inert Gas) ^(24,25) foram realizados para avaliar a dureza, distribuição de tensões residuais e as mudanças microestruturais durante a soldagem e tratamento térmico no aço maraging 250. Durante a realização da soldagem, o metal de base (MB) foi aquecido até a região de austenitização, onde ocorreu considerável crescimento de grão e transformação para a fase martensítica durante o resfriamento. Foi identificado que o perfil de

dureza apresentado tinha formato de “W” e que as tensões residuais são provenientes das contrações do material, de têmpera e transformações de fases. As contrações no aço maraging são provenientes da precipitação de Ni_3Mo , Ni_3Ti e Fe_2Mo .

Os processos de soldagem mais utilizados para a realização de soldas nos aços maraging são os processos TIG, LBW e EBW. Atualmente, verifica-se uma maior tendência na utilização dos processos LBW e EBW, pois graças a fonte de calor focalizada, estes processos possibilitam a obtenção de juntas soldadas com menor ZAC, maior profundidade de penetração e de menores deformações e empenamentos.

3.3.1 Processo de soldagem por feixe de elétrons

O processo EBW foi desenvolvido após a II Guerra Mundial, inicialmente para soldar metais refratários utilizados na indústria nuclear. Sua produção em escala industrial, teve início em 1951 e em 1960 a maioria das aplicações estavam voltadas as indústrias aeroespaciais e nuclear. Na década de 1970 o processo se tornou popular realizando a união de componentes de motores a jato, migrando posteriormente, para a soldagem de engrenagens na indústria automotiva ⁽⁷⁾.

O princípio de funcionamento do processo EBW consiste na geração de um feixe de elétrons formado pelo aquecimento de um filamento, por meio de um campo elétrico em torno de 20 kV. Quando os elétrons deixam o filamento são acelerados por uma tensão elétrica de operação e passam por lentes magnéticas. Os elétrons são acelerados com velocidades que variam de 0,3 a 0,7 vezes a velocidade da luz, pela atuação de um campo elétrico em torno de 200 kV. Estas lentes reduzem o diâmetro do feixe de elétrons e os conduz para incidir numa pequena área da peça de trabalho.

A elevada energia cinética dos elétrons é transformada em calor, durante a colisão com o MB propiciando a fusão e soldagem. Durante o processo, geração e execução das soldas o feixe de elétrons deve estar em alto vácuo para não ser atenuado pela atmosfera.

A soldagem com EBW com o feixe no foco propicia a redução do diâmetro do feixe e faz com que haja um aumento na densidade de potência, produzindo um feixe local de alta intensidade na peça de trabalho.

A incidência dos elétrons numa área pequena da peça provoca alta densidade de potência do feixe, em torno de 10^{12} W/m^2 . Alta densidade de potência resulta em fusão e vaporização do MB de forma praticamente, instantânea permitindo uma penetração do tipo “key-hole”. Portanto, a soldagem com feixe de elétrons se distingue de processos de soldagem, em que a fusão é limitada por condução térmica ⁽⁷⁾.

Os componentes principais de uma máquina de solda por feixe de elétrons podem ser observados na FIG. 2.

Fonte: Powers, D. E. e colaboradores ⁽²⁶⁾

FIGURA 2: Componentes de uma máquina de solda por feixe de elétrons.

As principais vantagens da solda por feixe de elétrons é a possibilidade de fazer soldas profundas, estreitas e com menor ZAC, quando relacionadas a processos de soldagem a arco. A facilidade de realizar soldas profundas faz com que soldas de vários passes sejam evitadas, possibilitando soldar peças de até 100 mm de espessura ⁽⁷⁾. Uma menor ZAC propicia uma redução substancial de tensões residuais e menor empenamento do MB.

A realização de soldas em vácuo possibilita trabalhar com nível de impureza baixo e alta eficiência. A possibilidade de empregar altas velocidades de soldagem aliada a elevada penetração, reduz o tempo requerido para completar a

soldagem, resultando em elevação da produtividade, pois é aumentada a eficiência do processo. Em razão dos diversos aspectos favoráveis, o processo feixe de elétrons é utilizado nos setores ⁽²⁷⁾ aeroespacial, defesa e nuclear na fabricação de soldas que tenham elevado valor agregado e necessitem de confiabilidade, consistência e reprodutibilidade, independentemente do equipamento utilizado ou da habilidade de um operador.

Algumas desvantagens podem ser destacadas, tais como, o custo de equipamento que é bem superior aos processos de soldagem convencionais. Em consequência do projeto da junta ter elevada precisão, ocorre um aumento nos custos de fabricação da junta e de dispositivos necessários para auxiliar a realização da solda.

A capacidade da câmara de vácuo limita o tamanho das peças a serem soldadas e uma nova obtenção de vácuo deve ser realizada a cada carregamento da máquina. Em câmaras com dimensões de 1x1x2 metros o carregamento e o bombeamento para a geração de vácuo, podem levar até cinco minutos, limitando a produtividade do processo ⁽⁷⁾.

Ocorre também a necessidade das peças de trabalho e dos dispositivos de fixação serem desmagnetizados, em razão do feixe de elétrons ser desviado por campo elétrico e magnético ⁽⁷⁾ dificultando assim, a precisão da união entre metais com propriedades elétricas e magnéticas dissimilares.

Atualmente dos processos que competem com o EBW, a soldagem com feixe laser por ter também fonte de calor focada no material apresenta-se como potencial concorrente.

3.3.2 Processo de soldagem a laser

A primeira teoria que se tem notícia sobre o laser surgiu em 1917, quando Albert Einstein concluiu que um novo processo de interação poderia ser possível mediante a estimulação de espécies excitadas, com o objetivo de emissão de um fóton pela chegada de outro fóton ⁽⁷⁾.

Esta teoria ficou conhecida como a teoria da indução ou emissão estimulada e é a base da amplificação da luz pela emissão estimulada da radiação, melhor conhecida como laser. Em 1960, o primeiro equipamento a laser entra em

funcionamento, sendo este um laser sólido de rubi desenvolvido por Theodore Maiman ⁽⁷⁾.

Poucos meses depois, os laboratórios da empresa americana de sistemas de telefonia e telégrafos (AT&T Bell Laboratories) desenvolveram um laser gasoso de He-Ne. Alguns anos depois (1967) a primeira aplicação comercial do laser de CO₂ de onda contínua foi apresentada pela empresa Western Electric. No início de 1970 foi comercializado o laser de estado sólido de Nd:YAG (neodymium-doped yttrium aluminium garnet; Nd:Y₃Al₅O₁₂) ⁽⁷⁾.

Nos anos 90, em função de seu tamanho compacto, o laser de diodo foi efetivamente empregado como substituto ao laser de CO₂ e Nd:YAG. Na virada do milênio surge o laser de estado sólido bombeado por diodo (Diode-pumped Solid State - DPSS) ⁽⁷⁾. O potencial para processamento de materiais é enorme e sua eficiência energética varia de 25 a 30 %, contra 2 a 20 % dos lasers tradicionais de Nd:YAG e CO₂.

Outros aspectos deste laser são: tamanho pequeno o suficiente para ser montado diretamente sobre robôs em processos automatizados, elevada qualidade do feixe o suficiente para penetração adequada e processamento de superfícies de forma precisa mesmo em larga escala e flexíveis o suficiente para serem acoplados em dispositivos usados em complexos procedimentos da área de saúde ⁽⁷⁾.

O laser de diodo bombeado pode ser utilizado em diversas posições, o que possibilita seu meio ativo ser empregado em novas formas geométricas, como por exemplo, chapas, discos, fibras e tubos.

Os lasers mais utilizados em aplicações industriais são de estado sólido ou gasoso, de acordo, com seu elemento ativo, respectivamente, neodímio ou gás CO₂. Esses lasers podem ser operados de forma pulsada ou contínua, sendo que, em regime contínuo, os cordões realizados são mais regulares e apresentam menor quantidade de defeitos em relação ao modo pulsado, pois neste modo, pode haver a liberação de potências de pico muito elevadas em períodos curtos de tempo aumentando a incidência de defeitos, como por exemplo, vazios e porosidades ^(28, 29).

No passado, o processo LBW era utilizado restritamente para materiais de baixa espessura e baixas velocidades de processamento, devido à limitação de potência disponível na época. Posteriormente, com o avanço tecnológico o processo passou a ser utilizado para a realização de micro soldas em placas de

circuito impresso, evoluindo para soldas de altas profundidades de penetração devido à alta densidade de potência ⁽⁸⁾.

O princípio de funcionamento do processo LBW consiste, basicamente, da amplificação da luz pela emissão estimulada da radiação.

Inicialmente, os átomos do material estão no estado fundamental (E_1) e recebem energia para que sejam passados para o estado de vida curta (E_3), pelo bombeamento óptico, que transforma o meio ativo em um meio amplificador de radiação ⁽³⁰⁾.

Do estado E_3 muitos átomos decaem rápida e espontaneamente para o estado metaestável (E_2), que se torna densamente mais povoado em relação ao estado E_1 . O laser é gerado quando da movimentação destes fótons do estado E_2 retornando para o estado E_1 , conforme pode ser visualizado na FIG. 3.

Fonte: Halliday ⁽³¹⁾

FIGURA 3: Princípio de geração do laser.

Em soldas realizadas com o processo LBW, a geometria do cordão (largura/profundidade de penetração) da ZF e a largura da ZAC são influenciadas pelas propriedades de interação da radiação laser com o material ⁽⁸⁾. Esta interação depende dos parâmetros do feixe laser, das características do material e da atmosfera de proteção.

Modificações nos parâmetros de soldagem do laser implicam na alteração da profundidade de penetração da solda e observam-se basicamente, três níveis de penetração, sendo eles: penetração pouco profunda com densidade de potência inferior a 3.10^9 W/m^2 , na qual a solda ocorre apenas por condução,

penetração profunda onde os valores de densidade de potência variam entre $3 \cdot 10^9$ e $9 \cdot 10^9 \text{ W/m}^2$ favorecendo a formação do “key-hole” e penetração excessiva onde a densidade de potência é superior a $9 \cdot 10^9 \text{ W/m}^2$ provocando furação e perda de material ⁽⁸⁾.

O mecanismo de alta profundidade de penetração denominado por “key-hole” é conseguido de forma similar ao processo EBW, onde o MB é penetrado pelo feixe laser, causando a vaporização da área de incidência do feixe provocando a abertura de cavidades na peça, sendo estas preenchidas, posteriormente, por meio do deslocamento do metal fundido na região da junta soldada ⁽²⁷⁾.

Segundo Klemens ⁽²⁷⁾ este tipo de penetração da solda é formada apenas onde o feixe tem alta densidade de potência. O transporte de material se dá pelo fluxo de líquido, entretanto, parte do material é transportado na forma de vapor, gerando um excesso de pressão que conduz o fluxo de líquido.

Um experimento interessante foi realizado por Sikman e Morijn ⁽³²⁾ com a finalidade de demonstrar por meio de uma peça de quartzo transparente, o efeito das cavidades, conforme mencionado anteriormente.

Uma variável importante relacionada ao processo LBW é a profundidade de penetração, que está diretamente relacionada a potência incidente e diâmetro do feixe laser. Segundo Locke e colaboradores ⁽³³⁾ e Baardsen e colaboradores ⁽³⁴⁾, a penetração aumenta com a elevação da potência incidente de forma linear. A eficiência da solda depende diretamente da energia da luz incidente e absorvida na peça de trabalho.

De acordo com Jorgensen ⁽³⁵⁾ e McCay e colaboradores ⁽³⁶⁾, a absorção do feixe é proporcional a raiz quadrada da resistividade elétrica e a profundidade de penetração pode ser elevada em até 100 % pelo uso de gases reativos.

Há diversas vantagens relacionadas ao processo laser, como por exemplo, soldas precisas a temperatura ambiente, soldas em materiais de baixa soldabilidade (titânio), não utiliza eletrodo, baixo calor imposto que reduz empenamento e distorções, possibilidade de empregar elevada velocidade de soldagem possibilitando alta produtividade, execução de soldagem em qualquer posição e não utiliza câmaras de vácuo. Portanto, o processo LBW apresenta vantagem econômica em relação ao processo EBW pela utilização de equipamento mais simples, de menor dimensão e de menor custo operacional.

Portanto, sua flexibilidade faz da soldagem LBW, um processo largamente utilizado para soldar diversos componentes industriais ^(34,37,38).

3.4 Soldagem EBW e LBW dos aços maraging

Em aplicações específicas deseja-se que as deformações provenientes do calor imposto (aporte de calor) durante a realização das soldas sejam as menores possíveis, e por este motivo é necessário utilizar processos de soldagem que possibilitem grandes profundidades de penetração com baixas deformações, reduzindo empenamentos e ZAC. Os processos EBW e LBW são os mais indicados para estas aplicações e são os processos que apresentam resultados semelhantes quando utilizados.

No estudo realizado por Petrov ⁽³⁹⁾, foi apresentada uma metodologia de cálculo do calor imposto (aporte de calor) na solda, utilizando os processos EBW e LBW, bem como foram fornecidos os valores de rendimento mais utilizados para ambos processos de soldagem. De acordo com dados da literatura os valores de rendimento para o processo laser variam de 0,2 a 0,6 ⁽⁴⁰⁾ e o valor de rendimento para o processo por feixe de elétrons é 0,8-0,9 ⁽³⁹⁾.

O calor imposto (Q) é a quantidade de energia (J) que é transferida para a amostra soldada por uma fonte de energia (feixe de elétrons/laser) por unidade de comprimento (cm) e é calculado pelas equações:

$$Q = \frac{P_{líquida}}{V} \quad (1)$$

$$P_{líquida} = \eta \cdot P_{fornecida} \quad (2)$$

Onde:

$P_{líquida}$ = Potência fornecida ao substrato (peça) (W);

V = Velocidade de soldagem (cm/s);

$P_{fornecida}$ = Potência fornecida por uma fonte de potência (W);

η = Coeficiente de eficiência de energia transferida e que define a quantidade de potência transferida da fonte de potência para a amostra soldada.

Em seu estudo, Petrov ⁽³⁹⁾ utilizou um feixe de elétrons com potência variando de 2,3 a 4 kW e velocidade de soldagem variando de 1 cm/s a 3 cm/s. O laser de CO₂ empregado tinha potência e velocidade de soldagem variando de 9 a 32 kW e 2,5 cm/s a 8,3 cm/s respectivamente. Foram soldadas e obtidas amostras para ensaios de impacto usando o aço 18MND5 utilizado em vasos de pressão de reatores nucleares. Foi identificado que os parâmetros dos processos feixe de elétrons e laser podem ser otimizados durante a soldagem, de forma a obter o valor máximo de eficiência na fusão e que as amostras para o ensaio de impacto apresentaram bons resultados para ambos os processos de soldagem.

Na soldagem dos aços maraging em razão dos elementos de liga Ti e Al (presentes na composição química dos aços maraging) reagirem rapidamente com o nitrogênio e o oxigênio do ar, há restrição quanto ao processo de soldagem. Este problema pode ser eliminado usando o processo EBW, onde as soldas são realizadas em alto vácuo, reduzindo os problemas de oxidação e contaminação da poça de fusão ⁽⁴¹⁾.

Na literatura estão apresentados estudos sobre a soldagem dos aços maraging 250, 300 e 350 utilizando o processo EBW ^(17, 42, 43). Nestes estudos foram investigadas a origem e a influência do magnetismo residual do processo EBW nos aços maraging, a microestrutura, dureza na ZAC além da distribuição de tensões residuais em juntas do aço maraging.

Observou-se que para evitar a deflexão do feixe sobre a junta soldada, chapas com espessuras ≤ 1 mm exigem cuidado extra, sendo necessário checar cada componente quanto ao magnetismo residual antes da realização da soldagem. Para garantir que a deflexão do feixe sobre a junta soldada seja mínima, os componentes precisam ser desmagnetizados mediante exposição a campos magnéticos alternados sendo necessário que, após a soldagem os componentes passem por um controle de qualidade rígido verificando o resultado obtido.

De-feng e colaboradores ⁽⁴²⁾ ao estudarem a microestrutura e dureza na ZAC do aço maraging 250 observaram que, a microestrutura apresenta morfologia tipicamente dendritica pela existência de elevado gradiente de temperaturas proveniente da alta densidade de potência do feixe. Verificou-se que a ZAC e a zona de fusão (ZF) são simétricas e que na ZF as tensões residuais são compressivas.

Observaram ainda que, a alta densidade de potência do processo EBW provoca um elevado gradiente de temperatura na solda e proporciona uma ZF com diversas morfologias. Em regiões adjacentes a ZF, a temperatura alcançada durante a soldagem pode chegar próxima ao ponto de fusão do material, provocando alteração em estado sólido da microestrutura da ZAC.

Na interface entre a ZF e a ZAC os grãos formados crescem de forma epitaxial. O tamanho de grão na ZAC diminui conforme, aumenta a distância da ZF, em razão da menor temperatura alcançada. O tamanho de grão próximo a ZF é de aproximadamente 45 μm comparado a 20 μm obtido a uma distância de 0.5 mm da linha de fusão ⁽⁴²⁾.

Na análise metalográfica da região soldada realizada por De-feng e colaboradores ⁽⁴²⁾ observam-se três regiões diferentes, sendo que, na região com maior aquecimento (ZF) a dureza é menor quando comparada com o MB. Essa característica é provocada pela austenitização completa, pela alta temperatura, que facilita o crescimento dos grãos austeníticos e se transformam em martensita no resfriamento, provocando eliminação dos efeitos conseguidos no endurecimento por precipitação. Ocorre elevação da dureza com o aumento da distância da linha de fusão, enquanto diminui o tamanho de grão.

Na soldagem laser, Abdalla, A. J. e colaboradores ⁽⁴⁴⁾, compararam as juntas executadas com um laser de fibra de 2 kW de potência média em três aços de alta resistência, sendo um deles o aço maraging 300. Neste estudo empregou-se o aço maraging 300, como substituto ao aço 300M no envelope do motor de veículos lançadores de satélites do Programa Espacial Brasileiro. As chapas soldadas tinham espessura em torno de 2,5 mm. Em consequência da alta concentração de calor do processo LBW ocorre elevada penetração na ZF e pequena ZAC no MB.

3.5 Tratamentos térmicos

Algumas propriedades mecânicas dos aços maraging, como por exemplo, limite de resistência e dureza são aumentadas com a realização de tratamento térmico, em especial o tratamento térmico de envelhecimento,

possibilitando a obtenção de matriz martensítica revenida com a presença de precipitados.

Para que seja realizado um tratamento térmico de envelhecimento, a matriz martensítica dos aços maraging tem de ser inicialmente submetida ao tratamento térmico de solubilização, a temperatura de 820 °C durante uma hora para que ocorra dissolução de precipitados e alívio de tensões residuais, oriundas dos processos de conformação mecânica. O resfriamento deve ser realizado até a temperatura ambiente visando à obtenção de uma estrutura totalmente martensítica e sem a ocorrência de precipitação ⁽⁴⁵⁾.

O endurecimento mediante tratamento térmico de envelhecimento dos aços maraging, normalmente é realizado em um intervalo de 3 a 6 horas à temperatura de 480 °C com posterior resfriamento ao ar ^(1,9,16,46,47).

As reações de precipitação causadoras do envelhecimento acontecem em velocidades muito mais rápidas que as reações de reversão da martensita para produzir austenita e ferrita, causando, portanto, aumento considerável na resistência mecânica e elevação da dureza antes da ocorrência da transformação de fase ^(16,48).

As reações de precipitação ocorrem dentro das ripas de martensita e preferencialmente sobre discordâncias, produzindo uma precipitação fina e distribuída de forma uniforme nestas regiões.

O elemento de liga que tem o maior efeito endurecedor é o molibdênio pela formação de Ni_3Mo seguido pelo titânio pela precipitação de Ni_3Ti que possui estrutura hexagonal ^(16,48).

Na TAB. 3, são indicadas as fases endurecedoras nos aços maraging, bem como o local de precipitação.

A utilização de temperaturas muito elevadas ou de tempos demasiadamente longos durante o tratamento térmico de envelhecimento, faz com que haja a perda de dureza pelo super envelhecimento, que proporciona a reversão da martensita para austenita (podendo chegar a uma quantidade substancial em torno de 50 %) e pelo aumento do tamanho dos precipitados ^(16,48).

Os precipitados (carbonetos e nitretos), encontrados nos aços maraging do tipo Ti (C, N) podem ser responsáveis pela inicialização de trincas mediante a quebra de suas partículas. Uma forma de melhorar a tenacidade do material é pela redução dos teores de carbono e nitrogênio no material.

TABELA 3: Fases e estruturas endurecedoras nos aços maraging.

Fase	Estrutura	Ocorrência
Ni ₃ Mo	Ortorrômica	Normal no 18Ni(250)
η-Ni ₃ Ti	Hexagonal ordenada	Alto grau de Ti 18Ni(350)
Ni ₃ V	Hexagonal compacta	Com 7% de V
Ni ₃ W	Ortorrômica	Com 7% de W
Fe ₂ (Mo,Ti)	Tipo de laves Hexagonal	Alto grau de Mo e Ti
σ-FeMo	Tetragonal	Baixo Ni, Alto Mo
σ-FeTi	Cúbica	Baixo Ni, Alto Ti
μ-Fe ₇ Mo ₆	Hexagonal	Baixo Ni, Altos Cr e Mo
R-(Mo-Cr-Ni)	Hexagonal rômica	Ligas Ni-Co-Mo-Cr
x-(Fe-Cr-Mo)	Cúbica de corpo centrado	Ligas Ni-Co-Mo-Cr

Fonte: Decker, R. F. e colaboradores ⁽⁵⁾.

Estudos realizados por Peters e colaboradores ⁽⁴⁹⁾ no aço maraging 250, mostraram que o endurecimento dos aços maraging é muito rápido e está relacionado a alta densidade de discordâncias na matriz martensítica. No tratamento térmico de envelhecimento a temperatura de 460 °C do aço maraging previamente solubilizado, foi verificado um aumento rápido de dureza passando de 283 a 428 HV no intervalo aproximado de três minutos de envelhecimento.

O valor de dureza aumenta gradativamente, alcançando o valor máximo de 558 HV após três horas de duração do tratamento térmico. O alto grau de supersaturação do soluto e a nucleação heterogênea nas discordâncias são responsáveis pela rápida resposta do endurecimento ⁽⁴⁹⁾.

Jian An e colaboradores ⁽⁵⁰⁾ observaram que houve um aumento nos valores dureza na ZAC e ZF de juntas soldadas, após tratamento térmico de envelhecimento na faixa de temperaturas entre 420 e 460 °C e aumento de algumas propriedades mecânicas. O perfil de dureza apresentou uma distribuição na forma de “W” e observou-se que os valores de dureza na ZF variaram entre 360 e 365 HV, estando aproximadamente, 100 HV mais baixo, quando comparado ao valor de dureza do MB. Os menores valores de dureza obtidos foram na ZAC, onde o menor valor foi de aproximadamente 320 HV. Segundo o autor, este fenômeno

está relacionado a formação de uma pequena quantidade de austenita revertida durante a soldagem a laser.

De acordo com Abdalla e colaboradores ⁽⁴⁴⁾, os tratamentos térmicos são benéficos para aumentar a homogeneidade das estruturas dos aços soldados pelo processo LBW, e após o tratamento térmico de envelhecimento há um aumento de dureza na região soldada e na ZAC do aço maraging 300, pela formação de precipitados aumentando assim a resistência mecânica da junta soldada.

Foi verificado que após a realização das soldas pelo processo LBW, houve formação de dendritas e austenita revertida identificadas por regiões brancas após a realização de caracterização microestrutural ⁽⁴⁴⁾. A austenita revertida é mais macia em relação a martensita, portanto com menor valor de dureza ⁽⁵¹⁾.

3.6 Ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos têm como objetivo verificar o comportamento de componentes ou materiais sujeitos a esforços específicos, seus limites físicos e determinar suas propriedades mecânicas ⁽⁵²⁾. As propriedades mecânicas dos materiais são analisadas por ensaios padronizados que reproduzem o mais fielmente possível as condições em serviço. Estes ensaios podem ser destrutivos, onde há a inutilização parcial ou total da peça, ou não-destrutivos onde a integridade da peça é mantida ^(52, 53).

Dentre os fatores a serem considerados nos ensaios incluem-se a natureza da carga aplicada, podendo ser de tração, compressão ou cisalhamento e da velocidade de aplicação dessa carga, podendo ser suficientemente lenta, induzindo a uma sucessão de estados de equilíbrio (estático) ou de forma rápida ou ciclicamente (dinâmico) ao longo do tempo ⁽⁵³⁾. O tempo de aplicação pode variar de uma fração de segundo a um período de muitos anos. Um fator também a ser considerado são as condições ambientais onde a temperatura é um fator de grande importância ⁽⁵²⁾.

O conhecimento das propriedades mecânicas dos materiais, o que elas representam e como são medidas, são essenciais para a realização de um bom projeto, a fim de que não ocorram níveis inaceitáveis de deformação e/ou falhas em serviço, ou até o encarecimento do produto em função do superdimensionamento de componentes ⁽⁵²⁾.

Os ensaios mecânicos de cisalhamento e dureza, são essenciais para avaliar as propriedades mecânicas das amostras soldadas e compara-las com as propriedades mecânicas obtidas nas amostras soldadas por outros processos ou com o MB, verificando a viabilidade de determinados processos.

3.6.1 Ensaio de cisalhamento

Parra, B. S.⁽⁵⁴⁾ estudou as propriedades mecânicas de juntas sobrepostas em uma liga de Al 6181-T4 soldadas por fricção por pontos. Seu objetivo era comparar a resistência dos corpos de prova e a repetibilidade das soldas em termos de resistência mecânica. Neste estudo, foram utilizadas 45 amostras no total em 15 condições diferentes. A realização do ensaio mecânico foi necessária para fornecer os dados sobre a resistência mecânica, visando avaliar os modos de fratura e possibilitar concluir que alguns dos parâmetros utilizados foram capazes de produzir juntas de alta resistência mecânica no ensaio de cisalhamento.

Na FIG. 4, é apresentado um esquema da amostra com a utilização de calços submetida ao ensaio de cisalhamento.

Fonte: Parra, B. S.⁽⁵⁴⁾

FIGURA 4: Esquema da amostra submetida ao ensaio de cisalhamento.

As amostras foram confeccionadas sem defeitos, tais como, falta de preenchimento ou contornos pontuais que poderiam ser nucleadores de trincas quando em solicitação mecânica.

3.6.2 Ensaio de dureza Vickers

De-feng e colaboradores ⁽⁴²⁾ ao estudarem o aço maraging 250, observaram a presença de diversas regiões na junta soldada. Foi identificado que, na interface da linha de fusão com a zona sobreaquecida, a dureza foi menor em relação a dureza do MB e que a região com o menor valor de dureza foi a ZF com 330 HV. Verificou-se uma zona de transição na ZAC, onde a microestrutura foi parcialmente recristalizada e austenitizada, diminuindo a dureza, além de uma região com alta dureza de até 630 HV favorecida pela formação de martensita revenida e também pela manutenção do tamanho de grão.

Essa redução da dureza foi ocasionada pelo aquecimento nestas regiões que provocou a reversão da fase martensítica revenida e dissolução de precipitados. Na FIG. 5 observam-se os valores de dureza de acordo com as respectivas áreas da ZAC.

Fonte: De-feng e colaboradores (modificado) ⁽⁴²⁾

FIGURA 5: Distribuição de microdureza Vickers em relação à distância da ZF.

Drapier, J. M. e colaboradores ⁽⁴⁶⁾ ao estudarem um aço maraging modificado, concluíram após a realização de um tratamento térmico de solubilização a 815 °C por uma hora, seguido de tratamentos térmicos de

envelhecimento com temperaturas e tempos variados, que o material alcançou o valor de dureza máxima (840 HV) na condição de envelhecimento a 480 °C por quatro horas.

Abdalla, A. J. e colaboradores ⁽⁴⁴⁾ realizaram após a soldagem a laser, um tratamento térmico de envelhecimento a 480 °C por duas horas, no aço maraging 300 visando o aumento de resistência mecânica, recuperação e elevação dos valores de dureza da ZF e MB. Foi identificado que aconteceu uma redução de dureza na ZF, aumento de dureza na ZAC, em especial pelo processo de precipitação de carbonetos e nova redução de dureza até alcançar o valor de dureza do MB em regiões mais afastadas da solda. A realização de tratamento térmico foi benéfica para trazer maior homogeneidade à microestrutura do aço maraging 300 soldado a laser.

3.7 Relação entre as características microestruturais e propriedades mecânicas em juntas de aços maraging

A microestrutura formada ⁽⁴⁷⁾ numa junta soldada está diretamente ligada a composição química do MB, ao processo e aos parâmetros de soldagem empregados e as condições de tratamento térmico que o material foi submetido. A modificação da microestrutura provoca alteração de propriedades mecânicas da junta soldada.

Os efeitos dominantes no aumento das propriedades mecânicas estão ligados aos seguintes aspectos microestruturais: aumento da porcentagem volumétrica dos precipitados endurecedores, diminuição dos seus tamanhos e dos espaçamentos existentes entre eles aumentando o endurecimento pelo mecanismo de Orowan e a presença de fase favorável em termos de resistência mecânica ^(5,55).

Lee, D.G. e colaboradores ⁽⁵⁶⁾, indicaram em seu trabalho, que ao submeter uma junta soldada de um aço maraging com 18 % de níquel ao tratamento térmico de envelhecimento, na temperatura de 510 °C pelo período de três horas, houve um aumento das propriedades mecânicas do material, em relação ao material sem tratamento térmico.

Rooyen van, C. e colaboradores ⁽⁵⁷⁾ realizaram uma comparação entre o processo laser de CO₂ e Nd:YAG, com o objetivo de avaliar o efeito da austenita

revertida formada após tratamento térmico de envelhecimento, realizado após a soldagem, no tempo de três horas a 480 °C.

O estudo foi realizado no aço maraging 250 e as juntas utilizadas foram do tipo sobreposta e de topo com espessura de 1,2 mm. Foram realizados ensaios de tração nas amostras onde foi detectado que, nas amostras soldadas com o laser de CO₂, o alto calor imposto resultou em uma alta fração de austenita revertida, o que reduziu as propriedades mecânicas em relação ao laser de Nd:YAG.

Segundo o autor, a quantidade de austenita revertida parece não ter uma influência significativa na dureza do metal soldado, mas modificou as propriedades de tração da junta soldada, em especial pela baixa resistência mecânica desta fase.

A presença de contaminantes e o desalinhamento entre os MB da junta soldada tem influência significativa na integridade da solda, e é necessário que haja um balanço no tratamento térmico de envelhecimento pós soldagem para produzir o endurecimento por precipitação desejado e evitar a formação de níveis excessivos de austenita revertida.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O MB utilizado neste trabalho foi o aço maraging 350 ASTM A 538 Grade C, cuja composição química está apresentada na TAB. 4.

TABELA 4: Composição química do aço maraging 350.

Composição Química (% em massa)								
C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Mo	Ni
0,005	0,04	0,02	< 0,005	0,0012	11,99	0,04	4,96	18,21
Cu	Ti	Al	B	Zr	Ca	N	O	Fe
0,02	1,274	0,076	0,0013	0,007	< 0,001	0,001	< 0,001	bal

Fonte: Certificado - Villares Metals

A matéria prima para a fabricação das amostras foi obtida a partir de barras cilíndricas com diâmetro de aproximadamente 140 mm, inicialmente forjadas e laminadas com posterior tratamento térmico de recozimento. De acordo com o certificado de fornecimento do material, há uma pequena variação de composição química e também do tamanho de grão entre as direções longitudinal e transversal da barra. O tamanho de grão ASTM encontrado para a direção longitudinal variou entre os números de 4 a 7 e para a direção transversal a variação dos números de grão ASTM foi de 6 a 8. O valor de dureza especificado no certificado para a condição solubilizada variou de 34 a 35 HRC e de 59 a 60 HRC para a condição envelhecida.

Foram realizados diversos processos de usinagem nas amostras de 140 mm de diâmetro para a obtenção da geometria na forma de pequenas placas. As amostras foram obtidas nas duas direções da barra (longitudinal e transversal). Na FIG. 6a é apresentado o material de partida e na FIG. 6b a operação de corte de tarugos para as amostras longitudinais.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 6: Etapas utilizadas para a confecção dos corpos de prova longitudinais. (a) barra bruta de maraging 350, (b) corte da barra na serra de fita.

Nas FIG. 7a e 7b estão mostradas as etapas de fresamento do bloco de seção cilíndrica para geometria de seção retangular, visando a fabricação de amostras longitudinais na dimensão de 60x70 mm.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 7: Etapas: (a) fresamento do bloco, (b) bloco pronto para ser fatiado (cortado por eletro erosão a fio).

Nas FIG. 8a e 8b são mostradas o processo de obtenção de amostras por eletro erosão a fio cortadas nas dimensões de 30x70x1,2 mm.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 8: Etapas de corte por eletro erosão a fio para a confecção das amostras longitudinais. (a) corte, (b) amostras prontas para posterior retífica.

Na FIG. 9a é mostrada uma peça de 140 mm de diâmetro e espessura de 15 mm utilizada para fabricar as amostras da direção transversal. Esta peça foi obtida à partir do material bruto. Na FIG. 9b observa-se o corte da peça por eletro erosão a fio.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 9: Etapas utilizadas para a confecção das amostras transversais. (a) barra de aço maraging 350, (b) corte da barra na eletro erosão a fio.

Nas FIG.10a e 10b são mostradas as amostras de aço maraging 350 da seção transversal, obtidas no equipamento de eletro erosão a fio. Posteriormente

a esta etapa, as amostras passaram por um processo de retífica, com o objetivo de planificá-las e reduzir suas espessuras até 0,78 e 1,00 mm.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 10: (a) barra fatiada, (b) amostra nas dimensões de 30x70x1,2 mm.

As amostras foram retificadas para a obtenção de duas espessuras diferentes, respectivamente, 0,78 e 1,00 mm conforme FIG. 11. Posteriormente as amostras foram lixadas lateralmente para eliminar possíveis rebarbas e posicionadas para a realização da soldagem.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 11: Processo de retifica para obtenção das chapas nas espessuras de: (a) 0,78 mm e (b) 1,00 mm nas direções longitudinal e transversal da barra.

A junta utilizada foi sobreposta e os MB (aço maraging 350) possuem espessuras diferentes, respectivamente, de 1,00 mm (placa superior) e 0,78 mm (placa inferior). Esta configuração de montagem da junta, tendo a chapa de maior espessura sobre a chapa de menor espessura, está relacionada aos requisitos do projeto. Condições estabelecidas no projeto definiram uma profundidade de penetração mínima de solda de 1,2 mm, conforme indicado na FIG. 12.

Fonte: Autor

FIGURA 12: Representação esquemática das dimensões da junta em aço maraging 350 e da profundidade de penetração mínima desejada em [mm].

4.2 Processo de soldagem por feixe de elétrons

Nas soldas realizadas com o processo EBW foi utilizado um equipamento com as seguintes características gerais: tensão máxima de 150 kV, corrente máxima de feixe de 100 mA, potência de 494 W, comprimento linear de soldagem de até 500 mm e um sistema que opera em 3 eixos (x, y, a) comandados por controle numérico (CNC).

Neste processo de soldagem, existe um procedimento aprovado para a realização das soldas, portanto, possui um conjunto de parâmetros previamente definidos. Os parâmetros utilizados nesta soldagem estão mostrados na TAB. 5.

TABELA 5: Parâmetros utilizados para a soldagem pelo processo EBW.

Configurações da máquina	Parâmetros
Potência (W)	494
Tensão (kV)	130
Corrente do feixe (mA)	3,8
Oscilação do feixe (mm)	0,30
Frequência de oscilação do feixe (Hz)	250
Distância focal do feixe (mA)	2676
Velocidade (mm/s)	28

Fonte: Autor

Na FIG. 13 observa-se a montagem das amostras no dispositivo de fixação. Para evitar a existência de um espaço entre as chapas superior e inferior, durante o posicionamento das amostras foi utilizado um dispositivo de fixação que, evita a formação deste espaço, garante a precisão da junta e consequentemente, a qualidade das soldas realizadas.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 13: Dispositivo utilizado para a fixação das amostras a serem soldadas pelo processo EBW. Amostras nas direções: (a) longitudinal e (b) transversal da barra.

4.3 Processo de soldagem a laser

As soldas com o processo LBW foram realizadas em um laser de estado sólido de onda contínua guiado por fibra – TruDisk 1000 da empresa TRUMPF, que combina as vantagens de um laser de estado sólido com o laser de diodo. O laser de diodo, como fonte de bombeamento, proporciona a energia de excitação e garante uma elevada eficiência. O disco (meio ativo), como um laser de estado sólido, assegura uma elevada qualidade do feixe.

A soldagem a laser usada nestas amostras não possuía parâmetros definidos. Assim foram realizados testes com diversos parâmetros de soldagem. Os critérios desejados para a definição dos parâmetros de soldagem foram: profundidade de penetração mínima de solda de 1,2 mm na junta sobreposta e a obtenção de um cordão de solda sem descontinuidades em sua superfície. Os parâmetros de soldagem estão mencionados na TAB. 6 e foram selecionados em razão das exigências terem sido atendidas. Foram obtidas no total 16 amostras, sendo 7 amostras soldadas para a direção longitudinal, 8 amostras soldadas para a direção transversal e uma amostra da direção longitudinal utilizada como amostra teste.

O gás de proteção utilizado para a realização das soldas foi ar atmosférico na vazão de 35 l/min.

TABELA 6: Parâmetros utilizados para a soldagem pelo processo LBW.

Configurações da máquina	Parâmetros
Potência (W)	800
Ângulo de incidência do feixe (°)	90
Frequência (Hz)	Onda contínua
Distância focal do feixe (mm)	- 3
Velocidade (mm/s)	33

Fonte: Autor

Nas FIG. 14 e 15 é mostrado o arranjo usado para a realização das soldas com o processo laser. Observa-se que, como no processo EBW foi utilizado

um dispositivo de fixação das amostras, evitando que durante o posicionamento fosse formado um espaço entre as chapas superior e inferior, o que prejudicaria a qualidade das soldas realizadas e invalidaria as amostras.

Nas FIG. 14a e 14b é observado o dispositivo utilizado para a fixação das amostras, enquanto nas FIG. 15a e 15b é verificado o cabeçote do equipamento de soldagem laser e uma amostra teste soldada.

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 14: Apresentação do dispositivo para a fixação das amostras (a) e (b).

(a)

(b)

Fonte: Autor

FIGURA 15: (a) cabeçote de soldagem laser e (b) a amostra teste soldada para determinação da penetração.

4.4 Tratamento térmico

O tratamento térmico de envelhecimento em algumas amostras soldadas foi realizado a $(500 \pm 5) ^\circ\text{C}$, em um forno tipo mufla durante 6 horas com posterior resfriamento ao ar. Foram tratadas no total 15 amostras soldadas pelo processo LBW e 10 amostras soldadas pelo processo EBW. Tanto a temperatura, quanto a duração do ensaio foram obtidas no certificado do fornecedor do material.

A medição da temperatura e do tempo de duração do tratamento térmico, foram realizadas usando o equipamento TM 200, com uma sonda do tipo módulo termopar 4 vias que foi inserido na região central do forno. Acredita-se que nesta região as variações de temperatura são menores quando comparadas as extremidades do forno.

Na FIG. 16 é apresentado o gráfico temperatura x tempo obtido à partir dos dados gerados durante a realização do tratamento térmico.

Fonte: Autor

FIGURA 16: Representação do ciclo de tratamento térmico de envelhecimento (temperatura $^\circ\text{C}$ x tempo em horas) realizado nas amostras soldadas pelos processos EBW e LBW.

4.5 Ensaios mecânicos

4.5.1 Ensaio de cisalhamento

As amostras para os ensaios de cisalhamento foram obtidas de acordo com a norma ASTM E8/E8M ⁽⁵⁸⁾, visando padronização dos resultados. Em

consequência do material empregado para a realização dos ensaios estar na forma de barras houve uma limitação em relação ao tamanho das amostras, sendo confeccionadas no tamanho “subsize” da norma. As amostras soldadas foram cortadas nas dimensões padronizadas, utilizando um equipamento de eletro erosão a fio.

O equipamento utilizado para a realização dos ensaios foi uma máquina servo-hidráulica MTS 5500R, com célula de carga com capacidade de 150 kN e velocidade do ensaio de 0,5 mm/min.

A diferença de espessura existente entre as chapas superior e inferior fez com que a amostra teste tivesse seu resultado invalidado, uma vez que, a amostra se abriu pelo surgimento de uma força perpendicular ao eixo das garras fazendo com que houvesse um rasgamento do material, conforme pode ser verificado na FIG. 17.

Fonte: Autor

FIGURA 17: Detalhe da abertura da amostra sem a chapa compensadora de desalinhamento durante a realização do ensaio de cisalhamento.

Desta forma foi verificada a necessidade de colocar um anteparo (chapa compensadora) nas extremidades das amostras, para compensar este desalinhamento. Na FIG. 18 observam-se as amostras com os locais de colocação dos anteparos indicados por setas em vermelho.

Fonte: Autor

FIGURA 18: Amostras soldadas com a colocação de anteparos.

Na FIG. 19 observam-se algumas amostras soldadas pelo processo EBW segundo condições de estudo determinadas neste trabalho, com as respectivas chapas compensadoras de desalinhamento (anteparo) fixadas nas amostras.

Fonte: Autor

FIGURA 19: Amostras soldadas por EBW. Transversais (a) Solubilizadas e (b) Envelhecidas; Longitudinais (c) Solubilizadas e (d) Envelhecidas.

Na realização do ensaio de cisalhamento, foram utilizadas 30 amostras soldadas pelo processo LBW, sendo 15 amostras na condição solubilizada e 15 na condição envelhecida e 20 amostras soldadas para o processo EBW sendo 10 amostras na condição solubilizada e 10 na condição envelhecida.

As tensões de cisalhamento foram obtidas à partir da relação da força (N) aplicada pela área resistente da solda (mm^2). Neste caso, a área resistente da solda foi determinada pela largura da amostra (mm) vezes a largura do cordão de solda (mm) no contato entre as chapas, obtida por meio das imagens obtidas por Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

Na FIG. 20 são observadas todas as amostras soldadas pelo processo LBW. Estas amostras foram identificadas e cortadas no tamanho “subsize” com as respectivas chapas compensadoras de desalinhamento (anteparo) fixadas nas amostras. As amostras submetidas ao envelhecimento apresentaram a superfície mais escura em razão da oxidação superficial provocada durante o tratamento térmico.

Fonte: Autor

FIGURA 20: Amostras soldadas pelo processo LBW. (a) Longitudinais Solubilizadas e Envelhecidas e (b) Transversais Solubilizadas e Envelhecidas

4.5.2 Ensaio de dureza Vickers

As medidas de dureza Vickers foram realizadas em todas as amostras com base na norma ASTM E 384 ⁽⁵⁹⁾ usando um durômetro, marca Future-tech, modelo LV-700AT com capacidade de 0,3 a 30 kgf. Foi utilizada carga de 1kgf (9,807 N) com tempo de penetração de 10 segundos e ambiente controlado sob temperatura de $(20 \pm 2) ^\circ\text{C}$. Respeitando a indicação da norma, as medidas de dureza foram realizadas na FACE e na RAIZ da solda numa distância de 0,200 mm das extremidades superior e inferior da superfície da solda. Foram realizados 12 pontos de dureza em cada região da amostra (FACE e RAIZ) e esta quantidade está de acordo com a norma que indica um mínimo de cinco pontos por região, totalizando 960 marcações de dureza realizadas. As distâncias entre os pontos foram definidas respeitando a distância de duas e meia vez a diagonal, conforme indicações desta norma.

O propósito deste ensaio foi avaliar a variação da dureza do material nas condições solubilizado e envelhecido, bem como verificar se há diferenças de dureza entre as direções longitudinal e transversal do material.

O equipamento foi aferido usando padrão de referência. A padronização das distâncias entre as marcações de dureza foi elaborada com base em desenho esquemático de modo a abranger todas as zonas do material, conforme indicado na FIG. 21. Os pontos sem preenchimento de cor representam marcações realizadas no MB.

Fonte: Autor

FIGURA 21: Representação do esquema utilizado para a realização das marcações realizadas no MB, ZAC e ZF.

4.6 Preparação e caracterização microestrutural

Após a realização das soldas, as amostras foram preparadas por técnicas metalográficas que envolveram operações de: corte na seção transversal da junta, lixamento e polimento, ataques químicos para revelar as regiões da ZF e ZAC e ataque eletrolítico para revelar a microestrutura do MB. Para os ataques químicos foi utilizado nital a 5 % e solução aquosa contendo 10 g de metabissulfito de potássio e 15 g de bissulfito de sódio. Para o ataque eletrolítico foi utilizada solução aquosa com 10 g de ácido crômico e amperagem de 1 A.

Após a preparação metalográfica, as amostras foram caracterizadas por microscopia óptica com analisador de imagens Zeiss modelo Axio Imager A1, utilizando-se o recurso de luz polarizada e campo claro, sendo observadas as regiões com as respectivas microestruturas das juntas soldadas. Foram medidas as dimensões da ZF (largura e profundidade de penetração do cordão), bem como, a largura da ZAC.

Com o objetivo de avaliar se houve perda dos elementos de liga Ti, Mo e Al na ZF foi realizada a caracterização microestrutural e análise química semi quantitativa por microscopia eletrônica de varredura, usando espectrometria de energia dispersiva (MEV/EDS) nas juntas soldadas pelos processos EBW e LBW nas direções transversal e longitudinal da barra. Foram analisadas três regiões distintas da ZF e duas regiões da ZAC conforme FIG. 22 e 23.

Fonte: Autor

FIGURA 22: Análise por MEV/EDS das regiões distintas da ZF e ZAC nas amostras (a) transversal e (b) longitudinal do processo EBW.

Fonte: Autor

FIGURA 23: Análise por MEV/EDS das regiões distintas da ZF e ZAC nas amostras (a) transversal e (b) longitudinal do processo LBW.

Na FIG. 24 é observado o analisador de imagens Zeiss modelo Axio Imager A1 e na FIG. 25 o equipamento inspect s 50 da marca FEI utilizado para a realização da análise por EDS e obtenção das imagens.

Fonte: Autor

FIGURA 24: Analisador de imagens Zeiss modelo Axio Imager A1.

Fonte: Autor

FIGURA 25: Equipamento inspect S50 da marca FEI para realização de MEV e EDS.

4.7 Metodologia para análise estatística dos resultados obtidos

Foi realizado um teste de hipótese para a análise dos resultados dos ensaios experimentais. Este teste consiste da definição de hipóteses sobre os parâmetros de uma distribuição de probabilidade, onde duas hipóteses são possíveis quando as populações têm distribuições consideradas como normais e desconhecidas como é o caso deste estudo ^(60,61,62).

$H_0: \bar{y}_1 = \bar{y}_2$ (hipótese nula)

$H_1: \bar{y}_1 \neq \bar{y}_2$ (hipótese alternativa)

Onde $\bar{y}_1$ e $\bar{y}_2$ são as médias de duas amostras distintas.

Este procedimento consiste em analisar uma amostra aleatória mediante um teste estatístico apropriado e desta forma, rejeitar ou não a hipótese nula. Esta rejeição baseia-se num conjunto de valores denominado região crítica ou região de rejeição.

Se a hipótese nula é rejeitada quando na realidade é verdadeira, comete-se um erro do tipo I. Se por outro lado, a hipótese nula é falsa e não é rejeitada pelo

teste, comete-se um erro do tipo II. As probabilidades destes erros ocorrerem são dadas respectivamente por α e β .

O procedimento normalmente adotado no teste de hipóteses é a definição de um valor para a probabilidade de erro do tipo I (α) também denominado de nível de significância do teste, definindo-se um valor ligeiramente inferior para a probabilidade de erro tipo II (β) também conhecido como risco.

Supondo que as variâncias são iguais e desconhecidas, o teste estatístico (t_0) utilizando uma distribuição (t) de duas amostras é calculado como:

$$t_0 = \frac{\bar{y}_1 - \bar{y}_2}{S_p \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}} \quad (3)$$

Onde n_1 e n_2 são respectivamente os tamanhos das duas amostras e S_p é o desvio padrão.

A variância das populações S_p^2 é estimada conforme equação 4.

$$S_p^2 = \frac{(n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2}{n_1 + n_2 - 2} \quad (4)$$

Onde S_1^2 e S_2^2 são as variâncias das duas amostras.

Para que o teste estatístico (t_0) apresente-se como uma distribuição (t), o número de graus de liberdade (v) deve ser calculado conforme equação 5.

$$v = n_1 + n_2 - 2 \quad (5)$$

Para definir se a hipótese nula deve ser rejeitada, deve-se comparar o teste estatístico (t_0) com o valor da distribuição (t) com (v) graus de liberdade. Se $|t_0| > t_{\frac{\alpha}{2}, v}$, então H_0 será rejeitada, ou seja, as médias das distribuições relativas as duas amostras são diferentes.

O nível de significância ou erro é o limite que se toma como base para afirmar que um certo desvio é decorrente de acaso ou não. São aceitos como

estatisticamente significativos erros de 5 e 1 %. Se o erro for igual a 5 %, os resultados podem ser 95 % significativos.

Na prática, considera-se satisfatório o limite de 5 % de probabilidade de erro, não sendo significativas as diferenças que tiverem uma probabilidade acima deste limite.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Cálculo do calor imposto (aporte de calor)

Os cálculos do calor imposto (aporte de calor) foram realizados conforme equações (1) e (2) apresentadas anteriormente e os valores estão mostrados na TAB. 7. O valor do coeficiente de eficiência de energia (η) do processo LBW foi fornecido pelo fabricante do equipamento laser utilizado na realização deste trabalho e o valor do coeficiente de eficiência de energia (η) utilizado no processo EBW foi obtido pelo estudo realizado por Petrov ⁽³⁹⁾. Os demais parâmetros estão mencionados nas TAB. 5 e 6 e foram realizadas as devidas transformações de unidades para atender as equações (1) e (2).

TABELA 7: Parâmetros de soldagem e calor imposto calculado conforme equações (1) e (2) nos processos EBW e LBW.

Processo	Parâmetros dos processos de soldagem e calor imposto (Q) (aporte de calor)				
	η	$P_{fornecida}$ (W)	$P_{líquida}$ (W)	V (cm/s)	Q (J/cm)
EBW	0,9	494	444	2,8	158,6
LBW	0,3	800	240	3,3	72,7

Fonte: Autor

Conforme observado na TAB. 7, o valor do aporte de calor do processo EBW é 218 % maior que o aporte de calor no processo LBW.

5.2 Inspeção visual

Antes da realização dos ensaios mecânicos e com base na norma D1.1 da AWS ⁽⁶³⁾ realizou-se uma inspeção visual com lupa (5x) das soldas indicadas nas FIG. 26, 27 e 28 realizadas pelos processos EBW e LBW. Observou-se que a superfície do cordão apresentava aspecto homogêneo, sem oxidação da superfície e não foram verificadas a presença de descontinuidades, tais como, mordeduras, respingos e trincas superficiais na região do cordão de solda.

Fonte: Autor

FIGURA 26: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por feixe de elétrons (Aumento de 5x) sendo (a) direção longitudinal e (b) direção transversal da barra.

Fonte: Autor

FIGURA 27: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por laser (Aumento de 5x) direção longitudinal.

Fonte: Autor

FIGURA 28: Vista da superfície do cordão de solda das amostras soldadas por laser (Aumento de 5x) direção transversal.

5.3 Caracterização mecânica

5.3.1 Ensaio de cisalhamento

Em todas as amostras soldadas, o rompimento dos corpos de prova ocorreu na região da solda, pois era esta, a região de menor área resistente.

Nota-se analisando as imagens que, as curvas se deslocaram umas das outras. Isso aconteceu, pois, em razão da alta dureza do aço maraging 350 (34 a 35 HRC (336 a 345 HV) para a condição solubilizada e 59 a 60 HRC (674 a 697 HV)) para a condição envelhecida houve um escorregamento entre as amostras e as garras do equipamento.

A numeração das amostras foi realizada de forma sequencial respeitando a posição de soldagem.

Na FIG. 29 são mostradas as curvas tensão x deslocamento obtidas no ensaio de cisalhamento para as amostras na direção transversal da barra e soldadas com o processo EBW na condição solubilizada.

Fonte: Autor

FIGURA 29: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais solubilizadas soldadas pelo processo EBW.

Na FIG. 30 são mostradas as curvas tensão x deslocamento obtidas no ensaio de cisalhamento para as amostras na direção longitudinal da barra e soldadas com o processo EBW na condição solubilizada.

Fonte: Autor

FIGURA 30: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais solubilizadas soldadas pelo processo EBW.

Na TAB. 8, são apresentados os valores de área resistente, força, limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para as amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

TABELA 8: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

Direção da barra	Amostra	Área resistente (mm ²)	Força (N)	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	01	2,33	1808	776	0,72
	02	2,32	1663	717	1,00
	03	2,34	1907	815	1,10
	04	2,33	2260	970	1,06
	05	2,33	2083	894	1,01
	Média	2,33 ± 0,01	1944 ± 233	834 ± 99	0,98 ± 0,15
Longitudinal	01	2,32	2199	948	0,65
	02	2,32	2232	962	0,95
	03	2,33	2043	877	1,21
	04	2,34	2139	914	1,00
	05	2,33	2179	935	0,80
	Média	2,33 ± 0,01	2158 ± 73	927 ± 33	0,92 ± 0,21

Fonte: Autor

De posse destes dados e considerando um nível de significância (α) de 5 %, é possível realizar o teste estatístico com base nas equações 3 a 5 mencionadas em materiais e métodos, visando verificar se há diferença de propriedade mecânica entre as direções longitudinal e transversal para as seguintes variáveis: Força (N), limite de resistência ao cisalhamento (MPa) e deslocamento máximo (mm) das amostras soldadas pelo processo EBW na condição solubilizada. Os valores obtidos na aplicação do teste estão na TAB. 9.

TABELA 9: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

Variável	Força	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
$\bar{y}_1$	1944	834	0,98	N; MPa; mm
S_1	233	99	0,15	N; MPa; mm
$\bar{y}_2$	2158	927	0,92	N; MPa; mm
S_2	73	33	0,21	N; MPa; mm
S_p^2	29809	5445	0,03	N ² ; MPa ² ; mm ²
S_p	172,65	73,79	0,18	N; MPa; mm
to	- 1,96	- 1,99	0,53	adimensional
v	8	8	8	adimensional
$ to $	1,96	1,99	0,53	adimensional
$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,31	2,31	2,31	adimensional

Fonte: Autor

Nota-se que os valores obtidos para o teste estatístico $|to|$ são menores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$. Portanto, as médias das distribuições relativas as duas amostras (transversal e longitudinal) são iguais para todas as variáveis, confirmando a hipótese nula (H_0).

Nas FIG. 31 e 32 são apresentadas as curvas tensão x deslocamento obtidas no ensaio de cisalhamento para as direções longitudinal e transversal da barra para as amostras soldadas com o processo EBW e posteriormente submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento.

Fonte: Autor

FIGURA 31: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais envelhecidas soldadas pelo processo EBW.

Fonte: Autor

FIGURA 32: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais envelhecidas soldadas pelo processo EBW.

Na TAB. 10, são apresentados os valores de área resistente, força, limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para as amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

TABELA 10: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

Direção da barra	Amostra	Área resistente (mm ²)	Força (N)	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	01	2,33	2647	1136	0,66
	02	2,33	2705	1161	0,57
	03	2,33	3031	1301	0,65
	04	2,32	2754	1187	0,62
	05	2,34	2993	1279	0,64
	Média	2,33 ± 0,01	2826 ± 175	1213 ± 73	0,63 ± 0,04
Longitudinal	01	2,32	2935	1265	0,50
	02	2,32	2868	1236	0,50
	03	2,33	3031	1301	0,57
	04	2,33	3101	1331	0,60
	05	2,34	2920	1248	0,52
	Média	2,33 ± 0,01	2971 ± 94	1276 ± 39	0,54 ± 0,04

Fonte: Autor

Assim, como na condição solubilizada, os dados das amostras envelhecidas soldadas pelo processo EBW também foram analisados com base, em teste estatístico considerando um nível de significância (α) de 5 %. Os valores alcançados estão apresentados na TAB. 11.

Observa-se que os valores obtidos para o teste estatístico $|t_o|$ são menores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$ para as variáveis força e limite de resistência ao cisalhamento. Portanto, as médias das distribuições relativas as duas amostras (transversal e longitudinal) são iguais para estas variáveis. Para o deslocamento máximo a aplicação do teste estatístico mostrou que as médias das distribuições relativas as duas amostras (transversal e longitudinal) não são iguais, pois contrariam a hipótese nula.

TABELA 11: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo EBW.

Variável	Força	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
$\bar{y}_1$	2826	1213	0,63	N; MPa; mm
S_1	175	73	0,04	N; MPa; mm
$\bar{y}_2$	2971	1276	0,54	N; MPa; mm
S_2	94	39	0,04	N; MPa; mm
S_p^2	19730	3425	0,0016	N ² ; MPa ² ; mm ²
S_p	140,46	58,52	0,04	N; MPa; mm
to	- 1,63	- 1,70	3,56	adimensional
v	8	8	8	adimensional
$ to $	1,63	1,70	3,56	adimensional
$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,31	2,31	2,31	adimensional

Fonte: Autor

Na TAB. 12, são apresentados os valores médios comparativos para ambas as direções da barra. Verifica-se que o limite de resistência ao cisalhamento para as amostras envelhecidas foi em torno de 40 % superior a condição solubilizada, indicando que, com o tratamento térmico de envelhecimento houve um aumento desta propriedade mecânica o que era esperado, em razão da presença de precipitados oriundos do tratamento térmico que dificultam o escorregamento dos planos cristalinos.

TABELA 12: Valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambas direções da barra nos ensaios de cisalhamento para o processo EBW.

Direção da barra	Condição	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	Solubilizada	834 ± 99	$0,98 \pm 0,15$
	Envelhecida	1213 ± 73	$0,63 \pm 0,04$
Longitudinal	Solubilizada	927 ± 33	$0,92 \pm 0,21$
	Envelhecida	1276 ± 39	$0,54 \pm 0,04$

Fonte: Autor

Nas FIG. 33 e 34 são apresentadas as curvas tensão x deslocamento obtidas no ensaio de cisalhamento para as direções transversal e longitudinal da barra para as amostras soldadas com o processo LBW na condição solubilizada.

Fonte: Autor

FIGURA 33: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais solubilizadas soldadas pelo processo LBW.

Fonte: Autor

FIGURA 34: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais solubilizadas soldadas pelo processo LBW.

Na TAB. 13, são apresentados os valores de área resistente, força, limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para as amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

De forma similar a soldagem EBW, as amostras soldadas com LBW e submetidas ao ensaio de cisalhamento apresentaram ruptura na região da junta soldada em razão da menor área resistente do cordão de solda.

TABELA 13: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

Direção da barra	Amostra	Área resistente (mm ²)	Força (N)	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	01	3,03	2279	752	0,73
	02	3,02	2180	722	0,85
	03	3,03	2369	782	0,92
	04	3,02	2057	681	1,06
	05	3,02	2582	855	1,04
	06	3,03	2233	737	0,80
	07	3,03	2279	752	0,73
	08	3,02	2431	805	1,02
	Média	3,03 ± 0,01	2301 ± 161	761 ± 53	0,89 ± 0,14
Longitudinal	01	3,03	2151	710	1,00
	02	3,03	2151	710	1,11
	03	3,03	2372	783	0,85
	04	3,02	2205	730	0,97
	05	3,02	2032	673	1,45
	06	3,02	2117	701	1,31
	07	3,03	2066	682	1,25
	Média	3,03 ± 0,01	2157 ± 111	713 ± 36	1,13 ± 0,21

Fonte: Autor

Assim como no processo EBW, os dados obtidos no ensaio de cisalhamento do processo LBW (condição solubilizada), foram analisados estatisticamente para verificar se há ou não, diferença de propriedades mecânicas entre as direções da barra. O nível de significância (α) adotado para análise dos dados foi de 5 % e os valores obtidos na aplicação do teste estão na TAB. 14.

TABELA 14: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

Variável	Força	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
$\bar{y}_1$	2301	761	0,89	N; MPa; mm
S_1	161	53	0,14	N; MPa; mm
$\bar{y}_2$	2157	713	1,13	N; MPa; mm
S_2	111	36	0,21	N; MPa; mm
S_p^2	19644	2110	0,03	N ² ; MPa ² ; mm ²
S_p	140,16	45,93	0,17	N; MPa; mm
t_o	1,98	2,02	- 2,72	adimensional
v	13	13	13	adimensional
$ t_o $	1,98	2,02	2,72	adimensional
$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,16	2,16	2,16	adimensional

Fonte: Autor

Nota-se que os valores obtidos para o teste estatístico $|t_o|$ são menores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$ para as variáveis força e limite de resistência ao cisalhamento. Portanto, as médias das distribuições relativas as duas amostras (transversal e longitudinal) são iguais para estas variáveis, confirmando a hipótese nula (H_0). A exceção ocorreu no deslocamento máximo que apresentou resultados diferentes entre as direções contrariando a hipótese nula (H_0).

Nas FIG. 35 e 36 são apresentadas as curvas tensão x deslocamento obtidas no ensaio de cisalhamento para as direções longitudinal e transversal da barra para as amostras soldadas com o processo LBW e posteriormente envelhecidas.

Fonte: Autor

FIGURA 35: Curvas tensão x deslocamento para as amostras transversais envelhecidas soldadas pelo processo LBW.

Fonte: Autor

FIGURA 36: Curvas tensão x deslocamento para as amostras longitudinais envelhecidas soldadas pelo processo LBW.

Na TAB. 15, são apresentados os valores de área resistente, força, limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para as amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

TABELA 15: Valores obtidos no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

Direção da barra	Amostra	Área resistente (mm ²)	Força (N)	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	01	3,02	3416	1131	0,72
	02	3,02	3564	1180	0,84
	03	3,03	3957	1306	1,29
	04	3,03	3500	1155	1,00
	05	3,03	3069	1013	0,89
	06	3,02	2727	903	0,94
	07	3,03	3485	1150	1,43
	08	3,02	4346	1439	1,52
	Média	3,03 ± 0,01	3508 ± 495	1160 ± 164	1,08 ± 0,30
Longitudinal	01	3,02	3549	1175	0,87
	02	3,03	3194	1054	0,73
	03	3,02	3733	1236	0,68
	04	3,02	3428	1135	0,72
	05	3,03	3621	1195	0,67
	06	3,03	3245	1071	0,74
	07	3,03	2991	987	1,00
	Média	3,03 ± 0,01	3394 ± 263	1122 ± 88	0,77 ± 0,12

Fonte: Autor

Assim como na condição solubilizada, os dados das amostras envelhecidas soldadas pelo processo LBW também foram verificados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 %. Os valores estão apresentados na TAB. 16.

TABELA 16: Valores obtidos no teste estatístico aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350 soldado pelo processo LBW.

Variável	Força	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
$\bar{y}_1$	3508	1160	1,08	N; MPa; mm
S_1	495	164	0,30	N; MPa; mm
$\bar{y}_2$	3394	1122	0,77	N; MPa; mm
S_2	263	88	0,12	N; MPa; mm
S_p^2	163860	18056	0,05	N ² ; MPa ² ; mm ²
S_p	404,8	134,4	0,23	N; MPa; mm
to	0,54	0,55	2,60	adimensional
v	13	13	13	adimensional
$ to $	0,54	0,55	2,60	adimensional
$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,16	2,16	2,16	adimensional

Fonte: Autor

Observa-se que os valores obtidos para o teste estatístico $|to|$ são menores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$ para as variáveis força e limite de resistência ao cisalhamento. Portanto, as médias das distribuições relativas as duas amostras (transversal e longitudinal) são iguais para estas variáveis, com exceção do deslocamento máximo que apresentou valores diferentes entre as direções, contrariando portanto a hipótese nula (H_0).

Na TAB. 17, são apresentados os valores médios comparativos para ambas as direções do material de partida. Verifica-se que o limite de resistência ao cisalhamento para as amostras envelhecidas do processo LBW, foi em torno de 55 % superior a condição solubilizada, mostrando que, com o tratamento térmico de envelhecimento houve um aumento desta propriedade mecânica em consequência da presença de precipitados na matriz martensítica.

TABELA 17: Valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambas direções da barra nos ensaios de cisalhamento para o processo LBW.

Direção da barra	Condição	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
Transversal	Solubilizada	761 ± 53	0,89 ± 0,14
	Envelhecida	1160 ± 164	1,08 ± 0,30
Longitudinal	Solubilizada	713 ± 36	1,13 ± 0,21
	Envelhecida	1122 ± 88	0,77 ± 0,12

Fonte: Autor

Na TAB. 18 é apresentado um resumo de todos os valores obtidos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambos os processos de soldagem e nas TAB. 19 e 20 são apresentados os resultados do estudo estatístico realizado nos dados referentes as condições solubilizada e envelhecida de ambos os processos de soldagem afim de verificar se há confirmação da hipótese nula (H_0).

TABELA 18: Resumo dos valores médios comparativos de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo entre os processos EBW e LBW.

Processo	Direção da barra	Condição	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Deslocamento máximo (mm)
EBW	Transversal	Solubilizada	834 ± 99	0,98 ± 0,15
		Envelhecida	1213 ± 73	0,63 ± 0,04
	Longitudinal	Solubilizada	927 ± 33	0,92 ± 0,21
		Envelhecida	1276 ± 39	0,54 ± 0,04
LBW	Transversal	Solubilizada	761 ± 53	0,89 ± 0,14
		Envelhecida	1160 ± 164	1,08 ± 0,30
	Longitudinal	Solubilizada	713 ± 36	1,13 ± 0,21
		Envelhecida	1122 ± 88	0,77 ± 0,12

Fonte: Autor

TABELA 19: Valores obtidos do estudo estatístico comparativo entre os processos de soldagem aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição solubilizada do aço maraging 350.

Direção da barra	Variável	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
Transversal	$\bar{y}_1$	834	0,98	MPa; mm
	S_1	99	0,15	MPa; mm
	$\bar{y}_2$	761	0,89	MPa; mm
	S_2	53	0,14	MPa; mm
	S_p^2	5351	0,02	MPa ² ; mm ²
	S_p	73,15	0,14	MPa; mm
	to	1,75	1,13	adimensional
	v	11	11	adimensional
	$ to $	1,75	1,13	adimensional
	$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,20	2,20	adimensional
Longitudinal	$\bar{y}_1$	927	0,92	MPa; mm
	S_1	33	0,21	MPa; mm
	$\bar{y}_2$	713	1,13	MPa; mm
	S_2	36	0,21	MPa; mm
	S_p^2	1213	0,04	MPa ² ; mm ²
	S_p	34,83	0,21	MPa; mm
	to	10,49	- 1, 71	adimensional
	v	10	10	adimensional
	$ to $	10,49	1,71	adimensional
	$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,23	2,23	adimensional

Fonte: Autor

Mediante os resultados do estudo estatístico realizado nos dados referentes a condição solubilizada de ambos os processos de soldagem, pode-se concluir que: não há diferença de limite de resistência e deslocamento máximo

entre os processos de soldagem para a direção transversal da barra. Na direção longitudinal, o estudo estatístico indicou que o limite de resistência ao cisalhamento entre os processos não é igual contrariando a hipótese nula (H_0). O resultado para o deslocamento máximo foi semelhante.

TABELA 20: Valores obtidos do estudo estatístico comparativo entre os processos de soldagem aplicado no ensaio de cisalhamento das amostras transversais e longitudinais, na condição envelhecida do aço maraging 350.

Direção da barra	Variável	Limite de resistência ao cisalhamento	Deslocamento máximo	Unidades
Transversal	$\bar{y}_1$	1213	0,63	MPa; mm
	S_1	73	0,04	MPa; mm
	$\bar{y}_2$	1160	1,08	MPa; mm
	S_2	164	0,30	MPa; mm
	S_p^2	19053	0,06	MPa ² ; mm ²
	S_p	138,03	0,24	MPa; mm
	to	0,67	- 3,29	adimensional
	v	11	11	adimensional
	$ to $	0,67	3,29	adimensional
	$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,20	2,20	adimensional
Longitudinal	$\bar{y}_1$	1276	0,54	MPa; mm
	S_1	39	0,04	MPa; mm
	$\bar{y}_2$	1122	0,77	MPa; mm
	S_2	88	0,12	MPa; mm
	S_p^2	5254	0,0093	MPa ² ; mm ²
	S_p	72,49	0,096	MPa; mm
	to	3,63	- 4,09	adimensional
	v	10	10	adimensional
	$ to $	3,63	4,09	adimensional
	$t_{\frac{\alpha}{2},v}$	2,23	2,23	adimensional

Fonte: Autor

Mediante os resultados do estudo estatístico realizado nos dados referentes a condição envelhecida de ambos os processos de soldagem, pode-se concluir que estatisticamente não há diferença de limite de resistência entre os processos de soldagem para a direção transversal da barra e há diferença de deslocamento máximo para a mesma direção pois os resultados contrariam a hipótese nula (H_0). Na direção longitudinal verificou-se que estatisticamente não há semelhança entre os valores de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo para ambos os processos de soldagem.

5.3.2 Ensaio de dureza Vickers

Nas FIG. 37 e 38, são apresentados os gráficos de dureza Vickers pela distância para as direções longitudinal e transversal da barra para as amostras soldadas com o processo EBW na condição solubilizada. As medidas de dureza foram realizadas na face e na raiz da solda.

Fonte: Autor

FIGURA 37: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição solubilizada – FACE.

Fonte: Autor

FIGURA 38: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – RAIZ.

Nota-se nas FIG. 37 e 38 que as dimensões da ZAC e ZF tem aproximadamente 1,5 e 0,7 mm na FACE e 1,4 e 0,3 mm na RAIZ.

Na TAB.21 podem ser visualizados os valores de dureza Vickers para as amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal onde foi realizado um estudo estatístico considerando um nível de significância (α) de 5 %.

Esta análise foi necessária para avaliar se houve diferença de dureza entre as direções longitudinal e transversal da barra e entre a face e a raiz da solda para as amostras soldadas pelo processo EBW na condição solubilizada.

Verificou-se por comparação dos valores obtidos nos 12 pontos realizados entre as direções longitudinal e transversal da face que os valores de dureza são diferentes apenas nos pontos 3, 7 e 9. Na raiz da solda, os valores de dureza são diferentes nos pontos 6, 8, 9 e 12. Também foram realizadas comparações entre os valores de dureza obtidos para uma mesma direção, mas variando a região, ou seja face e raiz da solda e foi verificado que, para a direção longitudinal, os valores de dureza são diferentes para os pontos 4, 8, 9 e 10. Para a direção transversal os valores de dureza realizados entre a face e a raiz da solda são diferentes nos pontos 1, 3, 4, 6 e 10. Os pontos de dureza que foram

considerados como diferentes apresentaram os valores do teste estatístico $|t_o|$ maiores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$.

TABELA 21: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.

Processo EBW - Amostras Solubilizadas					
Região	Marcações	FACE		RAIZ	
	Direção	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
	Ponto	HV/1 (kgf/mm ²)			
MB	1	332,6 ± 5,7	337,8 ± 2,8	339,1 ± 21,1	343,4 ± 1,9
	2	338,1 ± 13,3	335,8 ± 11,9	332,8 ± 20,5	329,3 ± 12,0
	3	375,4 ± 3,5	359,0 ± 0,4	350,1 ± 26,9	335,9 ± 9,8
	4	388,5 ± 10,3	396,1 ± 2,1	368,7 ± 13,7	370,1 ± 24,3
ZAC	5	322,2 ± 8,8	325,7 ± 7,2	320,4 ± 9,0	327,1 ± 7,9
ZF	6	293,3 ± 7,1	300,3 ± 9,8	295,5 ± 4,5	322,4 ± 4,8
	7	297,8 ± 6,2	307,8 ± 2,4	305,1 ± 15,6	312,2 ± 6,0
ZAC	8	325,3 ± 2,4	321,6 ± 29,2	339,5 ± 2,5	325,2 ± 10,0
MB	9	405,4 ± 25,0	358,5 ± 30,0	377,6 ± 4,1	368,4 ± 3,6
	10	378,4 ± 9,7	377,6 ± 2,5	355,2 ± 7,8	347,0 ± 4,0
	11	345,1 ± 6,6	344,3 ± 2,3	341,7 ± 8,1	349,4 ± 17,8
	12	329,0 ± 34,7	327,5 ± 12,7	348,8 ± 7,6	333,1 ± 3,5

Fonte: Autor

As diferenças de dureza entre as direções (longitudinal e transversal) e da posição de incidência do feixe de elétrons (face e raiz) são ocasionadas por alterações localizadas na microestrutura. A face está mais próxima a fonte de calor, enquanto a raiz está mais distante, assim é natural que ocorram diferenças na temperatura alcançada, no tempo de permanência em determinadas temperaturas e também na velocidade de resfriamento.

Analisando-se os perfis obtidos nas FIG. 37 e 38, a soldagem por EBW provocou um amolecimento na ZF, uma vez que a fusão desta região alterou a

microestrutura perdendo o efeito das fases endurecedoras, em especial das fases intermetálicas precipitadas.

Observa-se um aumento de dureza na ZAC provocado pelo calor de soldagem. Este aumento de dureza pode ser ocasionado pelo efeito de envelhecimento e a presença de uma martensita mais grosseira.

Os valores de dimensão da ZF foram medidos mediante microscopia óptica e a extensão da ZAC se definiu iniciando à partir da ZF e indo até a região onde os valores de dureza começaram a apresentar valores próximos aos do MB, variando para o aço maraging 350 na condição solubilizado, de 336 HV até o valor máximo de 372 HV conforme certificado do material.

Nas FIG. 39 e 40, são apresentados os gráficos de dureza Vickers pela distância para as direções longitudinal e transversal da barra de partida para as amostras soldadas com o processo EBW na condição envelhecida. Assim como nas amostras solubilizadas, as medidas de dureza foram realizadas na face e na raiz da solda.

Fonte: Autor

FIGURA 39: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – FACE.

Fonte: Autor

FIGURA 40: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo EBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – RAIZ.

Na TAB.22 podem ser visualizados os valores de dureza Vickers para as amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal onde foi realizado um estudo estatístico considerando um nível de significância (α) de 5 %.

Compararam-se os valores obtidos nos 12 pontos realizados entre as direções longitudinal e transversal da face e verificou-se que os valores de dureza são diferentes nos pontos 1, 2, 4, 9 e 11. Na raiz da solda, os valores de dureza são diferentes nos pontos 1, 3, 5, 9 e 10. Também foram confrontados os valores de dureza obtidos para uma mesma direção, mas variando a região, ou seja face e raiz da solda e foi verificado que, para a direção longitudinal, os valores de dureza são diferentes apenas para os pontos 4, e 9. Para a direção transversal os valores de dureza realizados entre a face e a raiz da solda são diferentes nos pontos 1, 2, 3, 5, 6, 7 e 12. Os pontos de dureza que foram considerados como diferentes apresentaram os valores do teste estatístico $|t_o|$ maiores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$.

Além dos efeitos anteriormente mencionados nas amostras solubilizadas, em relação a alteração de microestrutura, para as amostras

envelhecidas ainda ocorreu a precipitação de fases intermetálicas que provocaram o aumento generalizado de dureza em todas as regiões.

TABELA 22: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.

Processo EBW - Amostras Envelhecidas					
Região	Marcações	FACE		RAIZ	
	Direção	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
	Ponto	HV/1 (kgf/mm ²)			
MB	1	691,8 ± 1,7	680,7 ± 7,4	696,9 ± 20,9	657,7 ± 9,5
	2	693,1 ± 14,2	660,4 ± 4,9	704,9 ± 27,6	680,3 ± 13,2
	3	683,4 ± 13,3	678,7 ± 18,9	695,5 ± 17,7	650,2 ± 14,9
	4	705,6 ± 10,5	669,4 ± 3,0	666,5 ± 22,1	672,0 ± 29,2
ZAC	5	682,4 ± 51,3	650,6 ± 32,7	672,5 ± 38,0	615,3 ± 3,2
ZF	6	585,5 ± 38,3	565,9 ± 13,0	572,3 ± 30,6	597,6 ± 15,3
	7	558,9 ± 0,4	559,2 ± 12,4	581,5 ± 22,8	602,8 ± 14,8
ZAC	8	675,0 ± 25,5	673,0 ± 18,6	682,0 ± 22,3	691,1 ± 2,2
MB	9	694,7 ± 6,1	684,4 ± 6,3	709,8 ± 10,5	679,2 ± 0,9
	10	684,5 ± 17,2	645,8 ± 42,6	696,2 ± 23,5	668,7 ± 9,5
	11	691,3 ± 35,4	630,1 ± 40,7	686,3 ± 39,5	659,1 ± 10,0
	12	683,4 ± 46,9	644,1 ± 3,7	664,3 ± 6,1	678,5 ± 17,2

Fonte: Autor

Observou-se que as dimensões da ZAC e ZF independem da condição do material, ou seja, permanecem as mesmas mesmo após tratamento térmico. As dimensões da ZAC e ZF ficaram próximas de 1,5 e 0,7 mm na face e 1,4 e 0,3 mm na raiz da solda. Assim como nas amostras solubilizadas, os valores da ZF das amostras envelhecidas foram medidos mediante microscopia óptica e a extensão da ZAC se definiu iniciando à partir da ZF e indo até a região onde os valores de dureza começaram a apresentar valores próximos aos do MB, variando para o aço maraging 350 na condição envelhecida, de 653 HV até o valor máximo de 697 HV conforme certificado do material.

Como esperado, os valores de dureza obtidos para as amostras soldadas pelo processo EBW na condição envelhecida foram superiores em relação a condição solubilizada, mostrando que houve formação de precipitados no tratamento térmico de envelhecimento e que, independente da condição e da direção em que o material foi obtido, as curvas de dureza são similares e apresentam um perfil de dureza na forma de “M”.

Nas FIG. 41 e 42, são apresentados os gráficos de dureza Vickers pela distância para as direções longitudinal e transversal da barra para as amostras soldadas com o processo LBW na condição solubilizada. As medidas de dureza foram realizadas na face e na raiz da solda.

Fonte: Autor

FIGURA 41: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – FACE.

Os valores obtidos para o processo LBW foram semelhantes aos obtidos no processo EBW e mostram uma tendência similar no valor medido e na variação das amostras soldadas por ambos os processos.

Fonte: Autor

FIGURA 42: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra para o material na condição solubilizada – RAIZ.

Nos gráficos das FIG. 41 e 42, são observadas as dimensões da ZAC e ZF, tendo aproximadamente 2 e 0,8 mm na FACE e 1,8 e 0,5 mm na RAIZ. Os valores foram obtidos da mesma forma utilizada para o processo EBW lembrando que, no processo EBW os valores das dimensões da ZAC e ZF foram 1,5 e 0,7 mm na FACE e 1,4 e 0,3 mm na RAIZ. Portanto, observam-se menores dimensões para o processo EBW indicando maior concentração de calor apesar do maior calor imposto.

Assim como no processo EBW os valores obtidos no processo LBW também foram analisados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 %. Verificou-se comparando os valores obtidos nos 12 pontos realizados entre as direções longitudinal e transversal da FACE que os valores de dureza são diferentes nos pontos 2, 4, e 12. Na RAIZ da solda, os valores de dureza são diferentes apenas nos pontos 1, e 12. Também foram realizadas comparações entre os valores de dureza obtidos para uma mesma direção, mas variando a região, ou seja face e raiz da solda e foi verificado que, para a direção longitudinal, os valores de dureza são diferentes apenas para os pontos 3 e 11. Para a direção transversal o valor de dureza realizado entre a face e a raiz da solda é diferente apenas no ponto 11. Os pontos de dureza que foram considerados como diferentes

apresentaram os valores do teste estatístico $|t_o|$ maiores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$.

Na TAB.23 podem ser visualizados os valores de dureza Vickers para as amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal da barra.

TABELA 23: Valores médios de dureza Vickers para o processo LBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras solubilizadas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.

Processo LBW - Amostras Solubilizadas					
Região	Marcações	FACE		RAIZ	
	Direção	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
	Ponto	HV/1 (kgf/mm ²)			
MB	1	361,4 ± 11,0	349,9 ± 11,3	359,8 ± 10,8	341,3 ± 5,7
	2	373,7 ± 10,4	358,3 ± 9,1	362,7 ± 7,5	351,7 ± 8,0
	3	403,3 ± 19,2	383,7 ± 14,6	373,3 ± 15,7	365,4 ± 18,2
	4	423,1 ± 9,6	386,1 ± 24,9	401,4 ± 24,5	386,5 ± 12,4
ZAC	5	319,6 ± 14,8	318,8 ± 6,7	317,6 ± 25,5	317,5 ± 5,2
ZF	6	305,2 ± 7,2	295,1 ± 14,2	303,9 ± 9,6	293,9 ± 8,3
	7	301,1 ± 5,8	299,7 ± 6,1	297,6 ± 20,4	304,8 ± 8,2
ZAC	8	321,5 ± 6,3	314,6 ± 15,4	326,9 ± 15,7	326,6 ± 9,0
MB	9	398,6 ± 23,0	383,1 ± 15,9	407,3 ± 15,9	392,3 ± 17,2
	10	407,0 ± 13,7	387,8 ± 13,6	383,2 ± 25,0	363,3 ± 19,6
	11	374,4 ± 12,0	362,4 ± 5,6	359,0 ± 8,8	353,7 ± 4,7
	12	368,7 ± 8,8	348,5 ± 15,4	360,4 ± 8,8	346,0 ± 6,1

Fonte: Autor

Nas FIG. 43 e 44, são apresentados os gráficos de dureza Vickers pela distância para as direções longitudinal e transversal da barra para as amostras soldadas com o processo LBW na condição envelhecida. Assim como nas amostras solubilizadas, as medidas de dureza foram realizadas na face e na raiz da solda.

Verifica-se que os valores obtidos na condição envelhecida foram superiores em relação a condição solubilizada. Isso ocorre em especial pela formação de precipitados no tratamento térmico de envelhecimento. Comparando-

se as curvas de dureza para os dois processos de soldagem observa-se que os perfis obtidos são bem similares. As variações de dureza em função da distância ao centro da ZF, conforme mencionado anteriormente, ocorre em razão das diferenças microestruturais provocadas pelos processos de soldagem EBW e LBW.

Fonte: Autor

FIGURA 43: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – FACE.

Fonte: Autor

FIGURA 44: Gráfico de Dureza Vickers x Distância para o processo LBW nas direções longitudinal e transversal da barra, para o material na condição envelhecida – RAIZ.

Analogamente a condição solubilizada, os dados de dureza obtidos para a condição envelhecida também foram analisados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 %. Verificou-se comparando os valores obtidos nos 12 pontos realizados entre as direções longitudinal e transversal da FACE que o valor de dureza é diferente apenas no ponto 8. Na RAIZ da solda, o valor de dureza é diferente apenas no ponto 12. Também foram realizadas comparações entre os valores de dureza obtidos para uma mesma direção, mas variando a região, ou seja face e raiz da solda e foi verificado que, para a direção longitudinal, o valor de dureza é diferente apenas no ponto 8. Para a direção transversal não foi encontrada diferença entre os valores de dureza. Os pontos de dureza que foram considerados como diferentes apresentaram os valores do teste estatístico $|t_o|$ maiores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$.

Na TAB.24 podem ser visualizados os valores de dureza Vickers para as amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal da barra.

TABELA 24: Valores médios de dureza Vickers para o processo EBW, obtidos a partir de 5 medidas em cada ponto. Amostras envelhecidas – FACE e RAIZ da solda, nas direções longitudinal e transversal.

Processo LBW - Amostras Envelhecidas					
Região	Marcações	FACE		RAIZ	
	Direção	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
	Ponto	HV/1 (kgf/mm ²)			
MB	1	668,0 ± 37,3	659,6 ± 10,1	641,4 ± 46,0	636,0 ± 23,3
	2	656,8 ± 15,6	650,9 ± 20,9	652,3 ± 37,4	639,0 ± 21,5
	3	677,7 ± 33,4	660,8 ± 23,1	655,8 ± 29,2	641,3 ± 15,5
	4	682,5 ± 41,8	662,5 ± 8,5	652,5 ± 58,8	659,0 ± 7,5
ZAC	5	681,3 ± 20,9	661,3 ± 30,4	646,9 ± 34,6	669,4 ± 27,7
ZF	6	563,7 ± 20,7	569,4 ± 12,7	556,6 ± 23,6	570,6 ± 7,6
	7	580,2 ± 17,2	563,7 ± 26,2	557,0 ± 22,1	528,1 ± 43,0
ZAC	8	685,7 ± 11,5	656,2 ± 17,0	649,0 ± 14,6	636,9 ± 22,4
MB	9	654,0 ± 31,2	664,7 ± 16,2	651,7 ± 41,3	644,4 ± 29,0
	10	660,9 ± 28,3	660,1 ± 10,6	655,0 ± 36,8	633,2 ± 38,4
	11	674,4 ± 26,2	659,5 ± 14,4	673,5 ± 24,0	644,3 ± 19,6
	12	641,1 ± 28,7	638,5 ± 8,0	670,5 ± 21,9	626,2 ± 29,3

Fonte: Autor

A partir dos resultados de dureza obtidos na região de soldagem observa-se uma redução dos valores de dureza Vickers na ZF e na interface da ZF com a ZAC. Resultados similares de queda de dureza foram alcançados em outros trabalhos ^(25, 43,44). Este fenômeno ocorre em especial por: eliminação da microestrutura martensítica refinada, dissolução de precipitados e maior teor de austenita revertida em razão do calor imposto pelas soldagens.

Os maiores valores de dureza foram obtidos na ZAC em distâncias próximas a 1 mm da interface com a ZF, em ambos processos de soldagem. Segundo, De-Feng e colaboradores ⁽⁴²⁾ e Abdalla e colaboradores ⁽⁴⁴⁾ este endurecimento está relacionado ao rápido resfriamento desta região no campo austenítico provocando a formação de fase martensítica de maior dureza, associado a presença de precipitados.

Há uma tendência na redução das dimensões da ZAC e ZF de ambos processos de soldagem na raiz da solda. As dimensões da face são maiores em relação as dimensões da raiz, em especial pela maior quantidade de calor na face do cordão.

As dimensões da ZAC e ZF do processo LBW são maiores do que no processo EBW. A maior dimensão da ZAC e ZF no processo LBW pode estar relacionado a ausência de uma especificação do procedimento de soldagem (EPS) previamente definida para este processo de soldagem.

Os valores de dureza da ZF e da ZAC podem ser retomados submetendo estas regiões a tratamentos térmicos, após a soldagem para valores próximos ao do MB.

5.4 Caracterização microestrutural

5.4.1 Microscopia óptica

Nas FIG. 45 a 48 são apresentadas as imagens obtidas por microscopia óptica das juntas soldadas respectivamente pelos processos EBW e LBW. Nestas imagens observam-se três regiões distintas da junta soldada correspondentes a ZF, ZAC e MB.

Na FIG. 45 é apresentada a imagem obtida por microscopia óptica nas direções transversal e longitudinal da barra para a condição solubilizada das

amostras soldadas com o processo EBW, bem como, as regiões distintas da junta soldada, correspondentes a: ZF, ZAC e MB.

Na FIG. 46 é apresentada a imagem obtida por microscopia óptica das direções transversal e longitudinal da barra para a condição envelhecida das amostras soldadas com o processo EBW.

Fonte: Autor

FIGURA 45: Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem por feixe de elétrons, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.

Fonte: Autor

FIGURA 46: Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem por feixe de elétrons, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de metabissufito de potássio e 15 g de bissufito de sódio.

Observa-se pelas imagens das FIG. 45 e 46 e também por outras amostras soldadas, que não são verificadas descontinuidades na região da junta soldada, tais como, porosidades, falta de fusão e trincas além de não serem observadas diferenças visuais significativas nos valores de: largura do cordão, tanto para a direção transversal quanto para a direção longitudinal.

Os valores médios com os desvios padrão de profundidade de penetração de solda das juntas soldadas são considerados adequados, pois atenderam a recomendação de projeto de profundidade de penetração mínima de 1200 μm . Os valores de profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC obtidos no processo EBW podem ser visualizados na TAB. 25. A largura do cordão e da ZAC foram obtidos na FACE da solda.

Considerando o estudo estatístico realizado nos dados obtidos na TAB. 25 e considerando um nível de significância (α) de 5 % verifica-se que, não há diferença entre os valores de profundidade de penetração e largura do cordão e a largura da ZAC está muito próxima independente das direções de retirada do MB. Portanto, as dimensões do cordão e largura da ZAC não dependeram se as amostras foram retiradas da direção transversal ou longitudinal da barra ou da condição de tratamento térmico (solubilizada ou envelhecida) no processo EBW. Estes valores estão próximos aos valores medidos pelo perfil de dureza Vickers.

TABELA 25: Valores médios medidos para a profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC no processo EBW.

Processo EBW nas condições solubilizada e envelhecida			
Direção da barra	Profundidade de penetração (μm)	Largura do cordão (μm)	Largura da ZAC (μm)
Transversal	1463 $\pm$ 80	830 $\pm$ 25	1649 $\pm$ 9
Longitudinal	1520 $\pm$ 61	853 $\pm$ 15	1728 $\pm$ 51

Fonte: Autor

Nas FIG. 47 e 48 podem ser observadas as imagens da junta soldada com o processo LBW nas condições solubilizada e envelhecida, bem como, regiões distintas da junta soldada correspondentes a: ZF, ZAC e MB.

Fonte: Autor

FIGURA 47: Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem laser, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.

Fonte: Autor

FIGURA 48: Imagem obtida por microscopia óptica da junta obtida na soldagem laser, (a) direção transversal e (b) direção longitudinal na condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de metabissufito de potássio e 15 g de bissufito de sódio.

A partir dos resultados contidos na TAB. 26 e por observações das FIG. 47 e 48 verifica-se que, assim como no processo EBW, a penetração foi total na chapa superior e parcial na chapa inferior nas direções longitudinal e transversal da barra, bem como nas condições solubilizada e envelhecida do processo LBW.

Os valores de profundidade de penetração da solda obtidos também são considerados adequados, pois atenderam a recomendação de profundidade de penetração mínima de 1200 μm . Os dados foram analisados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 % e não foram observadas diferenças nos valores de: profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC, entre a direção transversal e a direção longitudinal. De forma similar à soldagem com EBW não foram observadas a presença de descontinuidades na soldagem com LBW, nestas e em outras amostras, indicando a possibilidade de utilizar os dois processos na soldagem deste aço.

TABELA 26: Valores médios medidos para a profundidade de penetração, largura do cordão e largura da ZAC no processo LBW.

Processo LBW nas condições solubilizada e envelhecida			
Direção da barra	Profundidade de penetração (μm)	Largura do cordão (μm)	Largura da ZAC (μm)
Transversal	1426 $\pm$ 35	1152 $\pm$ 62	1832 $\pm$ 71
Longitudinal	1455 $\pm$ 17	1147 $\pm$ 31	1809 $\pm$ 24

Fonte: Autor

Os dados das TAB. 25 e 26 foram analisados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 % e verificou-se que não houve diferença na profundidade de penetração de solda obtida em ambos os processos de soldagem. Observou-se a tendência da largura do cordão e da ZAC serem maiores no processo LBW em relação ao EBW. As dimensões das ZAC obtidas por microscopia óptica são muito próximas daquelas obtidas pelos perfis de dureza Vickers, vide FIG. 39 e 43.

Apesar da menor largura do cordão, o volume da ZF é maior no processo EBW, em consequência do maior calor imposto à junta em relação ao processo LBW. No entanto, um estudo mais detalhado sobre os parâmetros da soldagem a laser pode ser realizado, com o objetivo de reduzir a largura do cordão e da ZAC e aumentar a profundidade de penetração de solda, aumentando-se a potência ou

reduzindo-se a velocidade do laser ou ainda alterando a profundidade do foco do feixe ⁽²⁹⁾.

Nas FIG. 49 a 52 são observadas as microestruturas obtidas nas direções transversais e longitudinais das juntas soldadas pelos processos EBW e LBW nas condições solubilizada e envelhecida. Nos dois processos utilizados, o calor da soldagem propiciou a fusão do material (ZF) e observou-se uma alteração desta microestrutura em relação ao MB.

Apesar das microestruturas obtidas nos dois processos serem similares observa-se nas amostras soldadas com laser, uma ZF com uma morfologia um pouco mais fina, em relação às amostras com feixe de elétrons. A razão para a microestrutura ser mais refinada no processo LBW pode estar relacionada à maior velocidade de resfriamento da junta, em razão do menor calor imposto ao cordão de solda usado na soldagem com este processo.

As microestruturas da ZF obtidas nos processos de soldagem apresentam morfologias celular-dendrítica na parte central da ZF, vide FIG. 49a, 49b, 50a e 50b. Nas regiões próximas da interface com a ZAC (linha de fusão) a morfologia ainda permanece celular-dendrítica, mas observa-se a morfologia mais direcionada em razão da maior extração de calor na direção para o MB, conforme pode ser observado nas FIG. 49c, 49d, 50c e 50d. Nas FIG. 49e, 49f, 50e e 50f observam-se as regiões da ZAC e MB.

Diversos fatores controlam a morfologia de solidificação da ZF em soldas, como por exemplo, variações de: gradiente térmico (G), velocidade de solidificação (R), composição química na fase sólida e líquida, além do efeito combinado dos parâmetros G e R dado pelas relações $G/\sqrt{R}$ e $G \cdot R$. Após a solidificação inicial, a seqüência de solidificação ocorre com o avanço da interface S-L e provoca uma microsegregação nas fases sólida e líquida. A velocidade de avanço da interface S-L (R) mantém-se praticamente constante, alterações no gradiente de temperatura e na composição química alteram a morfologia de solidificação. O tamanho da célula ou da dendrita é determinado pela relação $G \cdot R$ (velocidade de resfriamento), nos dois processos é elevada e propicia elevada velocidade de resfriamento, favorecendo uma microestrutura refinada.

Fonte: Autor

FIGURA 49: Microestrutura das amostras soldadas com feixe de elétrons (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.

Fonte: Autor

FIGURA 50: Microestrutura das amostras soldadas com feixe de elétrons (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de ácido crômico e amperagem de 1 A.

Fonte: Autor

FIGURA 51: Microestrutura das amostras soldadas com feixe laser (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição solubilizada. Ataque: Nital 5 %.

Fonte: Autor

FIGURA 52: Microestrutura das amostras soldadas com feixe laser (Aumento de 500 x) - (a), (c) e (e) direção transversal e (b), (d) e (f) direção longitudinal, condição envelhecida. Ataque: Solução aquosa contendo 10 g de ácido crômico e amperagem de 1 A.

A região da ZAC alcançou elevada temperatura permitindo a estabilização do campo austenítico e com o resfriamento rápido e diferenciado provocado pela elevada concentração de calor, foram obtidas regiões com grande variação de dureza, provocada por diferentes microestruturas, como fases martensíticas finas e grosseiras, austenita revertida na fase martensítica e regiões solubilizadas ⁽³⁶⁾.

5.4.2 Microscopia eletrônica de varredura

Nas FIG. 53 e 54 são observadas as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Na FIG. 53 observa-se uma microestrutura refinada com espaçamentos de células inferiores a 5 µm, em consequência da alta velocidade de resfriamento do processo LBW.

Fonte: Autor

FIGURA 53: Imagem obtida por MEV das juntas soldadas com laser nas direções: (a) longitudinal solubilizada, (b) transversal solubilizada, (c) longitudinal envelhecida e (d) transversal envelhecida.

Na FIG. 54 observa-se o mapeamento dos elementos químicos presentes no aço maraging 350, usando EDS.

(a) região analisada

(b) mapeamento Mo

(c) mapeamento Ti

(d) mapeamento Fe

(e) mapeamento Co

(f) mapeamento Ni

Fonte: Autor

FIGURA 54: Mapeamento dos elementos obtidos por EDS em junta soldada com laser na condição envelhecida, direção longitudinal.

A partir dos resultados obtidos na FIG. 54 não são verificadas diferenças de composições entre a ZF e a ZAC para os elementos Mo, Ti, Fe, Co e Ni.

Os pontos de análise realizados nas regiões da ZAC e ZF de ambos processos de soldagem, conforme FIG. 22 e 23 foram analisados estatisticamente considerando um nível de significância (α) de 5 % e verificou-se que não ocorreram perdas dos elementos de liga nestas regiões, por volatilização ou por reação com as atmosferas usadas nas soldagens.

6. CONCLUSÕES

As juntas soldadas pelos processos EBW e LBW atenderam ao requisito de profundidade de penetração mínima de solda de 1,2 mm.

Nas juntas soldadas com ambos processos não foi verificada a presença de descontinuidades, poros e depressões na superfície do cordão.

Cálculos mostraram que, o valor do calor imposto do processo EBW é 218 % maior que o calor imposto no processo LBW.

Na condição solubilizada do aço maraging 350, o estudo estatístico mostrou que, para a direção transversal da barra, não há diferenças nos valores de limite de resistência ao cisalhamento e deslocamento máximo entre os processos de soldagem. Na direção longitudinal verificou-se que há diferença entre os limites de resistência ao cisalhamento entre os processos e que não houve diferença entre os valores de deslocamento máximo.

Na condição envelhecida do aço maraging 350, o estudo estatístico indicou que, para a direção transversal da barra, não há diferença no valor de limite de resistência ao cisalhamento entre os processos de soldagem, porém há diferença para o deslocamento máximo. Na direção longitudinal verificou-se que, não há semelhança tanto para o limite de resistência ao cisalhamento quanto para o deslocamento máximo entre os processos de soldagem, pois os valores obtidos no teste estatístico $|t_o|$ foram maiores quando comparados aos valores de $t_{\frac{\alpha}{2},v}$, contrariando a hipótese nula H_o .

A ZF apresentou queda de dureza em relação ao MB em ambos os processos de soldagem.

Há uma tendência na redução das dimensões da ZAC e ZF de ambos processos de soldagem na raiz da solda. As dimensões da face são maiores em relação as dimensões da raiz, em especial pela maior quantidade de calor na face do cordão.

Os perfis de dureza indicaram que as dimensões da ZAC e ZF no processo LBW foram maiores do que no processo EBW.

Nas imagens micrográficas não foram observadas a presença de descontinuidades, tais como falta de fusão e porosidades na ZF e trincas na ZAC, indicando a possibilidade de utilizar os dois processos na soldagem do aço maraging 350.

A microestrutura da ZF em ambos os processos foi do tipo celular, provocada pela alta velocidade de resfriamento.

Verificou-se que a ZAC nas direções analisadas não apresentou regiões com crescimento de grão em ambos os processos de soldagem.

O estudo estatístico mostrou que, nas amostras soldadas por ambos processos de soldagem e analisadas por EDS não houve variação nos elementos Mo, Ti, Fe, Co e Ni na ZAC e ZF.

As condições usadas nas soldagens com os processos EBW e LBW do aço maraging 350 atenderam aos requisitos necessários e apresentaram resultados similares, em relação às: condições de penetração estabelecidas no projeto, características de superfície do cordão, propriedades mecânicas e microestrutura da junta soldada.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 FLORREN, S. The physical metallurgy of maraging steels. Metallurgical Reviews. v.13, p. 115-128, 1968.
- 2 ELGHOZI, C. Récents développements des aciers Maraging dans l'industrie aérospatiale. Cobalt, v.29, p. 181-184, 1965.
- 3 HALL, A. M. Heat Treating of Maraging Steels. 8th Edition, Metals Handbook. v. 2, p. 255-256, 1968.
- 4 DECKER, R. F. Notes on the developments of maraging steels. Source book on maraging steels, ASM, p. xi-xv, 1979.
- 5 DECKER, R. F.; FLORREN, S. Maraging Steels – The first 30 years. In: WILSON, R. K., ed. Maraging Steels: Recent developments and applications: proceedings of a symposium, held in Phoenix, p.25-26, 1988. Warrendale, PA. The Minerals, Metals & Material Society. p. 01-38, 1988.
- 6 RAO, M. N. Progress in understanding the metallurgy of 18% nickel maraging steels. International Journal of Materials Research, v. 11, p. 1594-1607, 2006.
- 7 ION, J. C. Laser processing of engineering materials. Principles, procedure and industrial applications, 2005.
- 8 ASM Metals Handbook – Welding, Brazing and Soldering – v. 6, p. 755-764, 1993.
- 9 SCHMIDT, M., and ROHRBACH, K. Heat Treating of Maraging Steels. Metals Handbook.v.10, 10 ed., p. 219-228, 1991.
- 10 RAO, M. N. Materials Development for Indian Nuclear Power Programme: an Industry Perspective. Energy Procedia, v. 7, p. 199-204, 2011.
- 11 YASA, E.; KEMPEN, K.; KRUTH, J. P. Microstructure and mechanical properties of maraging steel 300 after selective laser melting. p.383, 2010.
- 12 LAMPSON, F. K.; CROWNOVER, W.S. Symposium of TMS Annual Meeting Phoenix. AZ. p.55, 1988.
- 13 LANG, F.H.; KENYON, N. Bulletin 159. New York: Welding Research Council, Engineering Foundation; 1971.
- 14 V.Da COSTA e SILVA ANDRÉ LUIZ, ROBERTO MEI PAULO; Aços e ligas especiais – v. 2, 2.ed, p.294, 443 – 444, 2006.
- 15 GUO, Z.; SHA, W.; VAUMOUSSE, D. Microstructural evolution in a PH13-8 stainless steel after ageing. Acta Materialia, v.51, p. 101-116, 2003.

16 ROHRBACH, K., and SCHMIDT, M., Maraging Steels. In: Metals Handbook, 10 ed., ASM, Metals Park, v.1, p. 793-800, 1990.

17 FARMAN, M.; HAQ, A. UL.; ALI, Q. R., and KHAN, A.Q. The Origin an Influence of Residual Magnetism on the Electron Beam Welding of 18% Ni-Maraging Steels. Materials & Design, v. 9, p. 263-271, 1988.

18 SHA, W.; LI, Q.; WILSON, E. A. Precipitation, microstructure and mechanical properties of low nickel maraging steels. Materials Science and Technology, v.27, p.983-989, 2011.

19 DECKER, R. F.; FLORREN, S. Proc. Symp TMS Annual Meeting, Phoenix, Arizona, p.1-38, 1988.

20 AHMED M., ALI A, HASNAIN S. K. and KHAN Q. Magnetic properties of maraging steel in relation to deformation and structural phase transformations. Acta metall. mater. v.42, n. 3, p.631, 1994.

21 Materiais avançados no Brasil 2010-2022. Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, p. 142, 2010.

Disponível em: <<http://lnnano.cnpem.br>> Acesso em: 20 mai.2013

22 HAMAKER, J. C., BAYER, A. M. Applications des auiers maraging. Cobalt, v.38, p. 3-12, 1968.

23 Disponível em: <<http://www.dynamicmetals.net/maraging.html>> Acesso em: 4 mar.2013.

24 SAMANTA, C. R., NARAYANAN, R., IYER, K. J. L., RADHAKRISHNAN, V. M., SESHADRI, S. K., SUNDARAJAN, S., SUNDARESAN, S., Microstructural changes during treatment of 18 Ni (250 – grade) maraging steel, Materials Science and Engineering A 287, p. 43-51, 2000.

25 RAMANA, V. P., REDDY, M. G., MOHANDAS, Microstructure, hardness and residual stress distribution in maraging steel gas tungsten arc weldments, Science and Technology of Welding and Joining, v. 3, n. 4, p. 388-394, 2008.

26 POWERS, D. E. Nonvacuum Electron Beam Welding Enhances Automotive Manufacturing. Welding Journal, p.59-62, 1997.

27 KLEMENS, P.G. Heat balance and flow conditions for electron beam and laser welding. Journal of Applied Physics, v. 47, p. 2165-2174, 1976.

28 LIMA, M. S. F. Lasers in Material Processing. In: LACKNER, Lasers in Chemistry: Influence Matter. p. 1195-1209, 2008.

29 ROSSI, W.; ROCHA, G. A.; NEVES; M. D. M.; Soldagem de aço Inoxidável super Duplex UNS S32750 com laser pulsado de Nd:YAG - 7º COBEF a ser realizado abril de 2013 – Penedo, Itatiaia – RJ – Brasil.

- 30 ROSSINI, F. R. Soldas em Chapas Grossas de Aço Baixo Carbono Utilizando Laser de CO₂. p. 5-6, 2002. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- 31 HALLIDAY, D.; RESNICK, R. Fundamentos da Física. 4ed. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 1995.
- 32 SICKMAN, J.G. and MORIJN, R., PHILIPS Res. Rep., v. 23, p. 375-376, 1968.
- 33 LOCKE, E.V. and HELLA, R.A., IEEE Journal of Quantum Electronics, v.QE-10 n. 2, p. 179-185, 1974.
- 34 BAARDSEN, E.L.; SCHMATZ, D.J. and BISARO, R.E. High Speed Welding of Sheet Steel with a Carbon Dioxide Laser. Welding Journal, v.54, p. 227-229, 1973.
- 35 JORGENSEN, M., Met. Constr., v.12, n. 2, p. 88, 1980.
- 36 MCCAY, M.H.; MCCAY, T.D.; SEDGHINA-SAB, A. and KEEFER, D.R. Laser Materials Processing III, J. Mazumder and K. Mukherjee, Ed., Minerals, Metals, and Materials Society, 1989.
- 37 FABBRO, R.; COSTE, F.; GOEBELS, D.;KIELWASSER, M. Study of CW Nd-YAG laser welding of Zn-coated steel sheets. Journal of Physics D: Applied Physics, v. 39, n. 2, 2006.
- 38 SCHUBERT, E.; KLASSEN, M.; ZERNER, I.; WALZ, C.;SEPOLD, G. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry. Journal of Materials Processing Technology. v.115, p. 2-8, 2001.
- 39 PETROV, P. I., Advanced welding processes for reconstitution Charpy test specimens, Institute of Electronics, Bulgarian Academy of Sciences,Bulgaria, p. 365 – 370, 2008.
- 40 KOU, S., “Welding Metallurgy” A Jonh Wiley&Sons, Inc., Publication, New Jersey, 2003.
- 41 GALRÃO, C. H. Q., Método para Medição do Diâmetro da Marca Produzida pelo Feixe de Elétrons na Soldagem, p.1, 2001. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.
- 42 DE-FENG, MO.; ZHENG-FEI, HU.; SHU-JUAN, CHEN.; CHUN-XU, WANG. and GUO-QIU, HE. Microestructure and Hardness of T250 Maraging Steel in Heat Affected Zone. Journal of Iron and Steel Research, International, v. 16, p. 87-91, 2009.
- 43 RAMANA, V. P., REDDY, M. G., MOHANDAS, T., GUPTA, A. V.S.S.K.S., Microestructure and residual stress distribution of similar and dissimilar electron beam welds – Maraging steel to medium alloy medium carbon steel, Materials and Design, v.31, p. 749-760, 2010.

- 44 ABDALLA, A. J.; De LIMA, M. S. F.; CARDOSO, A.S.M.; FANTON, L. and BAPTISTA C.A.R.P. COMPARAÇÃO DE SOLDAS REALIZADAS A LASER EM TRÊS TIPOS DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA: 300M, MARAGING 300 E 4340. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2012.
- 45 PADIAL, A. G. F. Caracterização microestrutural do aço maraging de grau 400 de resistência mecânica ultra elevada. p. 22, 2002. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.
- 46 DRAPIER, J. M., VIATOUR, P., MAGNÉE, A.C., COUTSOURADIS, D. Etude structurale de l'acier maraging, nuance 400. Cobalt, n. 50, p. 29-31, 1971.
- 47 MAGNÉE, A., VIATOUR, P., DRAPIER, J. M., COUTSOURADIS, D., HABRAKEN L. Microstructure, résistance et ténacité de l'acier maraging 13Ni (400). Cobalt, p.3-10, 1973.
- 48 ANDRADE, A.H.P., ROSSI, J.L., COUTO, A.A., FERREIRA, P. I., LIMA, N.B. Transformações de fase e propriedades mecânicas em aços martensíticos. Anais do II encontro de tecnologia e utilização dos aços nacionais. Rio de Janeiro, 18 a 22 de Maio de 1987. Associação Brasileira de Metais, p. 1154-1167.
- 49 PETERS, D. T. and CUPP, C.R. The Kinetics of Aging Reactions in 18 Pct Ni Maraging Steels. Transactions of the Metallurgical Society of AIME. v. 236, p.1420-1429, 1966.
- 50 AN, J.; MENG, F.; LY, X.; LIU, H.; GAO, X.; WANG, Y. and LU, Y. Improvement of mechanical properties of stainless maraging steel laser weldments by post-weld ageing treatments. Materials and Design, v. 40, p. 276-284, 2012.
- 51 CHENG-YOUNG, MA.; ZHI-LING, TIAN.; ZE-YU, DU.; YUN, P.; XIAOMU, Z.; CHANGHONG, H. Characterization of the Microstructure and Hardness of the HAZ in a 800 MPa Grade RPC Steel. China Welding, v. 14, p. 48, 2005.
- 52 LOPES, J. T. de B. Estrutura e propriedades dos materiais. Ensaios mecânicos dos materiais. cap. 9, p. 169-171, 2013. Disponível em: <<http://jorgeteofilos.files.wordpress.com/>>. Acesso em: 3 mar. 2013.
- 53 GARCIA, A., SPIM, A. J., Dos SANTOS, A. C., Ensaio dos Materiais, 2 ed. Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda 2012.
- 54 PARRA, B. S. Análise das Propriedades Mecânicas de Juntas Sobrepostas na Liga AL 6181-T4 Soldadas por Fricção por Pontos. 2011. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.
- 55 FLORREN, S., and SPEICH, G. R. Some Observations on the Strength and Toughness of Maraging Steels. Transactions of the American Society for Metals (ASM), v. 57, p. 714-726, 1964.

- 56 LEE, D.G.; JANG, K.C.; KUK, J.M.; KIM, I.S. The influence of niobium and aging treatment in the 18% Ni maraging steel, Journal of Materials Processing Technology, 2005.
- 57 VAN ROYEN,C.; BURGER, H. P.; KAZADI, P.; KRIEK, C. Comparison of CO₂ and Nd:YAG Laser Welding of Grade 250 Maraging Steel, v. 173, 2006.
- 58 ASTM E8/E8M-13a Standard Test Methods for TENSION TESTING OF METALLIC MATERIALS
- 59 ASTM E384-11 Standard Test Method for KNOOP and VICKERS HARDNESS OF MATERIALS.
- 60 MONTGOMERY, D. C., “Design and Analysis of Experiments”, 3ª edição, John Wiley and Sons, 1991.
- 61 DALLY, J. W., RILEY, W. F.e MCCONNELL, K. G., “ Instrumentation for Engineering Measurements”, John Wiley and Sons, 2ª edição, 1993.
- 62 MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C., “Applied Statistics and Probability for Engineers”, John Wiley and Sons, 1994.
- 63 D1.1, AWS. Code- Stainless Steel; American Welding Society; Inspeção Visual e descontinuidades na soldagem. 2010, p. 221-239.